

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**

1'2008

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

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
2008

Журнал “Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні” видається з 1997 року. Він входить до переліку наукових фахових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата технічних наук.

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

- теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;
- конструкційні та функціональні матеріали. Механічні властивості сталей, сплавів та композитів. Технологічне забезпечення надійності та довговічності деталей енергетичних установок. Методи механічного оброблення. Технології зміцнювальних обробок. Характеристики поверхневих шарів та захисних покриттів деталей машин і виробів;
- металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорт. 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 В. В. Луньов (ЗНТУ), Україна

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

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

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

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

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

д-р техн. наук С. Жаткош (Польща)

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

д-р техн. наук В. В. Аверін (ІММ) Росія

д-р техн. наук Б. Б. Винокур (США)

д-р техн. наук А. Л. Геллер (Німеччина)

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

д-р техн. наук О. С. Комаров (Беларусь)

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

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

д-р фіз.-мат. наук Ж. Бюлябуа (Німеччина)

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

д-р техн. наук Я. Кундрак (Угорщина)

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

д-р техн. наук Я. Гловня (Польща)

д-р техн. наук А. Федоришин (Польща)

д-р техн. наук М. І. Гасик (НМетАУ), Україна

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

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

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

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

д-р техн. наук В. О. Толок (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, Т. О. Сокол, 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 приймає рішення щодо можливості їх опублікування. Рукописи не повертаються.

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 5 від 21 січня 2008 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: rsv@zntu.edu.ua

Журнал “Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении” издается с 1997 года. Он входит в список научных профессиональных изданий Украины, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на получение научных степеней доктора и кандидата технических наук.

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 В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. С. Попов (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Б. П. Середа (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (МГТУ), Россия
д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТТ), Россия
д-р техн. наук С. Жаткош (Польша)
д-р техн. наук В. А. Богуслаев («Мотор Сич»), Украина
д-р техн. наук В. В. Аверин (ИММ), Россия
д-р техн. наук Б. Б. Винокур (США)
д-р техн. наук А. Л. Геллер (Германия)
д-р техн. наук В. И. Мазур (НМетА), Украина
д-р техн. наук О. С. Комаров (Беларусь)

д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина
д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина
д-р физ.-мат. наук Ж. Бюлябуа (Германия)
д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина
д-р техн. наук Я. Кундрак (Венгрия)
д-р физ.-мат. наук В. И. Пожув (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук Я. Гловня (Польша)
д-р техн. наук А. Федоришин (Польша)
д-р техн. наук М. И. Гасик (НМетАУ), Украина
д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук А.Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИ Спецсталь), Украина
д-р техн. наук Л. И. Ивченко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. А. Толок (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, Т. А. Сокол, 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 № 5 от 21 января 2008 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 – 20мм.

Структура статті

Послідовність розміщення матеріалу статті: індекс УДК, прізвище та ініціали автора(ів), науковий ступінь, повна назва установи, в якій працює автор, місто, назва статті, анотація трьома мовами: російською, українською та англійською, 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 ВКАЗАНИМ 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>Кисилева И.Ю., Мищенко В.Г., Ольшанецкий В.Е.</i> ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ РЕЗЕРВОВ ПЛАСТИЧНОСТИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ	8
<i>Мазур А.В., Мазур В.И.</i> О СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ Al-Si В ТВЕРДОМ И ТВЕРДО-ЖИДКОМ СОСТОЯНИИХ	11
<i>Шаломеев В.А.</i> ЖАРОПРОЧНЫЙ МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ Mg-10 CO СКАНДИЕМ	15
<i>Дурягіна З.А., Лазько Г.В., Пилипенко Н.В.</i> КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ КОРОЗІЙНОТРИВКИХ СТАЛЕЙ	20
<i>Попов С.Н., Антонюк Д.А.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ УСЛОВИЙ ИЗНАШИВАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЕЗЦОВ ДОРОЖНОЙ ФРЕЗЫ	25

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Павлов В.А., Ляшенко А.П., Носенко М.И.</i> ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	30
<i>Паламарь Д.Г., Раздобреев В.Г.</i> УСЛОВИЯ РЕАЛИЗАЦИИ ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ АРМАТУРНОГО ПРОКАТА №12 В ПОТОКЕ НЕПРЕРЫВНОГО МЕЛКОСОРТНОГО СТАНА 250	33

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Наумик В.В., Цивирко Э.И., Лунев В.В.</i> ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВОЗВРАТА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С УПРАВЛЯЕМОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ	37
<i>Буря А.И., Козлов Г.В., Рула И.В., Вишняков Л.Р.</i> ВЛИЯНИЕ ОБРАТНОЙ СВЯЗИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ФЕНИЛОНА	43
<i>Самойлов Ю.В., Цивирко Э.И., Самойлов В.Е., Кудин В.В.</i> ПОВЕРХНОСТНОЕ НАТЯЖЕНИЕ РАСПЛАВА И СТРУКТУРА НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	47
<i>Косинский В.В.</i> ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СВОЙСТВА ВЯЗКИХ СЖИМАЕМЫХ ЖИДКОСТЕЙ В ПРОЦЕССЕ ПРОПИТКИ ИМИ ПОРИСТЫХ ТЕЛ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	52

**МАТЕРІАЛИ ПЛЕНАРНОГО ЗАСІДАННЯ І МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
«МАШИНИ ТА ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ МЕТАЛІВ»**

<i>Чигиринский В.В.</i> НОВЫЙ МЕТОД РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ	57
<i>Рябичева Л.А., Никитин Ю.Н.</i> АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕСС УПЛОТНЕНИЯ ПОРИСТЫХ ТЕЛ	63
<i>Снитко С.А., Яковченко А.В., Излева Н.И.</i> СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ШТАМПОВКИ КОЛЕСНЫХ ЗАГОТОВОК	67
<i>Краев М.В., Гринкевич В.А., Хлынцева Т.В., Краева В.С.</i> ПРИНЦИП ПРОЕКТИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ХОЛОДНОЙ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ НА ОСНОВЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ	72
<i>Бурлей П.А., Тарасов А.Ф.</i> ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЧАСТИЦ ПОРОШКА БРОНЗЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕСПЕЧЕННЫХ ПРЕССОВОК, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И СТАТИКОДИНАМИЧЕСКОМ ПРЕССОВАНИИ	74
<i>Белый Е.Т.</i> РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ – ФАКТОР СНИЖЕНИЯ МЕТАЛЛОЕМКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТОНКОЛИСТОВОЙ СТАЛИ	77

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Пожуев В.І., Безверха М.А.</i> РОЗПОВСЮДЖЕННЯ В'ЯЗКОПРУЖНИХ ХВИЛЬ У ТІЛАХ З НЕОДНОРІДНОЮ СТРУКТУРОЮ	83
<i>Попович А.Г., Шевченко В.Г.</i> МЕТОДИКА ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВА ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ГРАДИЕНТА ТЕМПЕРАТУР	86
<i>Максименко О.П.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ В РЕЖИМЕ КОНТАКТНО-ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ТРЕНИЯ	93
<i>Шамровський О.Д., Веселов А.І., Лимаренко Ю.О.</i> ДИСКРЕТНА МОДЕЛЬ ПОШИРЕННЯ НЕСТАЦІОНАРНОЇ ПОДОВЖНЬОЇ ХВИЛІ В ПРУЖНОМУ СТЕРЖНІ	98
<i>Байков Е.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ НА НЕПРЕРЫВНОМ СТАНЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ПРОДОЛЬНОЙ РАЗНОТОЛЩИННОСТИ ПОЛОС	102
<i>Жучков С.М., Лохматов А.П., Ключников К.Ю., Кармазина Ю.В.</i> АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ВОЛОЧЕНИИ КРУГЛОЙ ЗАГОТОВКИ В СВОБОДНО ВРАЩАЮЩИХСЯ ВАЛКАХ С ГЛАДКОЙ БОЧКОЙ	106
<i>Хромов Е.В., Хромов О.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЯ ВИДА ФУНКЦИИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ДЛЯ СОБСТВЕННЫХ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ СТАЛЬНОЙ БАЛКИ	111

<i>Лымаренко Ю.А.</i> ВЛИЯНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ МАКРОХАРАКТЕРИСТИКИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗДЕЛИЙ	114
--	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Ольшанецкий В.Е.</i> РЕЦЕНЗИЯ НА МОНОГРАФИЮ БАРАНОВА Д.А.	120
--	-----

<i>Жуков В.Б., Пухальская Г.В.</i> ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ НА МЕСТНУЮ УДАРНУЮ ПРОЧНОСТЬ ЛОПАТОК	121
---	-----

<i>Максимов А.Б., Гофман Л.Д., Кибалов А.А.</i> СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ ПРОИЗВОДСТВА ОСТРЯКОВЫХ РЕЛЬСОВ	125
---	-----

<i>Воденников С.А., Слынько Г.И., Скачков В.А., Воденникова О.С.</i> О ВЛИЯНИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ИОНОВ В ОБЪЕМЕ РАСПЛАВЛЕННОГО ЭЛЕКТРОЛИТА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	128
--	-----

<i>Геллер А.Л., Горелик В.С.</i> «СТАЛЬ-2007» – МЕЖДУНАРОДНАЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ)	131
---	-----

<i>Мазур В.Л.</i> ПОТЕНЦИАЛ И ПРОБЛЕМЫ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА УКРАИНЫ	144
---	-----

<i>Плітченко В.В., Стародуб М.П., Сорокін Ю.В., Апухтін В.В.</i> ПРО ВИГОТОВЛЕННЯ ПРЕЦИЗІЙНИХ ЗАГОТОВОК ІЗ ЛАТУНІ ТА БРОНЗИ	148
--	-----

<i>Зиновьев А.В., Трусов В.А.</i> РОССИЙСКАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ – НАСТОЯЩЕЕ И БУДУЩЕЕ	151
---	-----

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.14.018.8:621.7

И. Ю. Кисилева¹, канд. техн. наук В. Г. Мищенко², д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий²

¹Национальный университет, ²Национальный технический университет, г. Запорожье

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ РЕЗЕРВОВ ПЛАСТИЧНОСТИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ*

На основе полученных теоретических распределений плотности дислокаций разработана методика прогнозирования вероятности появления бракованных изделий при производстве ложек.

Расширение области использования новых экономолегированных коррозионностойких сталей в значительной степени определяется их способностью к формоизменению в холодном состоянии; поэтому при внедрении новых марок листовых сталей в производство становится важной проблема достоверной оценки их штампуемости. Отметим, что листовая штамповка является одним из основных видов обработки давлением. Удельный вес штампованных деталей из листового материала в производстве предметов народного потребления составляет 95...98 %; в точной индустрии 80...85 %; в приборостроении 70...75 %; в автомобиле- и сельхозмашиностроении 60...70 %; в электромашиностроении 60...75 %.

Эффективность применения листовой штамповки зависит от ряда факторов, которые можно разделить на две группы:

- качество и состояние тонкой структуры листового металла;
- условия штамповки.

Качество металла. Прежде всего сюда относятся физико-химические и механические свойства материала штампуемого изделия, которые объединяются в понятие «штампуемость». Появление этого термина непосредственно связано с поиском критериев оценки поведения листового металла при холодной штамповке.

Существуют понятия, характеризующие поведение металла при штамповке: пластичность, деформируемость и т.д. Под штампуемостью следует понимать поведение листового металла при штамповке в производственных условиях, его способность пластически

деформироваться по заданной схеме до заданных степеней деформации и приобретать требуемую в процессе технологической операции или перехода форму. Штампуемость металла зависит от его качества и изменений в тонкой структуре, которые происходят в процессе пластической деформации.

Оценка штампуемости весьма важная, хотя и трудная процедура. Существует множество способов определения надежности процессов формоизменения и методов оценки штампуемости металлов [1-5]. Однако и до настоящего времени специалисты не пришли к единому мнению относительно требований, которым должен удовлетворять оптимальный метод испытаний и оценки надежности показателей деформации для той или иной операции листовой штамповки; а также относительно критериев, по которым следует оценивать способность листового металла к формоизменению в холодном состоянии.

Условия штамповки. К условиям штамповки, главным образом, относятся:

- конструкция детали;
- технологические особенности штамповки.

Для определения надежности холодного деформирования в условиях производства новой марки нержавеющей стали ферритного класса 03X18Тбч и были проведены настоящие исследования.

Отправной точкой исследования надежности являлось использование полученного ранее [6] закона (дифференциальные функции) распределения плотности дислокаций ρ для стадии развитых пластических деформаций в стали

$$g(\rho) = \frac{1}{2k\sqrt{2\pi}} \frac{1}{\sqrt{\rho}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\sqrt{\rho}-1}{k}\right)^2\right]. \quad (1)$$

* По материалам доклада на международной научно-технической конференции «Машины та пластична деформація металів»

Здесь $k = 0,05-0,30$ – коэффициент вариации распределения предела текучести материала [6].

Известно [7], что на параболической стадии упрочнения стали с ОЦК решеткой происходит переход от однородного распределения дислокаций к клубковым, а потом к разориентированным ячеистым структурам. Это вызывается большими пластическими деформациями, в некотором смысле критическими в отношении устойчивости процесса пластического деформирования. При этом средний размер ячеек обратно пропорционален корню квадратному из плотности дислокаций [7]

$$d = \frac{A}{\sqrt{\rho}}, \quad (2)$$

где A – размерный коэффициент пропорциональности.

С другой стороны, деформация, необходимая для формирования разориентированной ячеистой структуры, пропорциональна среднему диаметру ячеек [8]

$$\varepsilon = cd. \quad (3, a)$$

Хотя коэффициент c уменьшается с повышением температуры [8], но в данном исследовании его принимали постоянным, исходя из того, что в условиях массового производства не отмечается изменение температуры получаемых изделий.

Исключая d из уравнений (1) и (2), получили соотношение, связывающее плотность дислокаций и критическую деформацию

$$\rho = \frac{B^2}{\varepsilon^2}. \quad (3, б)$$

Здесь B – обобщенный коэффициент размерности. Сам факт существования такого рода зависимости между плотностью дислокаций и деформацией подтвержден экспериментально [8]. Уменьшение плотности дислокаций при больших деформациях можно объяснить тем, что в таких случаях, кроме дислокационного, «работает» еще и зернограничный сдвиговый механизм.

Преобразуя дифференциальную функцию (1), получим распределение критических деформаций ε в виде

$$\psi(\varepsilon) = \frac{B}{k\sqrt{2\pi}} \frac{1}{\varepsilon^2} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{B/\varepsilon-1}{k}\right)^2\right]. \quad (4)$$

Рассмотрим теперь случай массового производства изделий, при изготовлении которых основной технологической операцией является пластическое деформирование. Тогда, если известна средняя «рабочая» деформация ε_p в опасном сечении указанных изделий, можно вычислить вероятность того, что реальная величина деформации превысит данную ε_p

$$P(\varepsilon > \varepsilon_p) = \int_{\varepsilon_p}^{\infty} \psi(\varepsilon) d\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{\varepsilon_p}^{\infty} \frac{B}{k\varepsilon^2} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{B/\varepsilon-1}{k}\right)^2\right] d\varepsilon. \quad (5)$$

Численное значение интеграла (5) соответствует ненормативному состоянию изделия и будет определять вероятность появления бракованных изделий.

Для численной оценки интеграла (5) сначала произведем замену переменных

$$P(\varepsilon > \varepsilon_p) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{\varepsilon_p}^{\infty} \frac{B}{k\varepsilon^2} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{B/\varepsilon-1}{k}\right)^2\right] d\varepsilon = \left\{ \begin{array}{l} t = \frac{B/\varepsilon-1}{k} \\ -dt = \frac{B}{k\varepsilon^2} d\varepsilon \end{array} \right.$$

В результате будем иметь

$$P(\varepsilon > \varepsilon_p) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{\frac{B-\varepsilon_p}{\varepsilon_p k}}^{\frac{1}{k}} \exp\left[-\frac{t^2}{2}\right] dt.$$

Затем, используя функцию Лапласа

$$\Phi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^x \exp\left[-\frac{t^2}{2}\right] dt, \text{ получим окончательное}$$

выражение для вычисления вероятности появления бракованных изделий

$$P(\varepsilon > \varepsilon_p) = \frac{1}{2} \left[\Phi\left(\frac{B-\varepsilon_p}{\varepsilon_p k}\right) + \Phi\left(\frac{1}{k}\right) \right]. \quad (7)$$

Теперь решим вопрос о численном значении постоянной B .

Современная техника измерений позволяет получать механические характеристики с коэффициентом вариации $k < 0,2$. Поэтому примем для функции Лапласа $\Phi\left(\frac{1}{k}\right) \approx 0,5$ (при этом для рассматриваемой стали $k = 0,034$). Тогда соотношение (7) примет вид

$$P(\varepsilon > \varepsilon_p) = \Phi\left(\frac{B-\varepsilon_p}{\varepsilon_p k}\right) + 0,5. \quad (8)$$

Практическое значение равенство (8) приобретает при выполнении условия

$$B \leq \varepsilon_p, \quad (9)$$

что может служить верхней оценкой неизвестного параметра B . В качестве нижней границы для B примем левостороннюю трехсигмовую точку $\varepsilon_p = 3S$, где S вычисляется по результатам нескольких экспериментов, т.е. исходя из выборки: $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \dots, \varepsilon_k$. В этом случае приемлемые результаты можно получить уже для $k = 10$. В результате, при расчете вероятности появления бракованных изделий постоянную B следует брать из интервала

$$\varepsilon_p - 3S < B < \varepsilon_p, \quad (10)$$

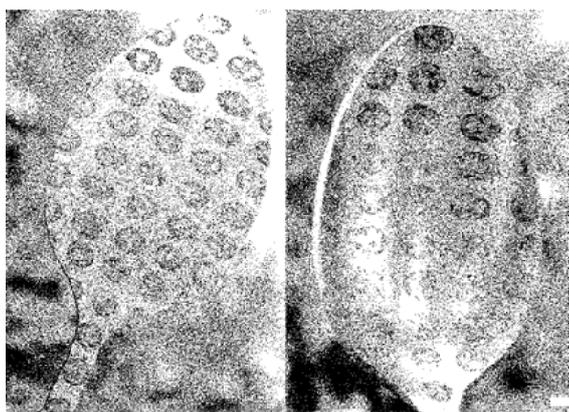
где

$$S^2 = \frac{1}{k-1} \sum (\varepsilon_i - \varepsilon_p)^2, \quad \varepsilon_p = \frac{1}{k} \sum \varepsilon_i.$$

Эта же методика была использована для прогнозирования вероятности появления бракованных изделий при производстве черпаков ложек.

Как было указано выше, важным элементом расчета вероятности появления бракованных изделий (например, при производстве ложек) является вычисление рабочей деформации ε_p . Для определения ε_p было изготовлено несколько черпаков из стали 03X18ТБч с предварительно нанесенными окружностями. После деформации по полученным искаженным окружностям были рассчитаны наибольшие сжимающие деформации.

На рис. 1 представлены заготовка с нанесенной сеткой окружностей (рис. 1, а) и готовое изделие с искаженными окружностями (рис. 1, б). Было найдено, что среднее значение сжимающей деформации равняется 0,12, а стандарт S составляет 0,014. Тогда соотношение (7) изменит свою форму



а – до деформации; б – после деформации

Рис. 1. Черпаки ложек:

а – до деформации; б – после деформации

На основі отриманих теоретичних розподілів густини дислокацій розроблено методику прогнозування ймовірності появи бракованих виробів при виготовленні ложек.

Using the theoretically obtained distributions of dislocation density a method of computing the probability of spoilage in mass production was developed. The method was applied to spoons production process.

$$P(\varepsilon > 0,12) = \Phi\left(\frac{B-0,12}{0,004}\right) + 0,5.$$

Для этого выражения значение B , согласно (10), следует выбрать из интервала

$$0,075 \leq B \leq 0,12. \quad (11)$$

Если подставить границы интервала (11) в (10) получим следующие значения вероятностей:

$$\begin{aligned} B_1 = 0,109 &\Rightarrow P_1(\varepsilon > 0,12) = 0,03344; \\ B_2 = 0,12 &\Rightarrow P_2(\varepsilon > 0,12) = 0,25. \end{aligned} \quad (12)$$

Или

$$0,0334 < P(\varepsilon > 0,12) < 0,25.$$

Статистический анализ процесса изготовления ложек в производственных условиях показал оценку 4,5-5% брака. Далее, для корректной оценки резервов пластичности листового материала провели эмпирическую корректировку теоретических результатов (10), (11) путем смещения к нижней границе интервала (10), что дало снижение показателя брака до 4%. На наш взгляд дальнейшую возможную корректировку границ интервала (11) следует проводить на основе измерений диаметров ячеек разориентированной структуры, однако это не входило в задачи данной работы, хотя и может составить предмет дальнейших исследований.

Перечень ссылок

1. Востриков А.А., Гайдук В.В., Аркулис Г.Э. Новый показатель штампуемости автोलиста // Сталь. – 1982. – № 1. – С. 12-16.
2. Пименов А.Ф., Бочков Н.Г., Бутылкина Л.И. Разработка показателя штампуемости // Сталь. – 1979. – № 12. – С. 927-928.
3. Узлов И.Г., Гешелин А.А., Востриков А.А. Эффективные показатели качества и оценки штампуемости тонколистового проката // Сталь. – 1983. – № 9. – С. 48-52.
4. Аверкиев А.Ю. Методы оценки штампуемости листового металла. М.:Машиностроение 1985. – 438 с.
5. Мищенко В.Г. Штампуемость нержавеющей сталей разных структурных классов // Нові та технології в металургії та машинобудуванні. – 1997. – № 1. С. 20-21.
6. Нагорная И.Ю., Ольшанецкий В.Е. Влияние предварительной обработки стали на эволюцию ее дислокационной структуры при пластическом деформировании // Металлы, 2004. – № 6. – С. 108-112.
7. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Пешковский Е.П., Горная И.Д. Деформационное упрочнение и развитие дислокационной структуры в поликристаллических ОЦК-металлах. //Известия вузов. Физика, 1987. – № 9. – С. 25-33.
8. Фирстов С.А., Саржан Г.Ф. Дислокационная структура и деформационное упрочнение ОЦК-металлов // Известия вузов. Физика, 1991. – № 3. – С. 25-33.

Одержано 29.01.2008

УДК 669.13

Канд. техн. наук А. В. Мазур¹, д-р техн. наук В. И. Мазур²¹ Технологический университет, г. Хельсинки, Финляндия,² Национальная металлургическая академия, г. Днепропетровск

О СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ Al-Si В ТВЕРДОМ И ТВЕРДО-ЖИДКОМ СОСТОЯНИЯХ

На основании данных дилатометрии и дифференциальной сканирующей калориметрии сплавов Al-(1,4...21,5)%Si предложена расчетная версия диаграммы состояния, включающая промежуточную гцк-фазу.

Постоянное повышение требований к литейным алюминиевым сплавам в авиа- и двигателестроении, а также ужесточающиеся экологические требования стимулируют углубленные исследования в области создания новых сплавов и технологии их производства.

Основные технологические процессы литья, обработки давлением и термообработки этих сплавов сформированы достаточно давно, и в настоящее время они не отвечают требованиям по допустимому уровню воздействия на окружающую среду, энергосбережению, возросшим рыночным требованиям, такими как более высокие эксплуатационные качества, надежность, понижение массы изделий и издержек производства.

Развитие новых технологических направлений, таких как полужидкая штамповка, сверхпластическая деформация в твердом состоянии наряду с их перспективностью вскрыло и проблемы, связанные, в основном, с недостаточной изученностью процессов структурообразования в области технологических температур, а также с отсутствием специально разработанных для этих процессов сплавов, которые к тому же удовлетворяли бы и рыночные требования.

Эти обстоятельства определяют актуальность исследований структурных превращений в сплавах на основе системы Al-Si в широком интервале температур, охватывающем твердое и твердо-жидкое состояния.

Материалы и методика

Сплавы Al-Si с содержанием 1,4; 3; 6; 12; 21,5 и 36 масс. % Si изготовили путем сплавления чистых алюминия и кремния в индукционной печи в графитовом тигле. Для одинаковой металлургической наследственности полученные сплавы затем нагрели до 1037 °С в печи сопротивления, охладили до 830 °С со скоростью 10 °С/мин в той же печи, изотермически выдержали при 830 °С в течение 15 мин, затем залили в стальной кокиль. Температура кокиля к началу заливки составляла 20 °С. Образцы для дальнейших исследований изготовили из этих отливок обработкой резанием при охлаждении струей проточной воды. Образцы для дифференциальной сканирующей кало-

риметрии и для исследования микроструктуры представляли собой цилиндры диаметром 4 мм и длиной 3,5 мм. Цилиндрические образцы для дилатометрии того же диаметра имели длину 10 мм. Дилатометрические исследования проводили на приборе NETZCH DIL 402C в атмосфере чистого аргона при постоянной нагрузке 0,30 N со скоростью 10 К/мин. Для дифференциальной сканирующей калориметрии использовали прибор NETZCH STA 449C Jupiter с атмосферой чистого аргона. Во время изменения температуры со скоростью 10 К/мин вес и тепловые потоки регистрировались с частотой 20 сек⁻¹. Для микроструктурного анализа изготовили термически обработанные образцы исследуемых сплавов. Для этого образцы нагрели в массивных алундовых тиглях в программируемой печи сопротивления до заданных температур, затем изотермически выдержали их при этих температурах в течение 120 минут и после этого закалили в 5 % водном растворе уксуса со льдом при температуре около 0 °С. При закалке приняли меры против образования паровой рубашки. Скорость снижения температуры в процессе закалки была около 1000 К/сек.

При структурном анализе использовали металлографический микроскоп «Olimpus PMG-3» и сканирующий электронный микроскоп LEO 1450 с системой LINK EDS, откалиброванной по эталонным Si и Co.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Сводные трехмерные карты температурных зависимостей теплоемкости и термического расширения экспериментальных сплавов Al-Si представлены на рис. 1.

В низкотемпературной области у всех сплавов отмечено значительное изменение температурных зависимостей теплового потока, генерированного структурными и фазовыми превращениями, и теплового расширения с максимумами, приходящимися на температуры около 250 °С. В дальнейшем графики зависимостей монотонны до температур порядка 400 °С, после чего резко изменяются. Следующий интервал неустойчивости наблюдается в узком температурном интервале 490...520 °С, а затем выше 540 °С.

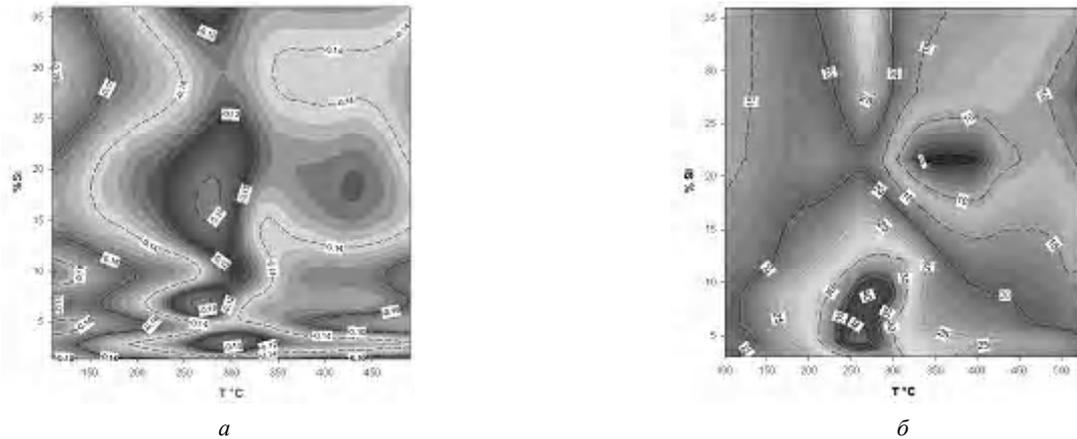


Рис. 1. Зависимости: *a* – теплового потока; *б* – коэффициента термического расширения от температуры и содержания кремния

Рентгеноструктурный анализ закаленных образцов показал, что во всем температурном интервале в структуре всех образцов были только фазы на основе алюминия и кремния.

Эти результаты хорошо согласуются с данными EDX-спектроскопии кристаллов кремния в сплаве Al-6,87Si [1] в ходе термообработки по режиму T7 (8 час при 495 °C, закалка в воде, старение 5 час при 260 °C). В кристаллах кремния обнаружены наночастицы избыточной фазы, содержащей Si, Al и O с кристаллической решеткой Al. Этот факт экспериментально подтверждает гипотезу, изложенную в [2] о решающей роли внутреннего окисления Al-Si сплава, в результате которого в кремниевой фазе при кристаллизации образуются кластеры с направленными межатомными связями Si-O-Al. Они вносят локальные искажения в кристаллическую решетку кремния и способствуют образованию аномально больших (до 2...3%) концентраций растворенного алюминия. Таким образом, изменение микротвердости кристаллов кремния при низких температурах обусловлено выделением наночастиц с решеткой Al, а при более высоких температурах – их укрупнением в результате коалесценции, очищением кристаллов кремния от примесей и образованием на их основе кристаллов с более совершенной (в смысле дефектности) структурой.

Как следует из результатов предыдущей работы [3], при низких температурах в сплаве Al-21,5% Si происходит распад пересыщенного до 2,6...3,2 ат. % Si твердого раствора на базе алюминия, который образовался в процессе кристаллизации отливки. При этом в результате восходящей диффузии образуются пакеты пластин кремния и практически чистая алюминиевая матрица.

При температурах выше 420 °C начинаются структурные изменения эвтектических фаз, обусловленные коалесценцией ветвей кремниевых дендритов – рис. 2, *a, б*. В ходе изотермической выдержки при 505 °C зафиксировано ограничение первоначаль-

но округлых ветвей кремниевых дендритов – рис. 2, *в*. Рис. 2, *г* демонстрирует начальную стадию процесса ограничения, когда на округлой поверхности начинают формироваться слои роста, характерные для гранных кристаллов.

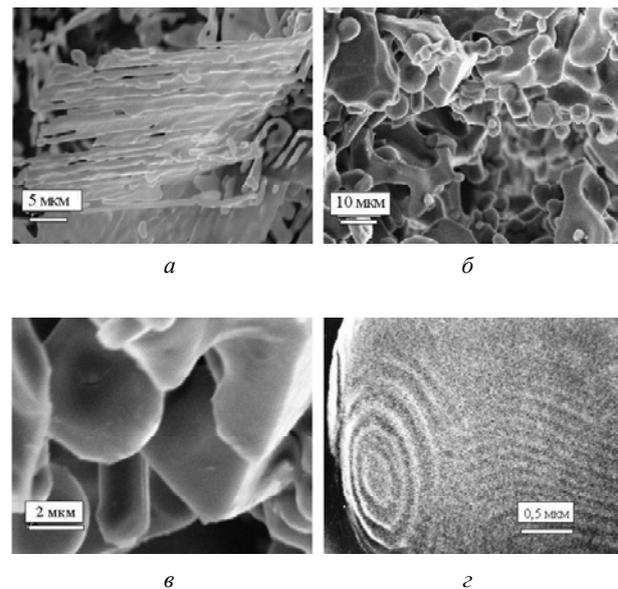


Рис. 2. Дендритные ветви эвтектического кремния при 420 °C (*a*); после выдержки при 510 °C, 15 мин (*б, в*); формирование слоев роста на первоначально округлой поверхности дендритной ветви (*г*)

Для выяснения сущности структурных изменений в интервале 490...580 °C сопоставили кривые теплового потока (рис. 3) с графиками теплового расширения (рис. 4). На кривых ДСК отчетливо различаются экзотермические эффекты в низкотемпературной области, однако в сплавах Al-1,4Si и Al-21,5Si они минимальны. Выше 460 °C тепловой поток во всех сплавах, за исключением Al-1,4Si значительно уменьшается и при температурах 568...577 °C начинается

мощный эндотермический эффект, вызванный эвтектическим плавлением. Привлекает внимание эндотермический эффект в сплаве Al-1,4Si в интервале 470...560 °C (указан значками V-V).

На первой производной функции теплового расширения при 250 °C также имеется локальный максимум, отвечающий старению сплава, но наиболее интересны максимум при 505 °C, соответствующий перегибу на кривой dL/L_0 , а также максимум на этой кривой при 530 °C (рис. 5). Природу первого из них предстоит выяснить.

Второй максимум и последующее резкое падение линейного расширения несомненно обусловлено методикой эксперимента и конструкцией dilatометра: как следует из рис. 5, осевое усилие прибора привело к пластической деформации образца.

Вместе с тем этот экспериментальный факт свидетельствует о существенном разупрочнении сплава при данных условиях.

Для обсуждения полученных температурных зависимостей, а также экспериментально обнаруженного факта существования в низкотемпературной области чистого алюминия с помощью программы «FactSage» рассчитали гипотетическую диаграмму фазовых равновесий в системе Al-Si с возможным участием трех кристаллических фаз: β -Si, твердого раствора атомов Si в решетке Al и чистого Al. На рис. 6, б такая расчетная диаграмма сопоставлена с общепринятой версией диаграммы Al-Si, рассчитанной по той же программе (рис. 6, а). Особенностью гипотетической диаграммы на рис. 6, б является однофазная область существования фазы с изоморфной алюминию гцк-решеткой и концентрацией кремния в интервале 1...1,7 % Si. Со структурной точки зрения она играет роль общеизвестного твердого раствора на базе Al, с термодинамической – роль промежуточной фазы. Эндотермический тепловой эффект образования этой фазы зафиксирован на ДСК кривой сплава Al-1,4Si (рис. 3).

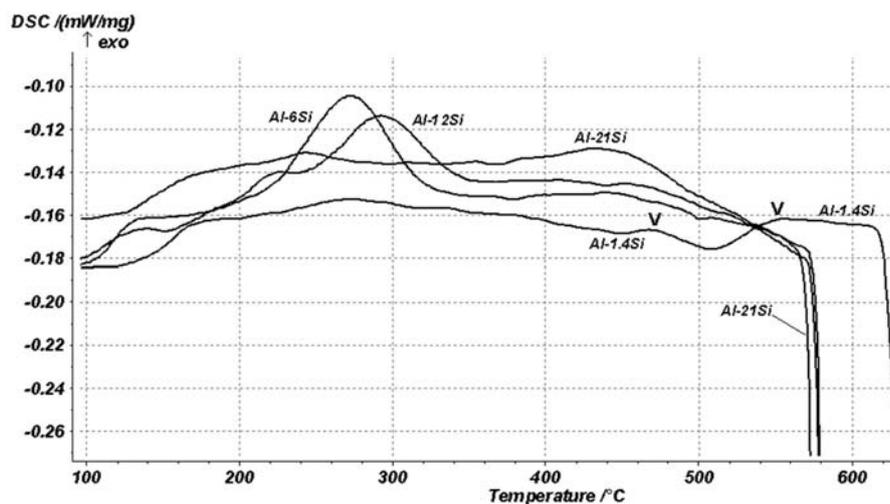


Рис. 3. Кривые ДСК для сплавов Al-Si

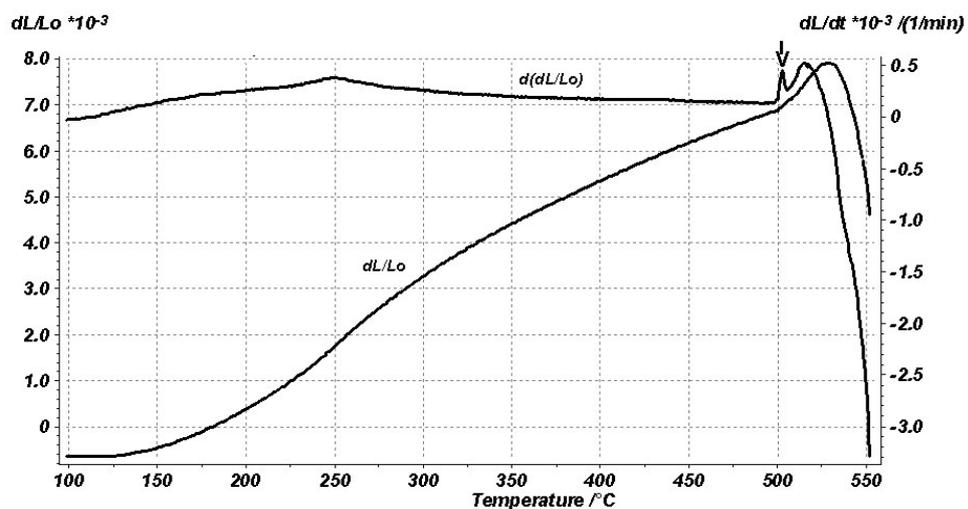


Рис. 4. Дилатометрия сплава Al-21,5Si

Температура начала эффекта близка к расчетному нижнему температурному пределу существования промежуточной фазы. Интересно, что на кривых теплового потока других сплавов такой эффект отсутствует. Второй особенностью этой фазы, согласно диаграмме, является ее инконгруэнтное плавление при температуре около 605 °С. Согласно данным ДСК (рис. 3), плавление сплава Al-1,4Si начинается при 615 °С, что близко расчетным данным. Важно отметить, что с помощью общепринятой диаграммы состояния Al-Si невозможно объяснить этот экспериментальный факт.

Таким образом, версия диаграммы состояния Al-Si с промежуточной фазой не противоречит экспериментальным данным.

Полученные данные наряду с теоретическим имеют и практический интерес: из трехмерной карты температурной зависимости коэффициента объемного расширения (рис. 1, б) видно, что наибольшую стабильность размера в широком температурном интервале имеет заэвтектический силумин с содержанием кремния 21,5 масс. %. Это позволяет утверждать, что такой сплав в наибольшей мере отвечает требованиям конструкторов теплонапряженных ДВС к деталям типа поршней, блоков цилиндров, головок блоков цилиндров и др.

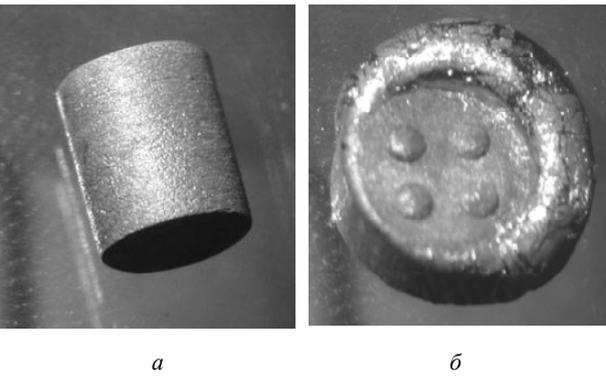
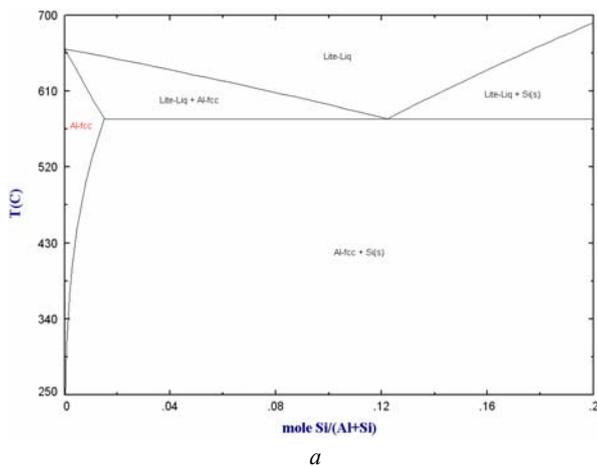


Рис. 5. Изменение формы образца диаметром 3 мм из сплава Al-Si после приложения осевого усилия 0,3 Н в течение 3 мин при 505 °С: а – до нагружения, б – после (увеличено в 2 раза по ср. с (а))

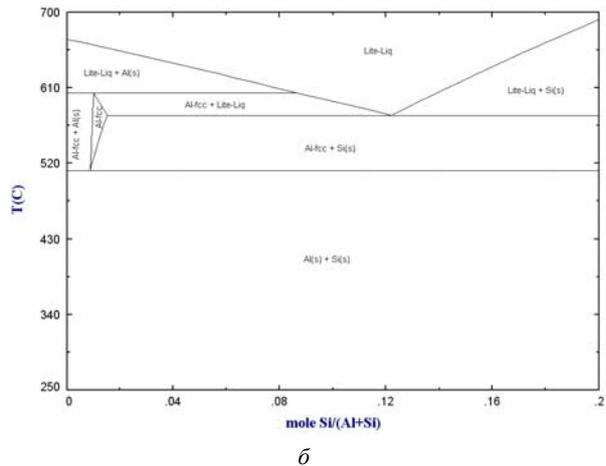


Рис. 6. Расчетные фазовые диаграммы системы Al-Si: а – без участия чистого Al, б – с его участием

Примером может служить цельноштампованный поршень дизельного двигателя КАМАЗ 740 – рис. 7. Комплект таких поршней прошел стендовые моторные испытания. Экспериментальные поршни показали более высокую износостойкость, чем серийные.

Выводы

Изучены температурные зависимости тепловых потоков, генерированных структурными превращениями, а также линейного расширения сплавов Al-Si с содержанием кремния от 1,4 до 21,5 %. Для объяснения экспериментальных данных предложена расчетная версия диаграммы Al-Si, включающая промежуточную гцк-фазу. Обоснован оптимальный состав конструкционного сплава Al-Si.



Рис. 7. Штампованный поршень КАМАЗ 740 после стендовых испытаний

Перечень ссылок

1. Donlon W.T. Precipitation of Aluminium in the Silicon phase contained in W319 and 356 Aluminium Alloys. Metallurgical and Materials Transactions, A, v. 34A, 2003, p. 523-529.
2. Е. Береза, М.М. Гасик, А.В.Мазур, В.И.Мазур, Ю.Н.Таран. Внутреннее окисление сплава Al-21,5 % Si

- при плавке на воздухе. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні № 2, 2002. – С. 111-113.
3. Mazur A.V., Gasik M.M. Low-temperature Phase transformations phenomena in the Al-21,5 % Si alloy. Kovove Mater. 43, 2005, p. 389-403.

Одержано 21.09.2007

На підставі даних дилатометрії та диференціальної сканувальної калориметрії сплавів Al-(1,4...21,5)%Si запропоновано розрахункову версію діаграми стану, що містить проміжну гцк-фазу.

The design version of the phase diagram Al-Si which includes an intermediate fcc-phase is offered on the basis of a dilatometry and different scanning calorimetry of alloys Al-(1,4...21,5)%Si data.

УДК 669.721.5

Канд. техн. наук В. А. Шаломеев

Национальный технический университет, г. Запорожье

ЖАРОПРОЧНЫЙ МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ Мл-10 СО СКАНДИЕМ

Исследовано влияние скандия на структурообразование и фазовый состав жаропрочного магниевого сплава Мл-10. Показано его положительное влияние (до 0,07 %) на механические свойства и жаропрочность отливок из магниевых сплавов.

Для производства жаропрочного магниевого литья в авиадвигателестроении широко применяют сплав Мл-10, содержащий цирконий и неодим. Эти элементы, образуя жаропрочные интерметаллидные фазы, обеспечивают достаточные служебные характеристики сплава при повышенных температурах [1].

Однако современные технические требования, предъявляемые к авиационным изделиям, ужесточают условия их эксплуатации и требуют постоянного повышения их характеристик. Наиболее рациональным решением данной задачи является совершенствование применяемых материалов за счет управления их структурой и свойствами [2].

Известно положительное влияние скандия на механические и жаропрочные свойства алюминийсодержащего магниевого сплава Мл-5 за счет образования жаропрочных интерметаллидных фаз [3, 4]. Поэтому представляет интерес изучение влияния скандия на структуру и свойства жаропрочного сплава Мл-10, уже имеющего в своем составе жаропрочные фазы $(\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$, что позволит повысить эксплуатационную надежность и долговечность изготовленных из него изделий и расширит область его применения.

Исследовали влияние скандия на механические свойства и жаропрочность магниевого сплава Мл-10.

Магнийсодержащий сплав Мл-10 выплавляли в индукционной тигельной печи типа ИПМ-500 по серийной технологии. Рафинирование сплава проводили в раздаточной печи с порционным отбором расплава, в ко-

торый вводили возрастающие присадки Mg-Sc-лигатуры (10 % Sc, 90 % Mg) и заливали стандартные образцы для механических испытаний в песчано-глинистую форму. Образцы проходили термическую обработку в печах типа Бельвью и ПАП-4М по режиму Т6 (закалка от 415^{±5} °С, выдержка 15 ч, охлаждение на воздухе и старение при 200^{±5} °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе).

Временное сопротивление разрыву (σ_b) и относительное удлинение (δ) образцов с рабочим диаметром 12 мм. определяли на разрывной машине Р5 при комнатной температуре.

Длительную прочность (σ) при различных температурах определяли на разрывной машине АИМА 5-2 на образцах с рабочим диаметром 5 мм по ГОСТ 10145-81.

Микроструктуру отливок изучали на микроскопии «Neophot 32» после травления реактивом, состоящим из 1 % азотной кислоты, 20 % уксусной кислоты, 19 % дистиллированной воды, 60 % этиленгликоля.

Микротвердость структурных составляющих сплава определяли на микротвердомере фирмы «Buehler» при нагрузке 0,1 Н.

Микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих осуществляли на электронном микроскопе «JSM-6360LA».

Химический состав сплава различных вариантов модифицирования удовлетворял требованиям ГОСТ 2856-79 и по содержанию основных элементов нахо-

дился примерно на одном уровне.

Проведенный макрофрактографический анализ образцов с различным содержанием скандия показал, что уже при содержании скандия 0,7 % и более в изломах металла были обнаружены дефекты, характерные для грубых микрорыхлот и пленочных загрязнений (рис. 1).



Рис. 1. Грубые плены в образцах из сплава Мл-10 с присадкой 1,0 % Sc, $\times 100$

Микроструктура термообработанного сплава Мл-10, отлитого по стандартной технологии, представляла собой δ -твердый раствор с наличием эвтектоида $\delta + (\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$ в виде областей сферической формы. С повышением концентрации модификатора (Sc) в сплаве наблюдалось увеличение размеров сферических областей выделения эвтектоида (рис. 2, *a-в*). Так, при введении в расплав более 0,07 % Sc размер эвтектоидных областей увеличивался примерно в 4 раза в сравнении со стандартным сплавом, в то время как размер δ -фазы находился приблизительно на одном уровне (рис. 3).

Термическая обработка способствовала повышению однородности сплава вследствие перераспределения элементов между осями и межосными пространствами дендритов, а также дополнительного легирования матрицы за счет диффузии элементов из пограничных выделений фазы $(\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$.

Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный на электронном микроскопе «JSM-6360LA», показал, что сферические области обогащены, в основном, цирконием, неодимом и скандием (рис. 4). В модифицированных сплавах содержание скандия в сферических областях выделений эвтектоида $\delta + (\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$ в $\sim 1,5 \dots 2,0$ раза выше, чем в δ -твердом растворе.

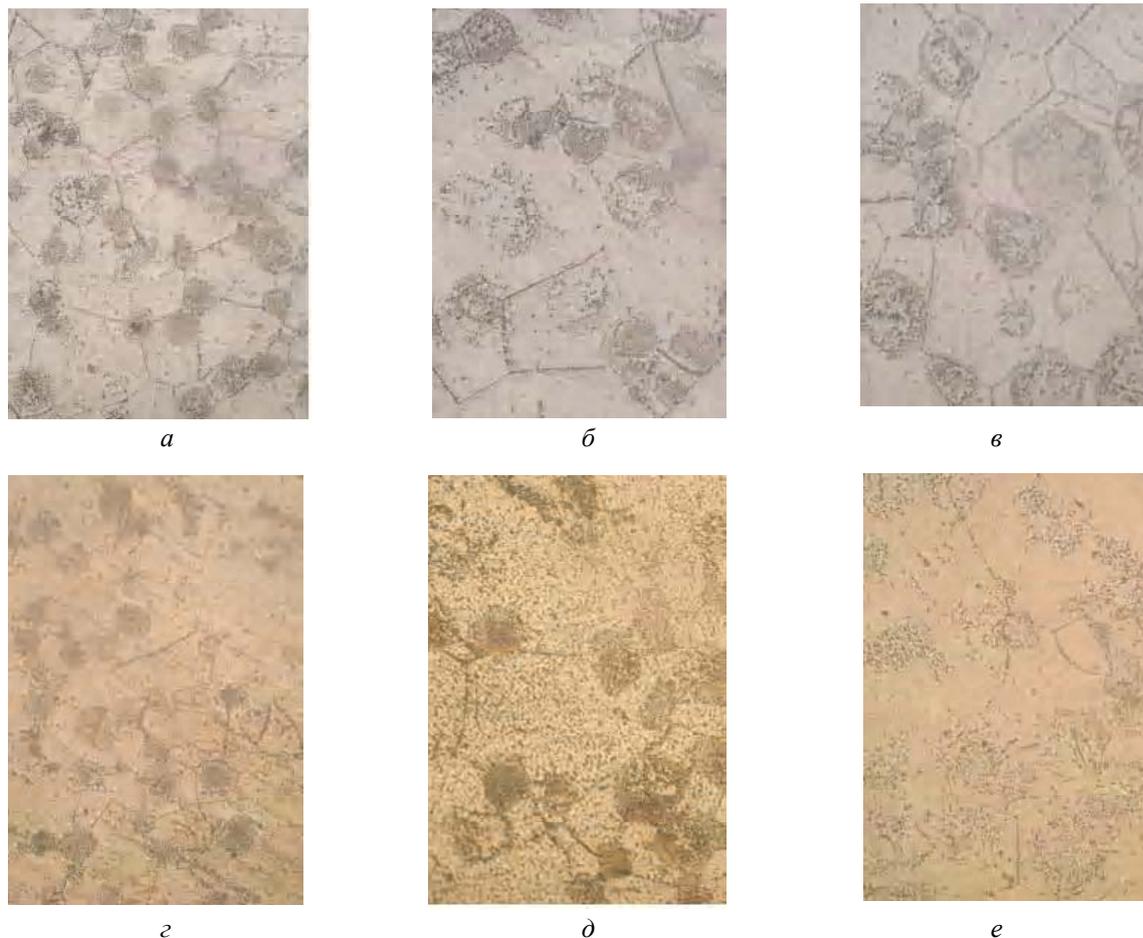


Рис. 2. Микроструктура сплава Мл-10 без присадки Sc (*a, г*), с присадкой 0,05 % Sc (*б, д*) и 1,0 % Sc (*в, е*), $\times 500$:
a, б, в – после стандартной термообработки, *г, д, е* – после испытаний при 150 °C (1252 ч) + 250 °C (напряжение 80 МПа)

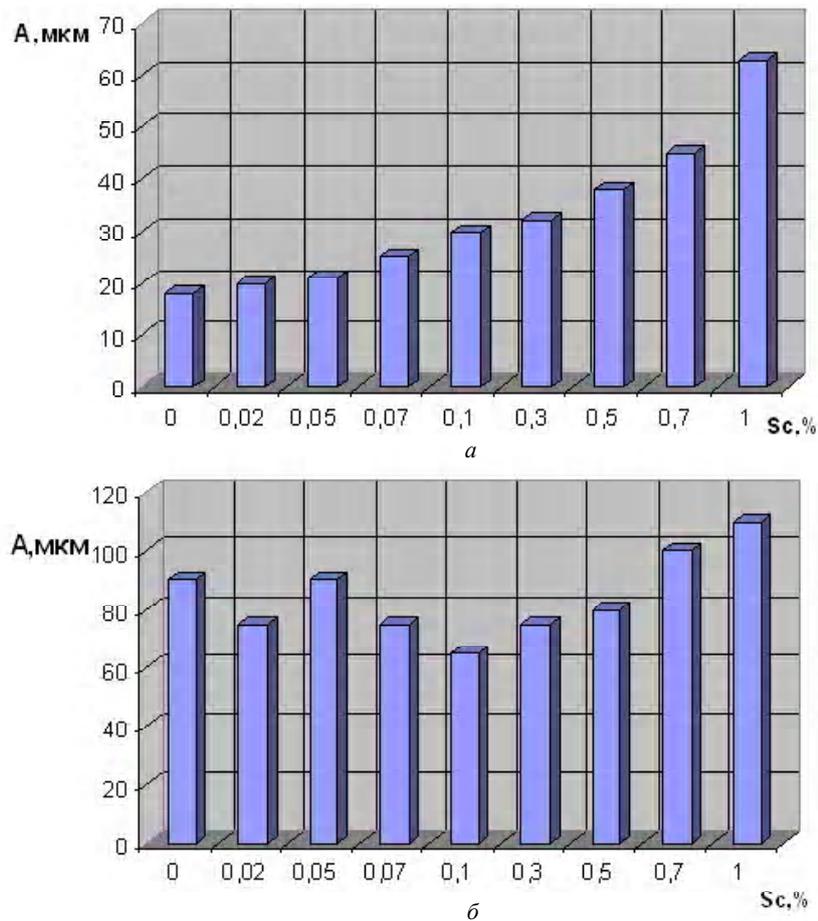


Рис. 3. Размеры структурных составляющих сплава Мл-10(Т6) с различным содержанием скандия:
а- $\delta + (MgZr)_{12}Nd$ - фаза; б- δ - фаза

№ точки	Содержание элементов, % *						Всего, %
	Mg	Al	Si	Sc	Zr	Nd	
007	97,39	-	0,1	0,39	0,1	2,02	100
008	93,07	0,45	0,08	0,57	1,83	4	100
009	92,36	-	0,17	0,54	4,03	2,9	100
010	96,1	-	0,17	0,24	0,53	2,96	100

* – данные носят оценочный характер

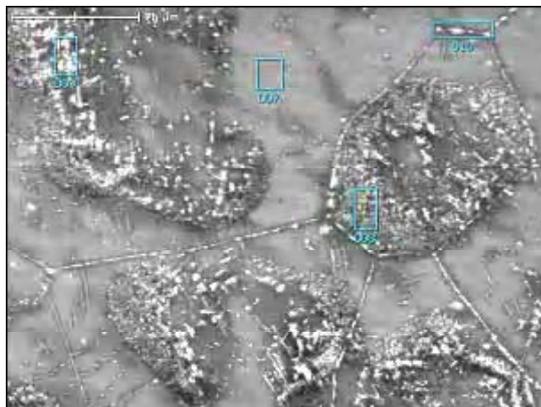


Рис. 4. Микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих сплава Мл-10 с присадкой 0,5 % Sc

При повышении концентрации скандия в сплаве до 0,3 % наблюдалось измельчение зерен. Дальнейшее увеличение присадок модификатора (до 1,0 % Sc) приводило к увеличению размера микрочастиц до 160 мкм (при 0,02...0,3 % Sc величина микрочастицы составляет ~ 75 мкм).

В образцах, нагретых до температур 150...250 °С, наблюдался распад эвтектоида (рис. 2, *z-e*). Анализ микроструктур показал, что в процессе воздействия температуры и длительных выдержек наряду с распадом эвтектоида происходило его растворение в матрице с последующим выделением интерметаллидной фазы типа $(MgZr)_{12}Nd$ в виде мелкодисперсных частиц (рис. 5). При этом замечено, что мелкодисперсные интерметаллидные частицы выделялись неравномерно, образуя области полосчатой структуры, характеризующиеся повышением значений микротвердости.

Установлено, что более полному распаду эвтектоидной фазы способствовало время выдержки при заданной температуре, а также напряжения. При температуре 270 °С наблюдалось огрубление структуры вследствие интенсивного выделения интерметаллидов, в особенности по границам зерен, чем и объясняется резкое падение жаропрочности материала. Наиболее грубые пограничные выделения были обнаружены в структуре образцов, содержащих более 0,07 % Sc, которые приводили к быстрому разрушению образцов в процессе испытания на длительную прочность.

Микротвердость δ -твердого раствора стандартного сплава (до термообработки) более чем в 3 раза ниже микротвердости выделений в сферических эвтектоидных областях. После проведения термообработки наблюдалось увеличение микротвердости матрицы и снижение значений твердости эвтектоида, что свидетельствует о повышении однородности термообработанного сплава (табл. 1).

Показано, что повышение концентрации скандия в сплаве приводило к увеличению значений микротвердости структурных составляющих как до-, так и после термической обработки.

С увеличением длительности выдержки при температурах 150...250 °С происходило снижение микротвердости исследуемых сплавов за счет более полного распада эвтектоида типа $\delta + (MgZr)_{12}Nd$.

Из данных, представленных в таблице 2, видно, что присадка скандия в сплав Мл-10 до 0,07 % способствовала некоторому повышению как механических, так и жаропрочных свойств. Далее наблюдалась тенденция к снижению физико-механических характеристик материала.

Повышение температуры испытания длительной прочности до 270 °С уменьшило время до разрушения в ~ 6 раз. Образцы с присадкой 1,0 % Sc разрушились при их нагружении уже при температуре 250 °С из-за образования микрорыхлот и пленочных загрязнений.



Рис. 5. Неравномерное выделение вторичной интерметаллидной фазы в образце из сплава Мл-10 после длительной выдержки (1252 часа, $\sigma_{\delta} = 80$ МПа) при температуре 150 °С, $\times 750$

Таблица 1 – Микротвердость структурных составляющих в образцах из сплава Мл-10 после испытаний на длительную прочность

Кол-во модиф (Sc), % масс.	Микротвердость после испытаний на длительную прочность ($\sigma_{\delta}=80$ МПа), HV, МПа					
	матрица			эвтектоид		
	$T_{исп.} = 150$ °С	$T_{исп.} = 250$ °С	$T_{исп.} = 270$ °С	$T_{исп.} = 150$ °С	$T_{исп.} = 250$ °С	$T_{исп.} = 270$ °С
–	824,0...894,1	824,0...1064,0	894,1...1354,4	1026,6...1114,1	1225,5...1504,7	1589,5...2011,7
0,02	894,1...1064,0	894,1...1017,3	681,0...824,0	1114,1...1167,8	1167,8...1225,5	733,4...857,3
0,05	894,1...1017,3	894,1...1017,3	733,4...857,3	1114,1...1167,8	1167,8...1225,5	824,0...949,5
0,07	894,1...973,5	1064,0...1114,1	894,1...914,1	1114,1...1167,8	1167,8...1225,5	973,5...1167,8
0,10	894,1...973,5	1064,0...1114,1	894,1...914,1	1114,1...1167,8	1167,8...1225,5	973,5...1167,8
0,30	894,1...973,5	1064,0...1114,1	894,1...914,1	1114,1...1167,8	1167,8...1225,5	973,5...1167,8
0,50	894,1...973,5	894,1...1064,0	933,4...973,5	1114,1...1167,8	1167,8...1354,4	1167,8...1225,5
0,70	824,0...894,1	994,1...1164,8	923,1...932,5	1064,0...1167,5	1225,5...1354,4	1167,8...1649,5
1,00	967,8...1114,5	1044,1...1184,3	923,1...932,5	1167,8...1354,4	1225,5...1504,7	1167,8...1649,5

Таблиця 2 – Механические свойства и длительная прочность*) сплава Мл-10

Количество модификатора (Sc), % масс.	Механические свойства		Длительная прочность, $\sigma_s = 80$ МПа, час.		
	σ_s , МПа	δ , %	$T_{исп.}^{**} = 150/250$ °C	$T_{исп.} = 250$ °C	$T_{исп.} = 270$ °C
–	235,0	3,6	$1251^{30}/26^{15}$	47^{30}	9^{00}
0,02	253,0	4,6	$1252^{00}/56^{00}$	53^{10}	11^{10}
0,05	245,0	6,3	$1252^{00}/48^{45}$	71^{30}	16^{00}
0,07	240,0	4,0	$1252^{30}/64^{00}$	61^{40}	12^{20}
0,10	232,0	3,5	$1252^{30}/48^{00}$	36^{30}	13^{20}
0,50	235,0	4,0	$1251^{30}/34^{10}$	24^{00}	6^{45}
1,00	169,0	3,3	$1252^{30}/8^{00}$	–	–

Примечание: *) – средние значения; **) – испытание образцов на длительную прочность проводили ступенчатым образом: при 150 °C (числитель), затем при 250 °C (знаменатель)

Выводы

1. Модифицирование сплава Мл-10 скандием приводит к увеличению размеров эвтектоида $\delta + (\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$, при этом размер δ - фазы практически не изменяется.

2. Микротвердость сферических областей эвтектоида $\delta + (\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$ выше, чем матрицы за счет повышенной в них концентрации циркония и неодима, а в сплавах, модифицированных скандием, и скандия.

3. При длительных выдержках в интервале температур 150...250 °C происходит распад эвтектоида, вследствие чего микротвердость исследуемых сплавов снижается.

4. Модифицирование сплава Мл-10 скандием до 0,07 % способствует повышению механических и жаропрочных свойств вследствие дополнительного упрочнения как твердого раствора, так и эвтектоида $\delta + (\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$.

5. Термообработка сплава Мл-10 по стандартному

режиму приводит к выравниванию свойств по сечению металла.

6. Падение жаропрочности сплавов при температуре 270 °C обусловлено огрублением структуры вследствие выделения интерметаллидов по границам зерен.

Перечень ссылок

1. Альтман М.Б., Белов А.Ф., Добаткин В.И. и др./ Магниеые сплавы. Справочник ч. 2. – М.: Металлургия, 1978. – 294 с.
2. Гуляев Б. Б./ Решенные и нерешенные задачи теории литейных процессов // Литейное производство. – 1990. – № «9». – С. 2-3.
3. Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Лисенко Н.А., Ключихин В.В. Качество оливок из сплава сплава Мл-5, модифицированного скандием // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2007. – № 2. – С. 77-82.
4. Патент № 25055 Украина. Литейный сплав на основе магния / Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Жеманюк П.Д. и др. – заявл. 12.03.2007; опубл. 25.07.2007, Бюл. № 11.

Одержано 21.01.2008

Досліджено вплив скандію на структуроутворення і фазовий склад жароміцного магнієвого сплаву Мл-10. Показано його позитивний вплив на механічні властивості (до 0,07 %) й жароміцність виливків із магнієвих сплавів.

Researched is the influence of scandium on structure formation and phase composition of heat resistant magnesium alloy Мл-10. It's positive effect on mechanical properties and heat resistance of magnesium alloys castings has been shown.

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ КОРОЗІЙНОТРИВКИХ СТАЛЕЙ

Представлено результати лазерного легування сталей 12Х18Н10Т і ЭП 823 складними сумішами. Проаналізовано вплив температурного поля на особливості формування структурно-фазового стану поверхні. За допомогою комп'ютерного моделювання розподілу значень температурного поля в оплавленій зоні встановлено оптимальні режими лазерного легування досліджуваних сталей. Показано, що використання методики оцінки розміру зерен у поєднанні з коректно підібраними легувальними елементами та режимами поверхневої обробки дозволить створювати захисні бар'єрні шари з прогнозованою дрібнозернистою структурою та високим рівнем функціональних властивостей.

Вступ

Відомо, що взаємодія висококонцентрованих потоків енергії лазерного випромінювання з поверхнею конструкційних матеріалів викликає зміну її фазового та напруженого стану з одночасною трансформацією морфологічних ознак структури. Саме тому одним із важливих завдань інженерії поверхні є встановлення взаємозв'язку між параметрами технологічного процесу формування поверхневих шарів із заданою структурою та їх функціональними властивостями. Для цього у досліджуваних нами системах «сталь-насичувальний елемент» здійснено термодинамічний прогноз імовірності утворення спектру вторинних фаз на основі порівняльного аналізу відповідних подвійних і потрійних діаграм стану та комп'ютерного моделювання характеру розподілу температурного поля за глибиною оплавленої поверхні [1, 2]. Це покладено за основу при встановленні особливостей механізму структуроутворення в поверхневих шарах корозійнотривких сталей аустенітного (12Х18Н10Т) і феритомартенситного (ЭП 823) класів після лазерного легування складними сумішами при встановленні оптимальних режимів формування зазначених поверхневих шарів комп'ютерним моделюванням.

1 Матеріали та методика досліджень

Об'єктом дослідження обрані корозійнотривкі сталі 12Х18Н10Т та ЭП 823. Поверхнєве лазерне легування здійснювали на CO₂-лазері неперервної дії фірми «TRUMF» потужністю 6,5 кВт, довжиною хвилі випромінювання 10,6 мкм, швидкістю сканування променя за поверхнею зразка 1990 мм/хв., який має низку переваг порівняно з традиційними CO₂-лазерами типу «Кардамон». Зазначені переваги обумовлені певними конструкторськими рішеннями та використанням більшої потужності лазерного випромінювання. Зокрема, під час опромінення відбувається рівномірніший розподіл температурного поля в оплавленій зоні без істотного перегріву по відношенню до температури ліквідус сталі. Існує можливість регулювати час нагріву, при якому легувана лазером поверхня сталей характеризується мінімальною шорсткістю, а сформована на її поверхні структура – мінімальною неоднорідністю, оскільки обробка проходить без перекриття доріжок. Легувальна обмазка готувалась на основі рідкого скла, у яке додавали дисперсні порошки наперед встановлених складних сумішей (табл. 1), що доводили до консистенції суспензії, яку тонким шаром, товщиною 15-20 мкм, наносили на поверхню зразків.

Таблиця 1

Сталь	Склад порошкових сумішей	Очікувані вторинні фази*
12Х18Н10Т	1: 20%Fe+40%Ni+30%B+ 10% Si	карбіди: Cr ₇ C ₃ , TiC, NbC _{0,5} , Cr ₃ C ₂ , Cr ₄ C, Fe ₃ C; нітриди: SiN ₄ , TiN, NbN, BN, Cr ₂ N, CrN, Fe ₄ N; бориди: TiB ₂ , CrB ₂
	2: 100% Nb	
ЭП 823	1: 20%Fe+40%Ni+30%B+ 10% Si	карбіди: Cr ₇ C ₃ , NbC _{0,5} , Cr ₃ C ₂ , Cr ₄ C; нітриди: SiN ₄ , NbN, BN, Cr ₂ N, CrN, Fe ₄ N; бориди: CrB ₂
	2: 100% Nb	

* Означені фази розподілені нами в ряди за зменшенням імовірності їх утворення відповідно до проведених попередньо термодинамічних розрахунків

Наявність рідкого скла в обмазці сприяє максимальному використанню енергії випромінювання лазера, оскільки при довжині хвилі 10,6 мкм коефіцієнт відбиття традиційної графітової обмазки становить 22,7 %, а рідкого скла – 2,8 %. Крім того, використання рідкого скла дозволяє створювати покриття, металева матриця яких зміцнена керамічними частинками, що додатково підвищуватиме їх працездатність. Слід зазначити, що лазерне легування здійснювали при 100 %-й продукції азотом, що дозволяє використовувати атоми азоту як додаткового легувального елемента, який подається з газової фази. Після лазерного легування проводили металографічний аналіз торцевих мікрошліфів досліджуваних зразків на установці «Neofot 21» з приставкою для вимірювання мікротвердості.

2 Теорія та аналіз отриманих результатів

Температурне поле в зоні дії лазерного випромінювання є одним із основних параметрів теплового стану тіла, зміна якого ініціює структурно-фазові перетворення в поверхневому шарі матеріалу і має вирішальний вплив на перебіг технологічного процесу поверхневої обробки [3-5]. Експериментальне визначення характеру розподілу значень температурного поля оплавлених ділянок поверхні конструкційних матеріалів пов'язано із значними методичними труднощами. Найбільш доступними оціночними методами є розрахункові, на основі комп'ютерного моделювання.

У нашому випадку просторово-часова дія лазерного випромінювання є недостатньою для випаровування поверхневого шару матеріалу, тому вплив гідродинамічних процесів на температурне поле є несуттєвим. Беручи це до уваги та нехтуючи залежністю теплофізичних характеристик від температури, математичною моделлю процесів нагрівання-охолодження (ефективного теплового джерела) є крайова задача теплопровідності, яка в результаті певних перетворень трансформується в рівняння (1) для визначення температурного поля безмежної пластини:

$$t(x, y, z, \tau) = t_0 + \frac{Q^* a}{4\lambda_t} \int_0^\tau \frac{\Phi(z, \tau_0) \chi(x, \tau, \tau_0, l) \chi(y, \tau, \tau_0, d)}{\sqrt{4ak_x \tau_0 + 1} \sqrt{4ak_y \tau_0 + 1}} N(\tau - \tau_0) d\tau_0. \quad (1)$$

Нами досліджено характер розподілу температурного поля в технологічній зоні пластини із корозійно-трьохвалентної сталі 12X18H10T (теплофізичні властивості якої: коефіцієнт теплопровідності $l_t = 21,333$ Вт/К·м; коефіцієнт температуропровідності $a = 0,6294 \cdot 10^{-6}$ м²/с; температура плавлення $T_n = 1800$ °С) залежно від просторово-енергетичних параметрів при її легуванні, а також здійснено прогноз меж їх допустимої зміни. При цьому приймалось, що при неперервному режимі опромінення ($N(t)=1$, $Q = 6,5$ Квт) пляма опромінення ($r_y r_x = 10$ мм², $r_j = k_j^{-0,5}$ – розмір плями за координатою $j \sim \{x, y\}$ [5]) поступально рівномірно рухається паралельно осі x за поверхнею пластини товщиною $2\delta = 2$ мм,

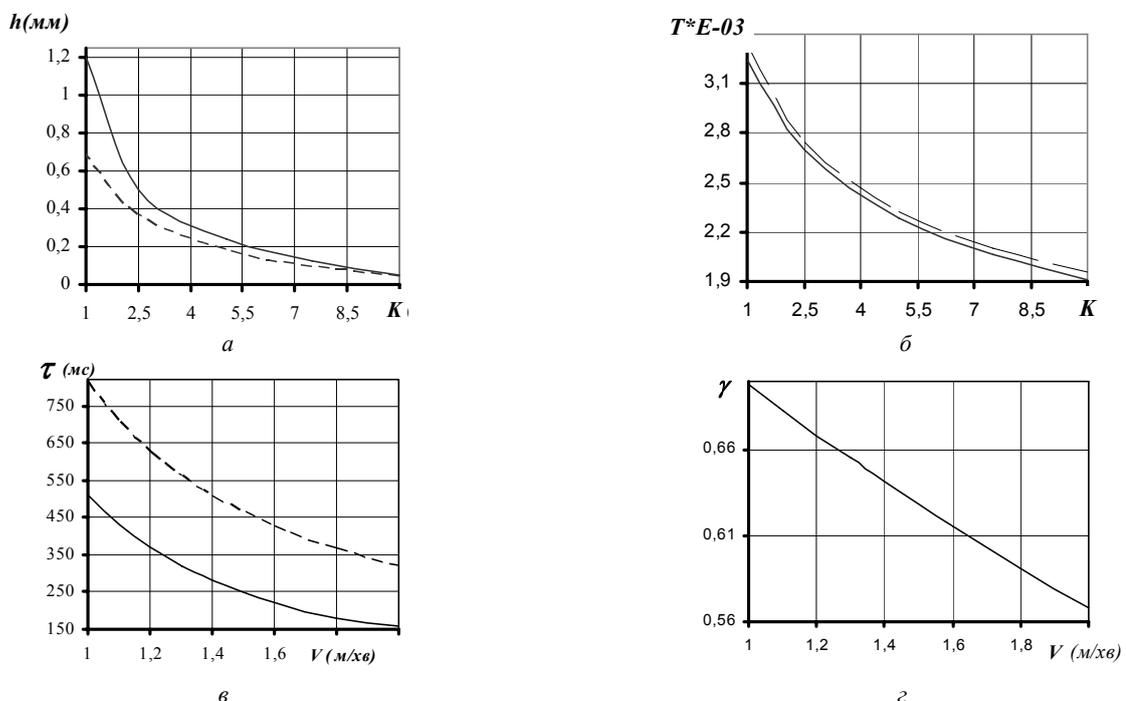


Рис. 1. Результати моделювання основних параметрів технологічного процесу лазерного легування:

a – максимальне значення глибини проплаву, b – максимальне значення квазістаціонарної температури, c – час встановлення усталеного теплового режиму, d – залежність коефіцієнта відбиття від швидкості сканування

початкова температура якої $t_0 = 0$, а теплообмін із навколишнім середовищем відсутній.

Результати моделювання основних параметрів технологічного процесу лазерного легування після тестування програми виведено на інтерфейс (рис. 1). Зокрема наведено зміну максимальних значень глибини проплаву h (мм) та квазістаціонарної температури T (°C) у технологічній зоні (рис. 1, *a, б*) залежно від співвідношень розмірів еліптичної плями $K = r_y/r_x$ для швидкостей сканування $V = 1; 2$ мД хв, (відповідно суцільна та штрихова криві). Залежність часу встановлення усталеного теплового режиму технологічної зони τ (мс) від швидкості сканування для співвідношень розмірів еліптичної плями $K = 1; 10$ подано на рис. 1, *в*, відповідно, суцільною та штриховою кривою.

Залежність коефіцієнта відбиття γ від швидкості сканування представлено на рис. 1, *г*. В діапазоні швидкостей сканування променя за поверхнею зразка $0,0162 \div 0,0333$ м/с та при співвідношенні розмірів еліптичної плями $K = 10$, глибина проплаву при легуванні поверхні сталі 12Х18Н10Т виявляється практично незмінною і приблизно дорівнює 0,05 мм.

Наведені результати свідчать, що у зазначеному діапазоні швидкостей сканування за встановлених значень енергетично-просторових параметрів та режимів обробки, квазістаціонарний тепловий стан в зоні термічного впливу встановлюється не пізніше як через 0,85 с після початку опромінення. При цьому максимальна температура

в зоні оплавлення не перевищує 3345 °С. Таким чином, лазерне легування досліджуваних сталей було здійснено нами відповідно до оптимальних параметрів, встановлених комп'ютерним моделюванням.

Після лазерного легування сталі ЭП 823 сумішшю 1 (табл. 1) металографічно встановлено низьку здатність до травлення, що може свідчити про імовірність часткової аморфізації тонких поверхневих шарів (рис. 2, *a*). Натомість приповерхнева зона на глибині 20-30 мкм характеризується дендритною будовою дисперсних кристалів основного твердого розчину з великою кількістю рівномірно розташованих вторинних фаз. Ділянка наступної зони, товщиною 50-60 мкм, характеризується утворенням механічної суміші дендритних кристалів із вторинними фазами, кількість яких значно зменшується з наближенням до границі оплавленої зони. Перехідна дифузійна зона має товщину порядку 100-150 мкм і плавно переходить до структури основного матеріалу. Ідентифікація морфологічних ознак структури корелює з результатами вимірювання мікротвердості. Зокрема, максимальні її значення порядку 16-17 ГПа в приповерхневому шарі (рис. 2, *в*, крива I) імовірно за все завдячують утворенню в поверхневих шарах вторинних фаз SiN_4 , NbN , BN , CrB_2 . Слід відзначити, що у наступних зонах значення мікротвердості повільно зменшуються і в перехідній дифузійній зоні складають 6,5-7 ГПа (при мікротвердості основи сплаву порядку 2,5 ГПа).

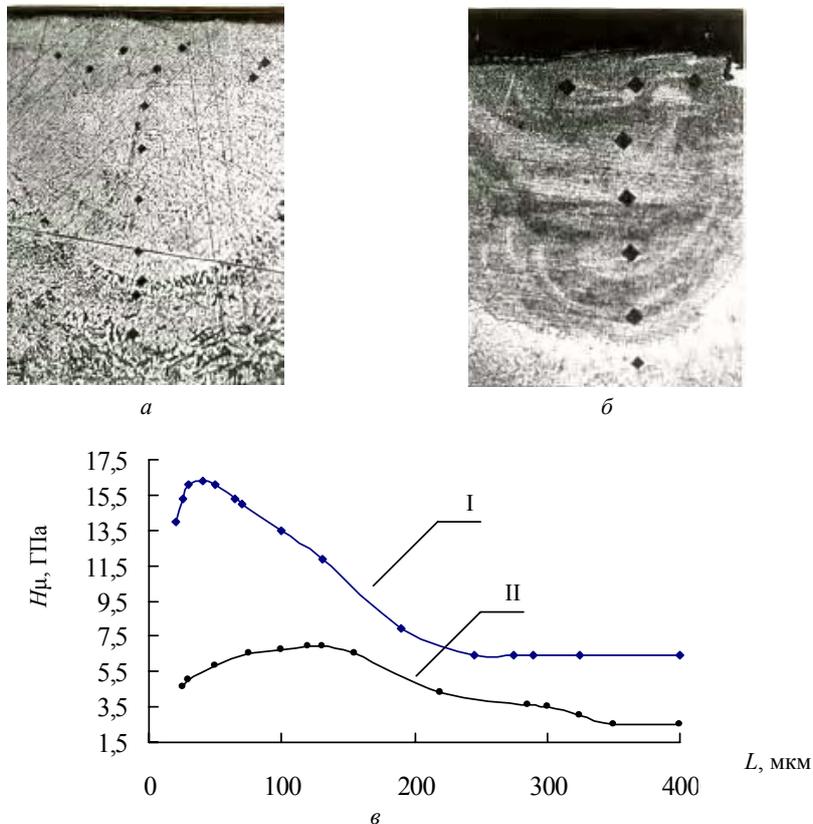


Рис. 2. Мікроструктура сталі ЭП 823 після лазерного легування сумішшю 1 (*a*), та сумішшю 2 (*б*) $\times 200$ і характер розподілу мікротвердості (*в*): I – легування сумішшю 1, II – легування сумішшю 2

Після лазерного легування сумішшю 2 (табл. 1) поверхня сталі ЭП 823 являє собою дифузійний шар товщиною 50 мкм (рис. 2, б) що має будову механічної суміші різнорідних дрібнодисперсних кристалітів, з мікротвердістю порядку 7 ГПа (рис. 2, в, крива II). Під ним розташовано шар, товщиною порядку 100 мкм, будова якого складається із зерен α -твердого розчину, на фоні якого ідентифікуються дисперсні поодинокі вclusions вторинних фаз. Слід зазначити, що мікротвердість цієї зони становить 3,5-4,5 ГПа.

Поверхня сталі 12X18H10T, лазерно легувана сумішшю 2 (табл. 1, рис. 3, а), складається з двох шарів: верхній являє собою дифузійну зону, що має зернисту будову коміркового типу, нижній – будову механічної суміші зерен γ -твердого розчину із дисперсними включеннями вторинних фаз. Мікротвердість сформованих шарів на декілька порядків вища, ніж у основного металу та складає порядку 8 ГПа, а потім стрибкоподібно знижується до мікротвердості основи (рис. 3, в, крива I).

Слід зазначити, що після лазерного легування сталі 12X18H10T сумішшю 1 на поверхні формується дуже тонкий, несучільний шар, що не травиться на зерно. З огляду на складники легувальної суміші, в даному випадку висока вірогідність утворення металокерамічної структури, але це вимагає подальшої ідентифікації з використанням тонких методів дослідження поверхні. Розміщений нижче шар має товщину порядку 30 мкм та зернисту будову коміркового типу (рис. 3, б). Його мікротвердість – близько 3,4 ГПа (рис. 3, в, крива II). Під ним знаходиться зона дисперсних кристалів дендритного типу з рівномірно розміщеними включеннями

вторинних фаз. Товщина цієї зони порядку 100 мкм, а її мікротвердість становить порядку 3 ГПа.

Слід визначити, що незалежно від структурного класу досліджуваних сталей, глибина проплавлених шарів досить велика. Сформовані леговані шари чітко структуровані, якісні, щільно прилягають до основи сталі, відшарувань пор та мікротріщин не виявлено. Оскільки функціональні властивості створених у такий спосіб поверхневих шарів визначатимуться як морфологічними ознаками структури, так і її фазовим складом, ми пропонуємо оцінювати рівень стабільності структури, а відповідно, і властивостей за характером розподілу розмірного фактору мікроструктури поверхні на певній, наперед визначеній глибині. Для аналізу розмірів зерен використовуємо оригінальну комп'ютеризовану методику, за основу якої покладено розпізнавання образів і яка адаптована до умов задачі, поставленої у нашій роботі. Дана методика ізометричного зображення дозволяє аналізувати геометричні параметри певної вибірки зерен, що дає можливість автоматизувати аналіз показників розкиду розміру зерен досліджуваного зразка у вигляді гістограми параметрів розподілу діаметрів зерен. Для цього створено відповідний програмний продукт, що ідеально підходить для оцінювання зміни розміру структурних складових у створених нами лазерним легуванням бар'єрних шарах. Таким чином, з'являється можливість розрахувати параметри зеренної структури за глибиною створених лазерним легуванням поверхневих шарів, щоб надати їм відповідних функціональних властивостей, наприклад наперед означеного рівня зносотривкості, шорсткості тощо. В такий спосіб у легованих

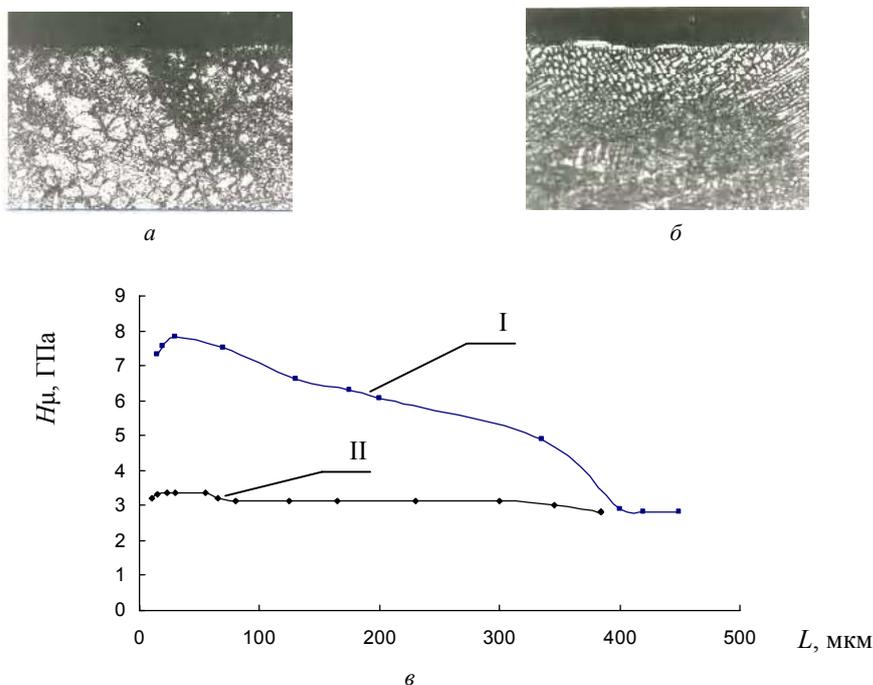


Рис. 3. Мікроструктура (а, б) $\times 200$ та характер розподілу мікротвердості (в) в поверхневих шарах сталі 12X18H10T, після лазерного легування сумішшю 2 (I) та сумішшю 1 (II) відповідно

лазером шарах реально формувати окремі зони, що відрізняються між собою розмірами зерен, певними морфологічними ознаками будови внутрішніх та зовнішніх поверхонь розділу, що своєю чергою буде змінювати енергетичний стан та фізику і хімію поверхні.

У такий спосіб кількісна методика з розпізнавання геометричних образів може бути покладена за основу аналітичного моделювання та прогнозування функціональних властивостей поверхні сталей шляхом керуваної зміни розподілу дисперсності структури за глибиною поверхневих шарів. Слід зазначити, що ця методика є також ефективною з точки зору економії часу і фінансових витрат порівняно із проведенням аналогічних досліджень методами кількісної металографії. Крім того, використання цієї методики дає можливість вести обрахунки за аналізом фотографій мікроструктури сплаву незалежно від їх збільшення та якості.

На обраній мікрофотографії поверхні досліджуваного матеріалу (рис. 3, б) виділяємо ділянку прямокутної форми, що найбільш докладно характеризує

морфологічні ознаки структури після лазерного легування та методами комп'ютерної видозміни геометрії зображення трансформуємо геометричне зображення в систему сигналів за розподілом яскравостей зображення. Використовуючи спеціальну відгестовану програму, здійснюємо порівняльний аналіз, що дозволяє зіставити рівень яскравості зображення з геометричними параметрами мікрооб'єктів, що розпізнаються. Це дозволяє вивести на інтерфейс програми гістограму розподілу зерен за усередненими розмірами їх діаметрів з одночасною певною статистичною обробкою одержаних результатів (рис. 4).

Отже, за результатами комп'ютерного моделювання розподілу температурного поля в оплавленій зоні нами встановлено оптимальні режими лазерного легування. Показано, що обробка, здійснена за встановленими режимами, дозволяє на сталях аустенітного та ферито-мартенситного класів одержувати якісні дифузійні шари, регулюючи структуру і фазовий склад яких нам вдасться змінювати в потрібному напрямку рівень їх властивостей.

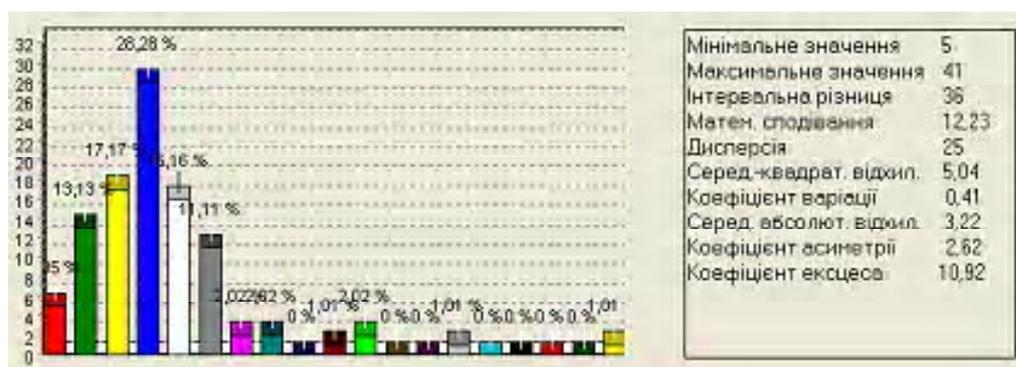


Рис. 4. Гістограма параметрів розподілу діаметрів зерен

Висновки

1. Комп'ютерним моделюванням розподілу значень температурного поля в оплавленій зоні встановлено, що основними параметрами, які регулюють стан поверхні, можна вважати швидкість сканування лазерного променя і рівень температури на заданій глибині від поверхні. Оптимальні режими лазерного легування досліджуваних сталей сумішами 1 і 2: швидкість сканування променя за поверхнею зразка 1990 мм/хв.

2. Після лазерного легування досліджуваних сталей за оптимальними режимами, що встановлені за допомогою комп'ютерного моделювання, одержані чітко структуровані, якісні шари з підвищеним значенням мікротвердості.

3. Показано, що використання комп'ютеризованої методики для оцінки розміру зерен і гістограми розподілу за усередненими розмірами їх діаметрів у по-

єднанні з коректно підібраними легувальними елементами та оптимальними режимами лазерного легування дозволяє прогнозувати і створювати поверхневі шари з наперед заданою дрібнозернистою структурою та рівнем функціональних властивостей.

Перелік посилань

1. Дурягіна З.А., Лазько Г.В. Оптимизация режимов лазерного легирования нержавеющей стали 12X18H10T путем компьютерного моделирования распределения температурного поля оплавленной поверхности // Сборник докладов 7-й Международной конференции «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов», 24-28 апреля 2006, Харьков. – Том 1. – С. 168-172.
2. Дурягіна З.А., Лазько Г.В. Вплив комплексного лазерного легування ніобієм та азотом на характер структуроутворення в приповерхневих шарах нержавіючих сталей // машинознавство. – 2005. – № 4(94). – С. 52-55.

3. Углов А.А., Смуров И.Ю., Лашин А.М., Гуськов А.Г. Моделирование теплофизических процессов импульсного воздействия на металлы. – М.: «Наука», 1991. – 287 с.
4. Оптическое измерение температуры поверхности металлов при импульсном лазерном облучении / А.А. Углов, А.Н. Ермолаев, В.И. Завидей // Квантовая электроника. – 1990. – № 4(17). – 519 с.
5. Повышение надежности турбинных лопаток методом вакуумно-дугового нанесения покрытий / И.В. Буров, В.П. Валуев, В.Г. Кузнецов, С.А. Леонтьев, И.С. Полипанов, А.И. Рыбников, А.А. Соломатников // ISSN 0491-6441 Сварочное производство. – 1995. – № 5. – С. 13-16.

Одержано 26.12.2007

Представлены результаты лазерного легирования сталей 12X18H10T и ЭП 823 сложными смесями. Проанализировано влияние температурного поля на особенности формирования структурно-фазового состояния поверхности. С помощью компьютерного моделирования распределения значений температурного поля в оплавленной зоне установлены оптимальные режимы лазерного легирования исследуемых сталей. Показано, что использование методики оценки размера зерен в сочетании с корректно подобранными легирующими элементами и режимами поверхностной обработки позволит создавать защитные барьерные слои с прогнозируемой мелкозернистой структурой и высоким уровнем функциональных свойств.

The results of laser alloying of steels 12X18H10T and ЭП 823 by complex mixtures are presented. Influence of the temperature field is analyzed on the feature of forming of the structural-phase state of surface. Using computer design of distributing of the temperature field values in a melting area the optimum modes of laser alloying of studied steels are found. It is shown that the application of method of grains size estimation and modes of surface treatment in combination with correctly chosen alloying elements allow to create protective barrier layers with the predicted fine-grained structure and high level of functional properties.

УДК 669.017:539.375

Канд. техн. наук С. Н. Попов, Д. А. Антонюк

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ УСЛОВИЙ ИЗНАШИВАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЕЗЦОВ ДОРОЖНОЙ ФРЕЗЫ

В работе исследовано влияние внешних условий изнашивания на износостойкость резцов дорожной фрезы, эксплуатирующихся в условиях изнашивания закрепленным абразивом. Установлено, что с увеличением глубины разрыхления и прочности асфальтобетона при одноосном сжатии возрастает массовый износ инструмента. Разработаны математические зависимости, позволяющие прогнозировать износостойкость рабочих органов дорожных фрез при изменении прочности асфальтобетона и глубины врезания.

Введение

Анализ априорных данных относительно влияния режимов эксплуатации и внешних условий изнашивания на способность материалов противостоять абразивному воздействию при разрушении гранитных частиц в монолитной связке представляет значительную сложность вследствие малочисленности работ, а также отсутствия системного подхода в исследованиях. Проблема состоит в том, что известные подходы при анализе определяют процесс фрезерования как резание материала с образованием стружки. Однако по своей сути фрезерование асфальтобетона поворотными резцами представляет собой внедрение инструмента в монолитный слой, состоящий из битумно-минеральной связки и гранитных абразивных частиц. Ра-

бочий орган, взаимодействуя с частицами, освобождает последние от связки, тем самым образует разрыхленную массу. Следовательно, особенность данного вида обработки состоит в механизме удаления гранитных частиц из монолитной связки – разрыхлении.

Барабан дорожной фрезы с резцами относится к быстроходным рабочим органам, имеющим повышенные скорости обработки асфальтобетона. Принимая во внимание, что при увеличении как линейной скорости относительного перемещения, так и угловой скорости вращения фрезы, возрастают затраты, связанные с потерей мощности, повышается износ рабочих инструментов. Высокая твердость (12-16 ГПа) и прочность (10-30 МПа) частиц гранита, входящих в состав асфальтобетона, вызывает интенсивное разрушение

корпуса резца под действием сложного механизма изнашивания частицами закрепленного и незакрепленного абразива, с наличием локальных ударных нагрузок и пластического оттеснения микрообъемов металла.

К наиболее важным внешним условиям изнашивания, в наибольшей степени оказывающим влияние на разрушение резца дорожной фрезы, следует отнести физико-механические свойства асфальтобетона, которые определяются температурой окружающей среды, прочностью и твердостью гранитных частиц. Исследованиями [1] установлено, что наиболее распространенным показателем прочности асфальтобетона является сопротивление при одноосном сжатии, которое можно рассчитать, зная температуру окружающей среды (для диапазона $t = -24\text{ }^{\circ}\text{C} - +22\text{ }^{\circ}\text{C}$):

$$\sigma_{сж} = 65,8e^{-0,032t^{\circ}\text{C}} \quad (1)$$

Понижение температуры асфальтобетона повышает скорость износа инструмента. Для анализа зависимости между износом инструмента и механическими свойствами асфальтового покрытия было получено уравнение [1]:

$$\Delta_{р.и.} = 0,23 + (12,6a' + 0,442\sigma_{сж} - 234,0) \cdot 10^{-4} \cdot (12,76 + \tau), \quad (2)$$

где a' – показатель абразивности асфальтового бетона, $a' = 28,73 - 0,21t\text{ }^{\circ}\text{C}$, мг;

$\sigma_{сж}$ – прочность асфальтобетона при одноосном сжатии, МПа; τ – время резания, сек.

Однако следует отметить, что данная зависимость была построена для резцов дорожных фрез острозаточенной формы, жестко закрепленные в резцедержателе. Сведения относительно влияния условий изнашивания при обработке конусообразными вращающимися резцами в литературе отсутствуют. Исходя из проведенных ранее подобных исследований [1-3], можно выработать общие закономерности и принципы разрушения инструмента, однако не позволяет количественно оценить вклад каждого из показателей на способность вращающегося резца противостоять разрушению.

Основными параметрами работы инструмента при разрушении асфальтового бетона являются: P – глубина разрыхления, $V_{рез}$ – скорость относительного перемещения резца, t – время обработки, S – площадь удаленного асфальтового бетона. Характерной особенностью процесса разрушения асфальтобетона является периодичность работы резцов фрезы, переменная площадь удаляемого слоя одним резцом, а также непостоянное число резцов, одновременно находящихся в работе, что вызывает переменное значение сил, моментов и мощности, необходимых для осуществления обработки. Поэтому вывод зависимостей при разрыхлении и удалении асфальтовых покрытий произ-

водился для одного резца на основании средних значений сил, моментов и мощности. Суммарная длина пути одного резца, пройденного в асфальтовом бетоне, определяется из выражения:

$$L_{рез} = L \cdot n \cdot t, \quad (3)$$

где L – длина пути резца, пройденного за один оборот барабана фрезы от точки a до точки b (см. рис. 1),

$$L = R \cdot \alpha_{рад} = \frac{2\pi R \alpha^{\circ}}{360} = \frac{2\pi R}{360} \arccos\left(1 - \frac{P}{R}\right),$$

где P – величина заглупления (подачи) резца; R – радиус барабана фрезы; α – угол, образующийся между крайними точками a и b , в которых происходит контакт с асфальтовым бетоном;

n – частота вращения барабана фрезы;
 t – время обработки слоя асфальтового бетона.

Тогда переходя к площади S выработанного покрытия суммарная длина пути резца определяется:

$$L_{рез} = \frac{S}{6} \arccos\left(1 - \frac{P}{R}\right).$$

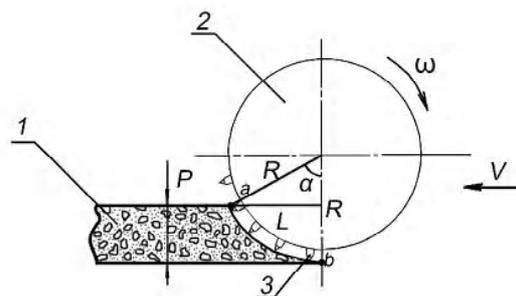


Рис. 1. Определение пути резца L , пройденного в асфальтобетонном дорожном покрытии:

1 – слой асфальтового бетона;
2 – барабан фрезы радиусом R ; 3 – резец

Давление изнашивающей среды при взаимодействии рабочего органа дорожной фрезы с абразивным материалом выражается величиной подачи (S) при разрыхлении. Которая в свою очередь отражается на объеме удаленного асфальтового бетона:

$$S_{max} = S \sin \gamma, \quad (4)$$

где S – подача, γ – угол контакта.

Авторы [2, 3] показали, что скорость изнашивания пропорциональна давлению: чем больше давление, тем больше скорость изнашивания. И.А. Тер-Азарьев [3] уточнил, что с увеличением подачи износ инструмента, отнесенный к единице пути трения, увеличивается и относительная разница в абсолютных значениях с увеличением подачи больше при более прочных по-

родах. Такое поведение твердых сплавов можно объяснить увеличением роли температурных трещин на процесс разрушения контактной поверхности и нагрузок в зоне контакта. В работе [1] отмечено, что с увеличением подачи от 0,3 мм/зуб до 1,38 мм/зуб при фрезеровании асфальтобетона острозаточенными резцами увеличение линейного износа вызвано преимущественно за счет повышения скорости и интенсивности изнашивания, которое обусловлено ужесточением процесса взаимодействия с абразивом и повышением контактных нагрузок на задней поверхности инструмента. В то же время, при подачах $S_z \leq 1,00$ мм/зуб, величина приработки практически не зависит от подачи. Математическую модель объемной интенсивности изнашивания в зависимости от давления и твердости материала можно представить в виде полинома:

$$Y = 0,7137 + 0,3309 \cdot P - 0,6748 \cdot HRA - 0,3133 \cdot P \cdot HRA, \quad (5)$$

где Y – объемная интенсивность изнашивания; P – удельное давление; HRA – твердость материала.

Из (5) следует, что наибольшее влияние на износ оказывает твердость и нагрузка. Однако влияние эффекта взаимодействия $P \cdot HRA$ на износ, особенно в области высоких удельных нагрузок, не ясен, что обуславливает противоречивость данной зависимости.

Таким образом, анализ априорной информации показал, что с ростом скорости относительного перемещения и давления изнашивающей среды интенсивность изнашивания резцов возрастает, при этом зависимость имеет в основном линейный характер. Данные о влиянии скорости относительного перемещения и давления изнашивающей среды, а также прочности

дорожного слоя на интенсивность изнашивания конусообразных вращающихся резцов при фрезеровании асфальтового бетона отсутствуют. Поэтому возникает необходимость в проведении направленных исследований с целью выявления закономерностей влияния внешних условий эксплуатации – скорости относительного перемещения инструмента, давления изнашивающей среды, а также прочности асфальтобетона и температуры окружающей среды на способность резцов дорожной фрезы сопротивляться абразивному изнашиванию.

Методика исследований

Авторами проведена серия промышленных испытаний стандартных резцов на фрезах Wirtgen W500 и DC2000, используемых для снятия дорожных покрытий в условиях предприятий КП «ЭЛУАД» и «Облагодор» г. Запорожья. Исследования проводили по разработанной авторами методике [4] для двух диапазонов физико-механических показателей асфальтобетона и температур окружающей среды: 9-17 °С (3,819-4,933 МПа) и 19-29 °С (2,601-3,582 МПа). Скорость перемещения резца относительно поверхности асфальтобетона была принята постоянной (3-5 м/с). В качестве варьируемого фактора была принята величина подачи P .

Полученные результаты

С ростом величины подачи (глубины снимаемого слоя от 50 до 150 мм) наблюдается увеличение массового износа исследуемых резцов. Так, например, после прохождения резцом $L_{рез} = 21000$ мм в асфальтобетоне с прочностью при одноосном сжатии $\sigma_{сж} = 2,601-3,582$ МПа

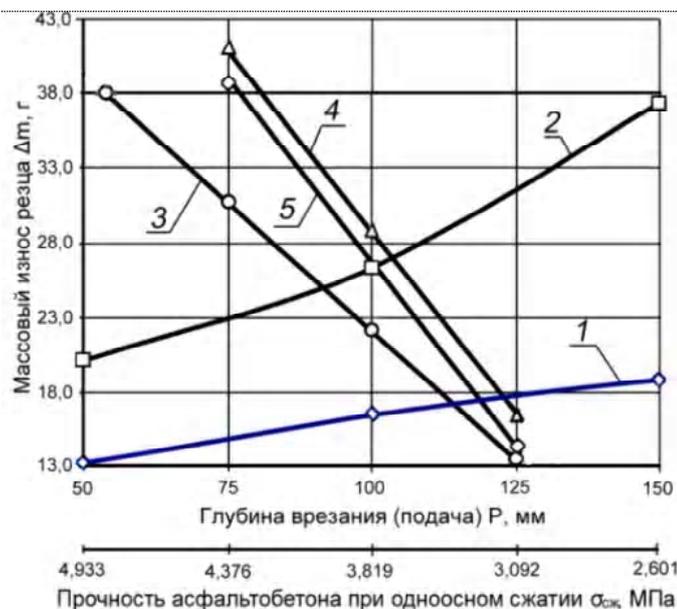


Рис. 2. Зависимость массового износа от глубины врезания (1, 2) и прочности асфальтобетона на одноосное сжатие (3, 4, 5):

1 – $T = 19-29$ °С (2,601-3,582 МПа), после прохождения одним резцом пути $L_{рез} = 21000$ мм; 2 – $T = 9-17$ °С (3,819-4,933 МПа) после прохождения одним резцом пути $L_{рез} = 13000$ мм; 3 – подача 50 мм, после прохождения $L_{рез} = 21000$ мм; 4 – подача 100 мм, $L_{рез} = 21000$ мм; 5 – подача 150 мм, $L_{рез} = 13000$ мм

при глубине врезания 50 мм (1, рис. 2), средний массовый износ одного резца составляет 13,3 г, а при подаче 100 мм – 16,475 г. Разрыхление на максимальной глубине 150 мм вызывает дальнейшее увеличение массового износа на 12 % до значения 18,75 г. При обработке асфальтобетона с прочностью 3,819-4,933 МПа ($T = 9-17^\circ\text{C}$) характер изменения кривой износа (2, рис. 2) также возрастающий, однако при увеличении глубины фрезерования с 50 до 150 мм массовый износ возрастает практически в два раза – с 20,11 г до 37,3 г.

Таким образом, установлено, что износ резцов дорожных фрез возрастает с увеличением подачи. Это связано с увеличением пути, пройденного инструментом в асфальтобетоне, при этом относительная разница в абсолютных значениях массового износа с ростом подачи больше при фрезеровании более прочных асфальтовых бетонов.

Исследования позволили количественно оценить степень влияния прочности асфальтобетона при одноосном сжатии на массовый износ резцов для различных величин подачи. Так, например, при подаче 50 мм (3, рис. 2) износ резца с $\sigma_{сж} = 3,092$ МПа составляет 13,3 г (после прохождения $L_{рез} = 21000$ мм), а с увеличением прочности – до 4,376 МПа потери массы возрастают до значения 31,90 г. Линейный возрастающий характер зависимости наблюдается и для подачи 100 мм (4, рис. 2) и 150 мм (5, рис. 2). Получены математические линейные зависимости, показывающие влияние длины пути резания асфальтобетона $L_{рез}$ на массовый износ резцов Δm (табл. 1).

Результаты экспериментов показали, что максимальный путь, который резец может пройти в асфальтобетоне прочностью 2,601-3,582 МПа, в 2 раза превышает допустимый путь резца в асфальтобетоне с $\sigma_{сж} = 3,819-4,933$ МПа (рис. 3).

Таблица 1 – Математические зависимости $\Delta m = f(L_{рез})$ для различных внешних условий изнашивания

Внешние условия изнашивания	Величина подачи (глубина врезания) P , мм		
	50	100	150
$T = 19-29^\circ\text{C}$, $\sigma_{сж} = 2,601-3,582$ МПа	$\Delta m = 0,00066L_{рез} - 0,61$	$\Delta m = 0,000634L_{рез} + 2,847$	$\Delta m = 0,00116L_{рез} - 4,593$
$T = 9-17^\circ\text{C}$ $\sigma_{сж} = 3,819-4,933$ МПа	$\Delta m = 0,0017L_{рез} - 2$	$\Delta m = 0,00168L_{рез} + 3,986$	$\Delta m = 0,002L_{рез} + 11,05$

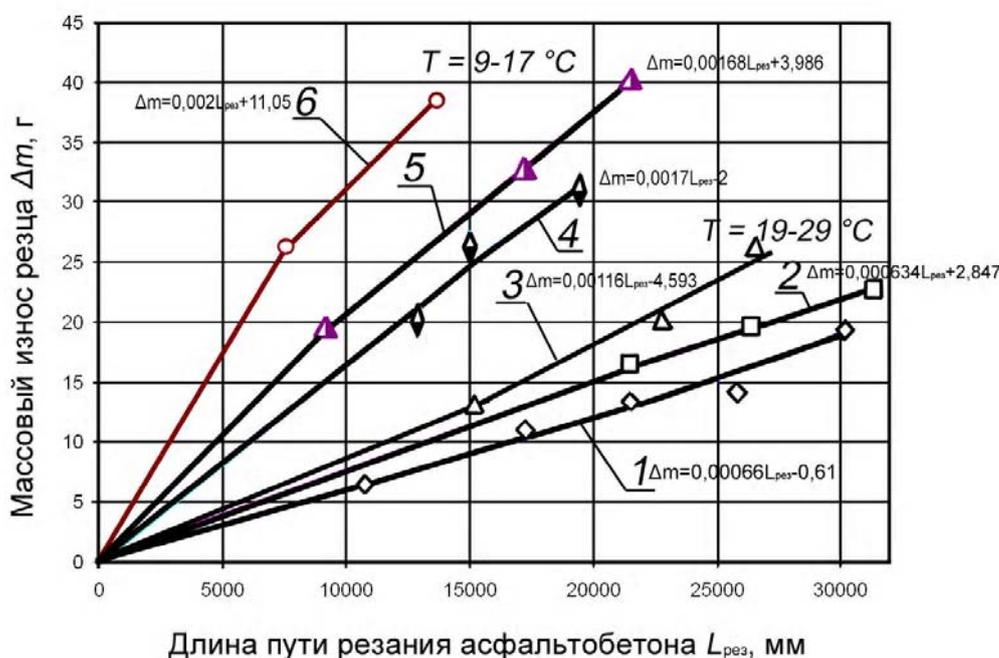


Рис. 3. Влияние параметров обработки и внешних условий изнашивания на массовый износ резца:

1-3 – фрезерование при температурах $T = 19-29^\circ\text{C}$, 4-6 – при $T = 9-17^\circ\text{C}$; 1,4 – подача 50 мм, 2,5 – подача 100 мм, 3,6 – подача 150 мм

Выводы

Проведенные исследования впервые позволили дать комплексную количественную оценку влияния внешних условий изнашивания (температуры окружающей среды и прочности асфальтобетона), а также параметров взаимодействия (величины подачи) на массовый износ поворотных резцов дорожных фрез фирмы Wirtgen. Установлено, что увеличение глубины врезания P (величины подачи) приводит к значительному росту потерь массы детали, а увеличение прочности асфальтобетона (за счет снижения температуры окружающей среды) также вызывает рост массового износа. Получены математические зависимости, отражающие влияние длины пути резания асфальтобетона $L_{рез}$ на массовый износ резцов Dm , которые позволяют прогнозировать износостойкость рабочих органов дорожных фрез при эксплуатации в различных внешних условиях абразивного изнашивания

Перечень ссылок

1. Бибииков В.Н. Исследование износа режущего инструмента при фрезеровании асфальтового бетона: Дис. канд. техн. наук: 05.05.04 / Горьковский политехнический институт им. А.А. Жданова. – Горький, 1975. – 24 с.
2. Рейш А.К. Повышение износостойкости строительных и дорожных машин. – М.: Машиностроение, 1986. – 184 с.
3. Тер-Азарьев И.А. Основные закономерности износа режущего инструмента. – Сб. трудов Армянского института стройматериалов и сооружений. Ереван, 1959, вып. 1. – С. 203-240.
4. Попов С.Н., Антонюк Д.А. Методика производственных испытаний материалов резца дорожной фрезы в условиях изнашивания закрепленным абразивом // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 155-162.

Одержано 22.01.2007

У роботі досліджено вплив зовнішніх умов зношування на зносостійкість різців дорожньої фрези, що експлуатуються в умовах зношування закріпленим абразивом. Установлено, що зі збільшенням глибини розрихлення та міцності асфальтобетону при одновісному стисненні зростає масове зношення інструмента. Розроблені математичні залежності, які дозволяють прогнозувати зносостійкість робочих органів дорожніх фрез при зміні міцності асфальтобетону та глибини врізання.

External wear conditions influence on wear resistance of road milling cutters, which work in conditions of wear process by fixed abrasive, was investigated. It is found that with rise of milling depth and asphalt-concrete strength at the uniaxial compression the tool mass deterioration increases. Mathematical dependences that allow to forecast road milling cutters working organs wear resistance during exploitation in different external abrasive wear conditions are developed.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 621.762.04

Д-р техн. наук В. А. Павлов, канд. техн. наук А. П. Ляшенко,

канд. техн. наук М. И. Носенко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Приведены результаты исследований холодного и горячего компактирования шихт на основе порошкового титана. Изучено влияние давления холодного прессования, горячей штамповки и термической обработки на плотность и физико-механические свойства материала. Разработаны рекомендации по проектированию конструкции порошковых заготовок под горячую штамповку.

В лаборатории порошковой металлургии Запорожского национального технического университета разработаны перспективные технологические процессы:

- горячая экструзия наплавочной проволоки из смеси порошков титана и карбида вольфрама;
- холодное гидростатическое прессование фильтр-элементов из порошкового титана и отсевов титановой губки;
- горячая штамповка конструкционных деталей из порошкового титана и смесей на его основе с легирующими добавками порошков ванадия, алюминия, молибдена.

Необходимость исследования и разработки технологического процесса горячей экструзии наплавочных электродов была вызвана отказами запорной арматуры, работающей в агрессивных средах.

Запорожским арматурным заводом, который производил запорную титановую арматуру, были собраны сведения о стойкости титановой арматуры на предприятиях химической, нефтедобывающей и других отраслей. Титановая арматура в большинстве случаев была стойкой к агрессивным средам, а отказы имели место по причине задиров на поверхностях пар трения. Было принято решение для увеличения износостойкости этих поверхностей проводить их наплавку электродами. Материал наплавочных электродов должен быть на основе титана, а легирующие добавки повышать его износостойкость.

В промышленности традиционными методами такие материалы и электроды для наплавки не производились.

Для разработки материала и технологии изготовления наплавочных электродов применили метод порошковой металлургии, холодное прессование загото-

вок из шихты на основе титана и метод обработки металлов давлением – горячую экструзию. В качестве легирующих добавок использовали карбид бора и карбид вольфрама.

В результате проведенных лабораторных исследований научно обосновано и экспериментально доказано, что лучшим материалом является титан с добавкой карбида вольфрама $T_i + 35 \% \text{ вес. WC} + 7 \% \text{ CaF}_2$. Определены: оптимальные режимы и условия приготовления шихты, фракционный состав компонентов, режим нагрева порошковых заготовок, коэффициенты вытяжки при горячей экструзии, разработана оснастка.

Технологический процесс горячей экструзии наплавочной проволоки включает следующие операции:

- смешивание порошков;
- холодное прессование заготовок;
- горячая экструзия.

Смешивание порошков осуществлялось в смесителе типа «пьяная бочка» в течение 3-х часов. Смешивание мокрое. Добавка – спирт 2-3 % от веса шихты.

Холодное прессование заготовок выполняли в стальных пресс-формах на стандартном гидравлическом прессе.

Перед горячей экструзией порошковые заготовки нагревали в печи сопротивления до температуры 850-900 °С. Защитная атмосфера – аргон.

Горячую экструзию наплавочной проволоки проводили на стандартном механическом прессе.

По результатам экспериментальных исследований, с использованием графического метода, разработана номограмма для определения параметров горячей экструзии брикетов (рис. 1) [1]. На номограмме стрелками показан порядок определения усилия прессова-

ния на кривошипном прессе проволоки (наплавочных электродов) диаметром $d_0 = 6$ мм из порошковых титановых легированных брикетов $D_0 = 29$ мм в контейнере диаметром $D_k = 30$ мм.

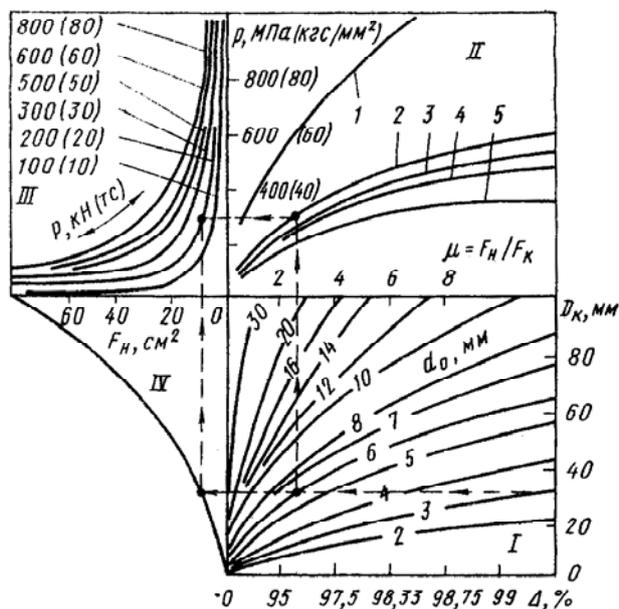


Рис. 1. Номограмма для определения параметров горячей экструзии брикетов:

- 1 – $P = f(\mu)$, порошковый титан, легированный $35\%WC + 7\%CaF_2$, кривошипный пресс ($v \approx 0,3$ м/с);
- 2, 3 – $P = f(\mu)$, чистый порошок титана; кривошипный ($v \approx 0,3$ м/с) и гидравлический ($v \approx 0,03$ м/с) прессы;
- 4, 5 – $P = f(\mu)$ чистый порошок меди; кривошипный ($v \approx 0,03$ м/с) и гидравлический ($v \approx 0,03$ м/с) прессы

Проблемой была также фильтрация агрессивных сред. Фильтры, которые использовались в различных отраслях, имели малый срок службы и были затратными в процессе эксплуатации. В лаборатории порошковой металлургии разработаны технологический процесс изготовления фильтров из порошкового титана, оснастка и оборудование. В качестве исходного материала использовали отсеvy титановой губки. В зависимости от требований, предъявляемых к фильтр-элементу, использовали порошки титана соответствующих фракций. Исследованиями процесса холодного гидростатического прессования экспериментально подтверждены научно обоснованные режимы холодного гидростатического прессования и спекания фильтр-элементов.

Технологический процесс холодного гидростатического прессования фильтр-элементов включает следующие операции:

- сборка пресс-форм (загрузка порошка титана);
- прессование в гидростате;
- разборка пресс-формы;
- спекание прессовок в вакууме.

В процессе исследований гидростатического прессования разработаны и защищены а.с. СССР различные конструкции пресс-форм и гидростатические установки.

Изделия, фильтр-элементы, длиной до 1000 мм, диаметром до 120 мм и толщиной стенки до 10 мм, используют в химической и нефтедобывающей промышленности [2].

Технология, оснастка и гидростатические установки внедрены в производство на Запорожском металлургическом опытном заводе.

Изготовление конструкционных деталей из титана и его сплавов сопряжено с большими затратами на обработку резанием. Коэффициент использования металла в большинстве случаев не превышает $0,2 \dots 0,3$ и зависит от сложности формы детали. Метод порошковой металлургии, холодное прессование и последующее спекание позволяет улучшить этот показатель до $0,7 \dots 0,8$, а в отдельных случаях обработку резанием исключить полностью. Недостаток этого метода – остаточная пористость 10-40 % и неравномерное ее распределение в объеме детали, что приводит к снижению механических свойств материала.

С целью увеличения плотности в изделиях из порошкового титана и улучшения физико-механических показателей было принято решение использовать дополнительную операцию – горячую штамповку. Применительно к изготовлению изделий из порошкового титана эта технология в производстве не применялась.

Горячая штамповка конструкционных деталей сложной формы из заготовок проката титана выполняется в открытых штампах за несколько переходов. Это сопряжено с увеличением потерь металла и повышением себестоимости изготовления изделий.

Использование метода порошковой металлургии холодное прессование позволяет получать заготовки простой и сложной формы с минимальным отклонением массы заготовки. Такие заготовки можно успешно использовать при изготовлении деталей методом горячей штамповки в закрытых штампах, что позволяет сократить потери металла и снизить стоимость изделия.

Исследован процесс уплотнения порошковой заготовки на различных стадиях горячей штамповки в закрытом штампе. Выявлено неравномерное распределение остаточной пористости 2-4% в периферийных зонах изделия, что обусловлено различием напряженно-деформированного состояния в центре и по периферии заготовки, а также неравномерным распределением плотности в ее объеме перед горячей штамповкой.

На основании анализа результатов исследований разработан новый подход к управлению процессом

уплотнения металла при горячей штамповке, который позволил обеспечить в изделиях равномерную плотность, однородную структуру и свойства металла на уровне проката (рис. 2, 3). Разработана методика для определения формы порошковой заготовки и распределения плотности в ее объеме перед горячей штамповкой. Установлены закономерности деформационного механизма формирования структуры и свойств компактного металла, которые заключаются в обеспечении условий всестороннего неравномерного сжатия металла по всему объему порошковой заготовки при горячей штамповке. Такие условия создаются увеличением исходной плотности участков заготовки, уплотняемых при горячей штамповке в периферийных полостях матрицы и истечением металла из этих полостей в компенсационные щели. Определены зависимости влияния температуры, давления, степени деформации на плотность, структуру и свойства порошкового титана после горячей штамповки [1, 3, 4, 5].

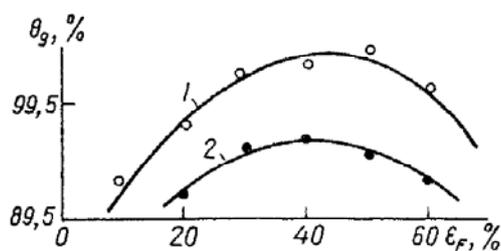


Рис. 2. Зависимость относительной плотности изделий от степени деформации при горячей штамповке порошков титана:

1 – ПТЭС-1, ПТЭК-1; 2 – отсев титановой губки
 $T_{III} = 950 \text{ } ^\circ\text{C}$

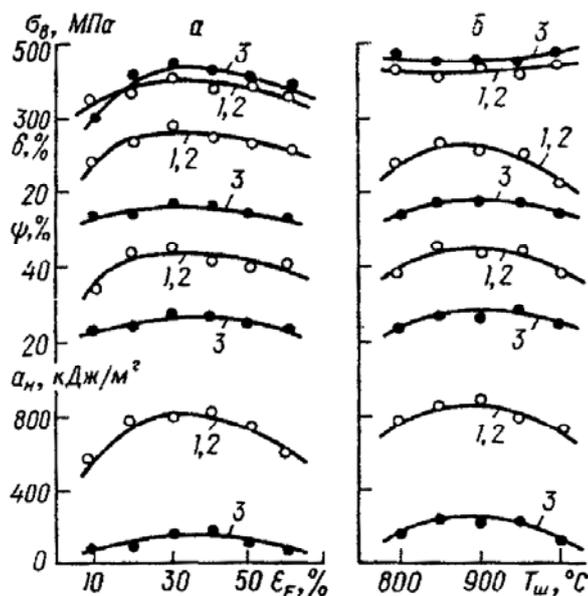


Рис. 3. Зависимость механических свойств горячештампованного отожженного порошкового титана от степени деформации (а) и температуры штамповки (б):

1 – ПТЭС-1, 2 – ПТЭК-1; 3 – отсев титановой губки

Технологический процесс горячей штамповки конструктивных деталей из порошкового титана и шихт на его основе включает следующие операции:

- смешивание порошков;
- холодное прессование заготовок;
- спекание;
- нагрев порошковых заготовок;
- горячая штамповка в закрытом штампе;
- термическая обработка.

В качестве исходного материала использованы электролитические порошки титана фракции – 0,63 + 0,18, отсеvy губчатого титана – 1,0 + 0,63, порошки легирующих добавок алюминия, ванадия, молибдена.

Химический состав шихты подбирали согласно требуемым показателям материала после горячей штамповки и ТО: пределу прочности, относительному удлинению и сужению, ударной вязкости.

Легирующие добавки использовали в тех случаях, когда требуемые показатели прочности материала были выше аналогичных показателей литого деформированного титана ВТ 1-0.

Порошки титана в этом случае смешивали в смесителе типа «пьяная бочка» с добавкой спирта в количестве 1-2 % от массы загрузки шихты.

Холодное прессование порошковых заготовок выполняли в стальных пресс-формах с использованием стандартных гидравлических прессов и прессов для порошковой металлургии.

Порошковые заготовки из шихт перед горячей штамповкой спекали в вакуумной печи при температуре 1100-1200 °C и выдержке 2-3 часа.

Перед горячей штамповкой заготовки нагревали в печи сопротивления до температуры 900-950 °C в защитной атмосфере аргона.

Горячую штамповку порошковых заготовок выполняли в закрытых штампах с использованием стандартных механических прессов.

Термическую обработку (отжиг) проводили в вакуумной печи при температуре и времени выдержки, которые рекомендованы для литого деформированного материала аналогичного химического состава.

Рассмотренные выше технологические процессы защищены а.с. СССР на изобретение, опубликованы в научной литературе, внедрены в производство, отмечены медалями ВДНХ СССР.

Выводы

Применение рассмотренных выше технологических процессов при изготовлении различных конструктивных деталей из порошкового титана позволит повысить коэффициент использования металла, уменьшить объем обработки резанием, сократить трудозатраты, снизить себестоимость получаемых изделий.

Перечень ссылок

1. Обработка давлением порошков цветных металлов. Павлов В.А., Кипарисов С.С., Щербина В.В. – М.: «Металлургия», 1977. – 176 с.

2. Живов Л.И., Щербина В.В., Павлов В.А. и др. – «Крупногабаритные титановые фильтры» / Информационный листок Запорожского филиала. УкрНИИНТИ. – 1972. – № 12. – 7 с.
3. В.А. Павлов, А.П. Ляшенко, В.А. Богуслаев и др. Влияние степени деформации и температуры штамповки на структуру и свойства изделий из порошкового титана / Порошковая металлургия, 1984. – № 12. – 9 с.
4. Павлов В.О., Носенко М.І., Ляшенко О.П. Возможности использования методов порошковой металлургии для изготовления деталей подъемно-транспортных машин / Новые материалы и технологии в металлургии та машинобудуванні. – ЗНТУ. – 1988. – № 1. – С. 36-37.
5. Носенко М.И., Павлов В.А., Ляшенко А.П.. Экспериментально-аналитический расчет силового режима и анализ энергозатрат горячей штамповки порошковых заготовок / Новые материалы и технологии в металлургии та машинобудуванні. – ЗНТУ – 1999. – № 2. – С. 69-72.

Одержано 13.12.2007

Наведено результати досліджень холодного і гарячого компактування шихт на основі порошкового титану. Вивчено вплив тиску холодного пресування, гарячого штампування та термічної обробки на щільність та фізико-механічні властивості матеріалу. Розроблені рекомендації до проектування конструкції порошкових заготовок для гарячого штампування.

Research results of cold and hot blending of mixture based on titanium powder are given. The influence of pressure while cold moulding, hot stamping and thermal treatment on density and physico-mechanical properties of the material has been studied. Recommendations on the designs of powered blanks for hot stamping have been developed.

УДК 621.771.25:669.14.018.291.3:621.31.004.18

Д. Г. Паламарь, канд. техн. наук В. Г. Раздобреев

Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепропетровск

УСЛОВИЯ РЕАЛИЗАЦИИ ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ АРМАТУРНОГО ПРОКАТА №12 В ПОТОКЕ НЕПРЕРЫВНОГО МЕЛКОСОРТНОГО СТАНА 250

Показано, что реализация технологии прокатки с пониженными температурами исходных заготовок на типовом непрерывном мелкосортном стане возможна, однако приводит к снижению его производительности.

В современных условиях вопрос об экономном использовании энергоресурсов при производстве сортового проката стоит особенно остро. Наверное, поэтому при разработке новых технологий производства продукции сортопрокатных станов или новых видов сортового проката особое внимание уделяется именно возможности наиболее рационального, т.е. с минимальными потерями, использования энергетических ресурсов.

На величину расхода энергии при производстве сортопрокатной продукции оказывает влияние достаточно большое количество факторов. Это и температура исходной заготовки, скорость прокатки и сечение готового проката, режим обжатий раската в потоке стана, а также много других.

Данные зарубежных производителей сортового проката и катанки показывают [1], что для нагрева заготовок перед прокаткой требуется тепловая энергия в количестве 1,3-1,65 ГДж/т, а на собственно прокатку

с учетом неизбежных потерь – 0,15-0,40 ГДж/т электроэнергии. Эти цифры убедительно подтверждают, что в прокатном переделе основные затраты энергии связаны с нагревом заготовок. Экспертные оценки разных исследователей показывают, что снижение температуры нагрева заготовки на 100 °С приводит к экономии общей энергии на 0,14 ГДж/т или на 9,7 % [2], а по другим [3] составит не менее 15 %.

Технология прокатки арматурного профиля № 12 на непрерывном мелкосортном стане 250-1 металлургического комбината «АрселорМиттал Кривой Рог» предполагает нагрев исходных заготовок из стали марки ЗТРпс до температур, обеспечивающих температуру раската на выходе из первой клетки в диапазоне от 1140 до 1160 °С. Согласно экспериментальным данным, среднестатистическая скорость прокатки (на выходе из последней клетки стана) составляет 15 м/с.

Исследования процесса непрерывной прокатки арматурного профиля № 12 проводились непосредственно

ственно в условиях производства, а также путем моделирования процесса с помощью разработанной в Институте черной металлургии НАН Украины математической модели непрерывной сортовой прокатки, которая учитывает все основные особенности производства на станах такого типа [4].

Используя адаптированную к условиям данного стана модель непрерывной прокатки [5] этого арматурного профиля, рассчитывали температуру раската на выходе из последней чистой клетки (температура конца прокатки) в диапазоне значений температур нагрева исходной заготовки 1000-1200 °С (с шагом 40 °С) и (расчетных величин) скоростей прокатки 10-16 м/с (с шагом 1 м/с).

Учитывая то, что прокатка при пониженных температурах может стать невозможной из-за превышения допустимых нагрузок на основное оборудование стана, провели исследования влияния температуры нагрева исходных заготовок и скорости прокатки на энергосиловые параметры прокатки в каждой рабочей клетки стана.

Применив прием оценки относительных токовых нагрузок к оценке изменений момента прокатки, получили данные о температуре нагрева заготовок и скоростях прокатки, которые обеспечивают момент прокатки на уровне существующей технологии.

Результаты выполненных аналитических исследований показали, что для понижения в условиях МС 250-1 температуры конца прокатки до 950-960 °С потребуются понижение нагрева исходных заготовок до 1000 °С и скорости прокатки до 10 м/с. При этом в отдельных рабочих клетях стана момент прокатки увеличивается в 1,3-1,4 раза против уровня по существующей технологии.

Расчетные значения удельного расхода энергии на деформацию металла в потоке стана в исследуемом диапазоне температур исходных заготовок и скоростей прокатки по отношению к условно принятым «базовым» параметрам (температура исходной заготовки – 1160 °С; скорость прокатки – 15 м/с; расчетный удельный расход энергии на прокатку – 61,4 кВт·ч/т) представлены в табл. 1.

На основании данных табл. 1 были получены номограммы, позволяющие определить влияние скорости прокатки арматурного профиля № 12 и температуры исходных заготовок на изменение относительного расхода энергии на деформацию металла при его прокатке по различной технологии (рис. 1).

Обозначенные «1,0» характеристические кривые на номограмме соответствуют значениям скорости прокатки и температуры исходных заготовок, при которых удельные расходы энергии на деформацию металла при прокатке сохраняются на уровне действующей на комбинате технологии. Эти кривые делят область возможных скоростей прокатки и температур нагрева заготовок на две зоны:

- верхнюю, значения скоростей прокатки и температур исходных заготовок, в которой обеспечивают снижение удельного расхода энергии против уровня по действующей технологии на 5 % (кривая с отметкой 0,95) и более;

- нижнюю, значения скоростей прокатки и температур нагрева в которой соответствуют увеличенному удельному расходу энергии против уровня по действующей технологии на 5 % (кривая с отметкой 1,05), на 10 % (кривая с отметкой 1,10) и т.д.

По данным табл. 1, было получено регрессионное квадратичное уравнение, характеризующее влияние температуры исходных заготовок и скорости прокатки на величину относительного удельного расхода энергии на прокатку при производстве арматурного профиля № 12. Это регрессионное уравнение имеет вид:

$$A_{отн, №12} = 2,8783 - 0,00132 * T_0 - 0,04013 * v_{np} + 0,00114 * v_{np}^2, \quad (1)$$

где $A_{отн, №12}$ – относительный удельный расход энергии на прокатку арматурного профиля №12;

v_{np} – скорость прокатки в последней чистой клетке, м/с;

T_0 – температура исходных заготовок, °С.

Таблица 1 – Относительный расход энергии на деформацию металла при прокатке арматурного профиля № 12 в потоке стана при разных скоростях прокатки и разных температурах исходных заготовок

Скорость прокатки, м/с	Температура исходных заготовок, °С							
	1060	1080	1100	1120	1140	1160	1180	1200
	Относительный расход энергии на прокатку							
9	1,235	1,207	1,181	1,155	1,130	1,106	1,083	1,061
10	1,210	1,182	1,155	1,129	1,104	1,080	1,056	1,033
11	1,191	1,163	1,136	1,109	1,084	1,059	1,035	1,012
12	1,176	1,148	1,120	1,093	1,067	1,042	1,018	0,994
13	1,164	1,135	1,107	1,080	1,054	1,028	1,004	0,980
14	1,154	1,125	1,097	1,069	1,043	1,017	0,992	0,968
15	1,146	1,117	1,088	1,061	1,034	1,008	0,983	0,958
16	1,140	1,110	1,081	1,053	1,026	1,000	0,975	0,950

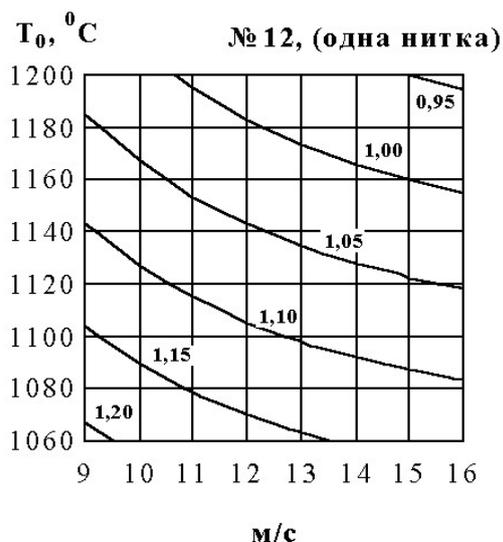


Рис. 1. Номограмма для оценки влияния температуры исходных заготовок и скорости прокатки арматурного профиля № 12 на изменение расхода энергии на деформацию металла при прокатке (цифрами на линиях обозначен уровень относительных энергозатрат)

Кроме того, следует отметить, что удельный расход энергии на деформацию металла в линии стана в целом на определенный объем производства существенно зависит от соотношений объемов производства отдельных профилей. Это обстоятельство следует учитывать при оценке изменения уровня энергозатрат в связи с изменениями температурно-скоростного режима прокатки каждого профилеразмера сортамента стана.

Опытно-промышленные прокатки проводили на плавках текущего производства из арматурной стали марки Ст 3ТРпс. Термомеханическое упрочнение стержневой арматуры диаметром 12 мм осуществляли согласно действующим режимам упрочнения на класс прочности А 500С. При проведении опытов фиксировали фактические токовые нагрузки в черновой группе рабочих клетей; температуру раскатов за 1-й и перед 23-й клетями стана; скорость прокатки.

Таблица 2 – Результаты механических свойств готового арматурного проката № 12 в зависимости от различных значений скорости прокатки в условиях стана 250-1 (правая сторона)

Температура раската за 1-ой кл. T_0 , °C	Скорость прокатки V_{np} , м/с	Механические свойства			
		σ_b	σ_m	δ_5 , %	Испытание на изгиб 90 град.
		Н/мм ²			
1160	14	710	635	20,5	удов.
	12	758	700	20,5	удов.
	10	793	705	20,0	удов.
Требования ДСТУ 3760-98 по механическим свойствам		≥600	≥500	≥14	удов.

В первой части опытных прокаток производили понижение температуры конца деформационной обработки путем последовательного снижения скорости прокатки от 14 м/с (по действующей технологии) до 12 и 10 м/с. Данные температурно-скоростных режимов прокатки и механических испытаний (среднее значение из 6-ти испытаний) термоупрочненной арматуры № 12 первой серии опытов представлены в табл. 2.

Анализ данных табл. 2 показывает закономерный рост прочностных характеристик при снижении скорости прокатки от 14 до 10 м/с (снижение абсолютной величины скорости прокатки составило порядка 30 %). При этом пластические свойства термоупрочненной арматурной стали диаметром 12 мм, полученные при скорости прокатки 12 и 10 м/с, остались на том же уровне, что и при прокатке со скоростью 14 м/с, т.е. по действующей технологии производства.

Во второй части опытно-промышленных прокаток понижение температуры конца деформационной обработки достигали путем снижения температуры нагрева исходной заготовки в методической печи стана 250-1. Выдача заготовок происходила со скоростями 10, 12 и 14 м/с. Данные замеров температурно-скоростных режимов прокатки, фактических токовых нагрузок черновой группы клетей и механических испытаний второй серии опытов представлены в табл. 3.

Анализ данных табл. 3 показывает, что понижение температуры нагрева исходной заготовки и одновременное понижение скорости прокатки дает повышение прочностных свойств с некоторым понижением пластических характеристик. Однако пластические свойства находятся в пределах норм ДСТУ 3760-98 (δ_5 не менее 14 %). При этом токовые нагрузки 1-й черновой клети (при скорости прокатки 14 м/с), 6-й и 7-й черновых клетей (при всех скоростях прокатки) превышают номинальные. Совместный анализ табл. 2 и 3 показывает, что одновременное снижение температуры нагрева заготовок и скорости прокатки по сравнению со снижением только скорости прокатки приводит к повышению прочностных характеристик в среднем на 90-100 Н/мм².

На основании требования ГОСТ 10884-94, где ограничивается превышение значений временного сопротивления разрыву не более 200 Н/мм² для классов А 400С, А 500С и А 600С от нормированного значения (для класса А 500С σ_g оно не должно превышать 800 Н/мм²). Из анализа таблицы 3 следует, что σ_g для образцов арматурного проката № 12, прокатанного и охлажденного от температур 900-950 °С при скоростях прокатки 10 и 12 м/с превышает в среднем на 60-90 Н/мм² ограничение нормированного значения. Т.е. степень упрочнения при таких скоростях прокатки была весьма значительна. При скорости 14 м/с и пониженных температурах нагрева исходной заготовки σ_g находится на верхнем пределе ограничивающего значения. Таким образом, выявилась необходимость изменения режима охлаждения, т.е. уменьшением давления воды, подаваемой на секции охлаждения, либо выводом одной из секций охлаждения можно скорректировать получение временного сопротивления разрыву в необходимом диапазоне и в то же время предоставляется возможность значительного сокращения расхода закалочной воды.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно заключить, что понижение температуры исходных заготовок экономически целесообразно не только с энергетической стороны, но и позволяет повысить уровень потребительских свойств.

Вместе с тем, следует отметить, что технологическая схема производства проката на непрерывном мел-

косортном стане 250-1 и состав его основного технологического оборудования позволяют применить технологию прокатки с пониженными температурами исходных заготовок, однако приводит к снижению его производительности. Для реализации этой технологии в условиях станов с аналогичной технологической схемой производства необходима модернизация их основного технологического оборудования с заменой линий привода рабочих клетей и установкой более мощных приводных двигателей.

Перечень ссылок

1. Kawall R., Lehnert W. Prozess-, Anlagen- und Produktentwicklungen beim Walzen von Stabstahl und Draht // Metalurgija (Zagreb). – 2002. – Bd.41. – №3. – С. 171-182.
2. Никитина Л.А., Матвеев Б.Н. // Чер. металлургия. Бюл. АО «Ин-та Черметинформация». – 2003. – №3. – С. 36-44.
3. Глуховский Е.С. // Чер. металлургия. Бюл. АО «Ин-та Черметинформация». – 1999. – № 7-8. – С. 36-39.
4. Математическая модель процесса непрерывной прокатки арматурного профиля / А.В.Ноговицын, С.М.Жучков, Л.В.Кулаков, К.Г.Макаров // Металлургическая и горнорудная промышленность (Теоретичні проблеми прокатного виробництва. Праці V Міжнародної науково-технічної конференції. 16-18 травня 2000 р). – № 8-9. – 2000. – С. 77-80.
5. Ноговицын А.В., Жучков С.М., Кулаков Л.В. и др. // Теория и практика металлургии. – 2000. – № 1. – С. 33-36.

Одержано 17.12.2007

Показано, що реалізація технології прокатки з пониженими температурами заготовок на типовому неперервному стані можлива, проте призводить до зниження його продуктивності.

The realization of the rolling technology with a lowered temperatures of initial billets for the continuous small sections rolling mill is shown to be possible but that causes the decrease of its productivity.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.74.045:669.24.002.8

Канд. техн. наук В. В. Наумик, д-р техн. наук Э. И. Цивирко, д-р техн. наук В. В. Лунев
Национальный технический университет, г. Запорожье

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВОЗВРАТА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С УПРАВЛЯЕМОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ

Изучена принципиальная возможность использования отходов жаропрочных никелевых сплавов. Показано положительное влияние термовременной обработки. Управляемая направленная кристаллизация существенно улучшила комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств получаемого литья.

Введение

Процессы управляемой кристаллизации жаропрочных никелевых сплавов широко распространены при изготовлении деталей горячего тракта авиационных двигателей. В данных силовых агрегатах применяются отливки как с равноосной, так и с направленной макроструктурой. Технологическим процессом, разработанным Всероссийским институтом авиационного машиностроения, строгое соблюдение которого, в том числе и в Украине, является обязательным при получении деталей, подлежащих использованию в авиационном машиностроении, предусмотрено применение для таких изделий исключительно свежих рабочих сплавов российского производства (г. Ступино). Однако в силу сложившихся политических и экономических обстоятельств в нашей стране скапливается все большее количество технологического возврата подобных сплавов, вывоз которых для переработки в Россию экономически не целесообразен. Таким образом, все более остро встает вопрос возможности повторного производственного использования отходов дорогостоящих жаропрочных никелевых сплавов.

Использование отходов

Изучали производственные данные о качественных показателях отливок, полученных методом высокоскоростной направленной кристаллизации с использованием шихты, состоящей на 50 % из свежего рабочего сплава и на 50 % из технологического возврата сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ.

Химический состав указанных сплавов согласно ТУ1-92-177-91 приведен в таблице 1.

После расплавления шихты в магнетитовом тигле установки УВНК-8П металл нагревали до температуры 1600-1620 °С, выдерживали в течение 8-10 минут и заливали в керамические формы, полученные по выплавляемым моделям, предварительно нагретые до 1580-1600 °С. Залитые формы для получения литых пальчиковых образцов диаметром 15 мм со скоростью 10 мм/мин из печи подогрева форм опускали в ванну жидкометаллического алюминиевого кристаллизатора с первоначальной температурой 800-850 °С.

Средние показатели механических свойств и жаропрочности, полученные в результате испытаний опытных образцов с направленной кристаллизацией,

Таблица 1 – Химический состав жаропрочных никелевых сплавов

Марка сплава	Массовая доля элементов, %										
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	V	Nb	Ta	Re
ЖС26-ВИ	0,12-0,18	4,3-5,6	8-10	0,8-1,4	10,9-12,5	5,5-6,2	0,8-1,2	0,8-1,2	1,4-1,8	–	–
ЖС32-ВИ	0,12-0,18	4,3-5,6	8-10	0,8-1,4	7,7-9,3	5,6-6,3	–	–	1,4-1,8	3,5-4,8	3,5-4,5

Примечание: в сплавах допускается содержание не более (%): 1,0 Fe; 0,025 Ce; 0,06 Zr; 0,035 B; 0,4 Si; 0,01 S; 0,015 P; 0,01 Y; 0,0012 Pb; 0,0005 Bi.

соответствовали уровню требований технических условий (табл. 2).

Известен способ термовременной обработки (ТВО) расплава [1, 2 с. 96], который предусматривает после полного расплавления металла, перегрев его на значительную величину (порядка сотен градусов), что приводит к измельчению структуры и повышению свойств металла после его кристаллизации. Механизм процессов, происходящих при этом, изучен еще недостаточно.

Ранее были проведены исследования по изучению влияния такой обработки на химический состав, структуру и свойства сплава ЖСЗДК-ВИ [3]. После высокотемпературной обработки опытный металл заливали в электрокорундовые формы по выплавляемым моделям для получения образцов с равноосной кристаллизацией.

Исследованиями установлено, что в процессе выдержки металла при температурах порядка 1850-1900 °С в атмосфере аргона с давлением $1 \cdot 10^{-4}$ Па происходил угар практически всех легирующих элементов. Наиболее существенно угару были подвержены алюминий, вольфрам, кремний и углерод. Величина угара зависела от длительности выдержки расплава.

Установлено также, что в результате выдержки расплава при температуре 1850 °С в течение 20 минут происходило снижение массовой доли азота в сплаве с 0,0159 % до 0,0001 %. Высокотемпературная обработка снижала структурную неоднородность жидкого металла, приводила к существенному переохлаждению кристаллизующегося металла относительно ликвидуса, и в результате – к значительному изменению структурных составляющих сплава [4].

Оптимальный режим термовременной обработки (выдержка в течение 10 минут при температуре 1850 °С) заметно улучшил механические свойства исследуемых сплавов при комнатной температуре и длительную прочность при 850 °С [3].

Изучали качественные показатели образцов, изготовленных методом высокоскоростной направленной кристаллизации из паспортной заготовки диаметром 90 мм, полученной предварительным переплавом ших-

ты, состоящей из 100 % отходов жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, с применением термовременной обработки.

Шихту, состоящую из 100 % технологического возврата сплава ЖС32-ВИ, загружали в вакуумную индукционную печь УППФ-3М с основным тиглем, расплавливали и нагревали до температуры 1600 °С. Затем в вакуумную камеру напускали аргон (300 мм рт. ст.), содержащий 0,0007 % кислорода, 0,005 % азота и 0,005 % паров воды, нагревали расплав до температуры 1850 ± 20 °С, выдерживали в течение 20 минут, охлаждали до температуры 1600 ± 20 °С и заливали в металлическую форму для получения паспортной заготовки диаметром 90 мм. Далее из этой заготовки на установке УВНК-8П получали опытные пальчиковые образцы диаметром 15 мм с направленной кристаллизацией согласно методике, описанной выше.

Таким образом, материал полученных образцов прошел три переплава: первый – получение лопаток из свежего рабочего сплава на установке УВНК-8П; второй – термовременная обработка на установке ОКБ-860; третий – получение образцов на установке УВНК-8П.

На полученных образцах изучали химический состав, макро- и микроструктуру, механические свойства при комнатной температуре и длительную прочность при температуре 1000 °С и напряжении 280 МПа. Для сравнительных металлографических исследований были отобраны пробы от замковой и перьевой частей пустотелой лопатки с направленной кристаллизацией из сплава ЖС32-ВИ, полученной на свежей шихте.

Химический анализ показал, что в результате угара некоторых элементов их содержание в отдельных образцах после трех переплавов снижалось ниже допустимого по ТУ уровня. Наиболее подвержены угару были углерод, алюминий, хром и рений.

Макроструктура поверхности опытных образцов состояла из 4-6 столбчатых кристаллов. Усадочных дефектов в поперечном сечении образцов выявлено не было.

Металлографический анализ проводили на не-травленных и травленных реактивом Марбле шлифах.

Таблица 2 – Средние показатели механических свойств и длительной прочности опытных образцов диаметром 15 мм из сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ с направленной кристаллизацией

Сплав	Шихта	Механические свойства		Длительная прочность		
		σ_b , МПа	δ , %	σ_{10} , МПа	t , °С	τ , час
ЖС26-ВИ	50 % возврата	1013	10,1	260	975	68 ¹⁸
	Согласно ТУ	830	3,0	260	975	≥ 40
ЖС32-ВИ	50 % возврата	1092	6,9	280	1000	67 ¹¹
	100 % возврата + ТВО	841,9	15,8	280	1000	55 ⁸
	Согласно ТУ	850	5,0	280	1000	≥ 40

В структуре сплава ЖС32-ВИ после одного вакуумного переплава выявлены карбиды эвтектического типа, образующие своеобразный каркас. В образцах опытного металла после трех переплавов, очевидно, в результате угара углерода, количество и размеры эвтектических карбидов заметно уменьшились, но тип и морфология их практически не изменились (рис. 1). Одновременно увеличилось количество и размер эвтектической $\gamma + \gamma'$ -фазы (рис. 2). По-видимому, в нее перешла часть высвободившихся карбидообразующих элементов.

В пробах металла шести плавок, выплавленных из 100 % технологического возврата с использованием термовременной обработки, по сравнению с материалом лопаток, полученных по серийной технологии, заметно уменьшился размер дендритной ячейки (табл. 3). Это, по-видимому, связано с повышением однородности структуры жидкого металла во время выдержки его при высокой температуре и, соответственно, с кристаллизацией его в более узком интервале температур.

Изучали микротвердость структурных составляющих (оси, межосья, эвтектическая $\gamma + \gamma'$ -фаза) образцов сплава ЖС32-ВИ. Установлено, что во всех случаях наименьшую микротвердость имели оси дендритов, а наибольшую – эвтектическая $\gamma + \gamma'$ -фаза (табл. 3). Микротвердость всех структурных составляющих металла, выплавленного из 100 % технологического возврата после трех переплавов, была ниже аналогичных показателей материала проб, отобранных от лопаток, полученных по серийной технологии, что явно связано с угаром легирующих элементов.

Уровень прочностных свойств опытного металла как при комнатной температуре, так и при 1000 °С был несколько ниже требований ТУ (табл. 2). При этом пластичность его превышала указанные требования примерно в три раза, и более чем в два раза была выше, чем у образцов, полученных высокоскоростной направленной кристаллизацией из шихты, состоящей на 50 % из свежего рабочего сплава и на 50 % из технологического возврата сплава ЖС32-ВИ (табл. 2).

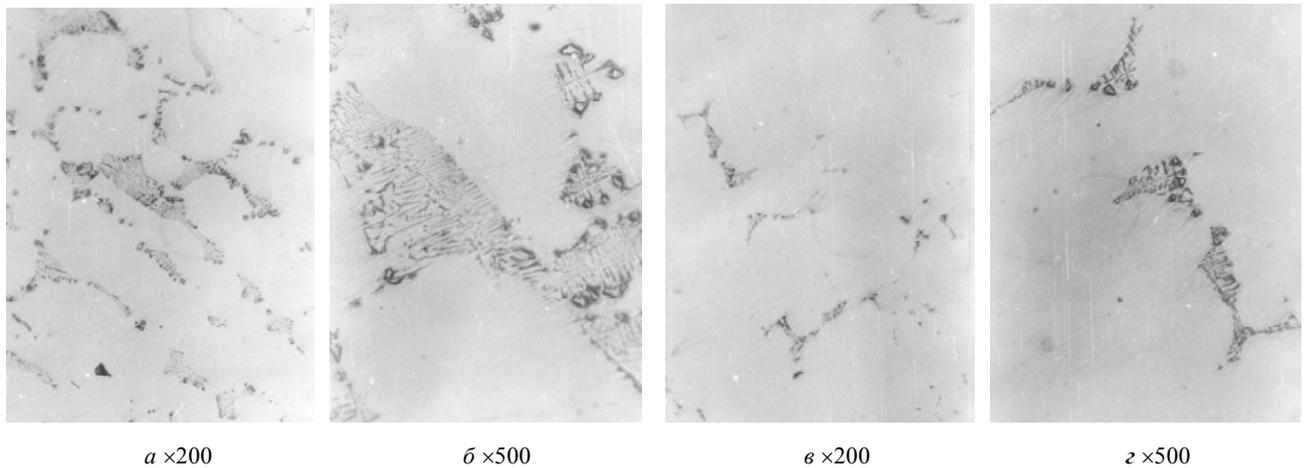


Рис. 1. Карбиды в опытных образцах сплава ЖС32-ВИ: а, б – свежая шихта; в, з – 100 % возврат + ТВО

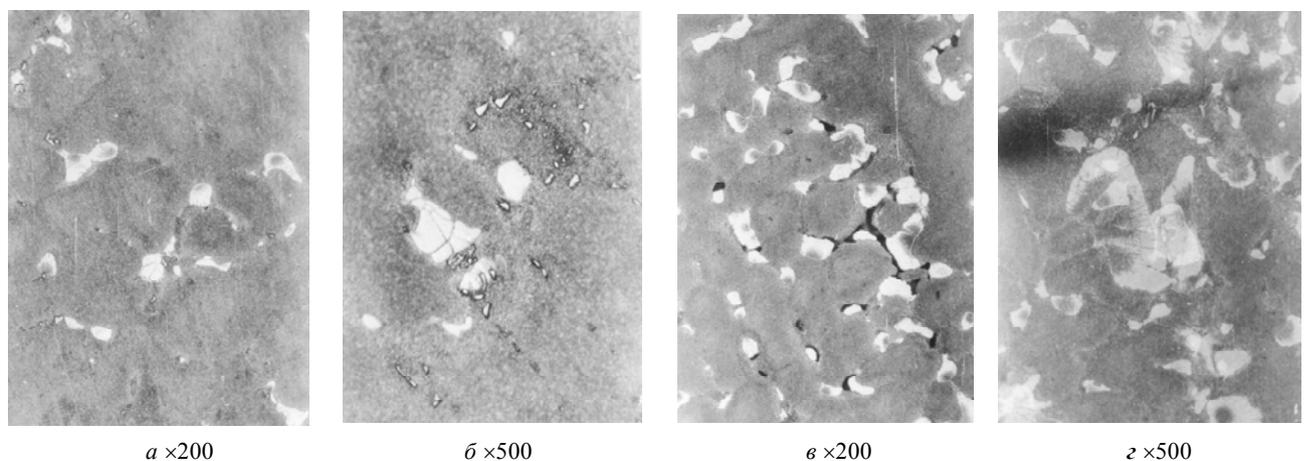


Рис. 2. Эвтектическая $\gamma + \gamma'$ -фаза в опытных образцах сплава ЖС32-ВИ: а, б – свежая шихта; в, з – 100 % возврат + ТВО

Таблица 3 – Некоторые качественные показатели микроструктуры исследованных образцов сплава ЖС32-ВИ

Шихта	Проба	№ плавки	Средний размер дендритной ячейки, мкм	Микротвердость, МПа $\cdot 10^2$		
				Дендритная структура		Эвтектическая $\gamma+\gamma'$ -фаза
				Оси	Межосья	
Свежая	Замок лопатки	–	76,3	77,2	79,9	89,0
	Перо лопатки	–	84,6	75,8	81,4	89,0
100% возврат + ТВО	Образец \varnothing 15 мм с направленной кристаллизацией	1	59,5	77,2	77,2	92,4
		2	60,5	57,8	63,4	63,4
		3	59,5	74,6	77,2	77,2
		4	44,6	63,4	69,8	67,5
		5	56,5	50,1	53,0	54,5
		6	50,2	59,6	57,8	63,4
		среднее	55,1	63,8	66,4	69,7

Как известно, именно пластические свойства определяют основную литейную способность сплава и являются показателем его чистоты и принципиально достижимого уровня комплекса механических свойств. Уровень прочностных свойств, по мере необходимости, может быть повышен дополнительным легированием жаропрочного сплава, например с помощью комплекса гафния и циркония [5].

Учитывая специфику эксплуатации отливок из жаропрочных никелевых сплавов, конечно, вряд ли стоит говорить о возможности рекомендаций по использованию технологического возврата при изготовлении деталей силовых авиационных агрегатов. Однако они вполне могут быть использованы при производстве деталей, используемых в наземных, например, газоперекачивающих установках.

Управляемая кристаллизация

Часто из жаропрочных никелевых сплавов изготавливают полые отливки, как, например, охлаждаемые лопатки силовых агрегатов, поэтому отдельный интерес представляет собой вопрос поведения их в условиях затрудненной усадки и, соответственно, получения качественных отливок с внутренним стержнем.

Изучали качественные показатели пустотелых тонкостенных литых образцов (длиной 150 мм с толщиной стенки 2 мм) из сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ с внутренним стержнем из высокоглиноземистого практически неподатливого материала (алунда) диаметром 12 мм с толщиной стенки 2 мм, полученных в результате управляемой равноосной и высокоскоростной направленной кристаллизации.

Для получения образцов с равноосной структурой плавки проводили следующим образом.

После загрузки шихты в тигель и установки двух блоков керамических форм, установку УВНК-8П герметизировали и производили откачку воздуха из рабочей камеры до остаточного давления, соответственно действующей технологической инструкции на изготовление лопаток с направленной кристаллизацией. В один из блоков, дальний по отношению к камере

шлюзования, была установлена термопара. Далее включали систему предварительного подогрева форм (ППФ) и прибор, регистрирующий их температуру.

В начале нагрева температура блоков была примерно на 200 °С ниже температуры нагревателей устройства ППФ. В процессе нагрева эта разница постепенно уменьшалась. Через 80 минут после включения на нагревателях была достигнута температура 1580 °С, и после еще 10 минутной выдержки при этой температуре на нагревателях температура блоков практически с ней сравнялась.

После расплавления металла в тигле его разогревали до температуры 1610 °С и заливали в литейные формы. Сразу после заливки наблюдалась некоторая нестабильность показаний прибора, регистрирующего температуру литейной формы.

Через 5 минут после заливки выключали нагреватели ППФ (метка б, рис. 3). С этого момента показания прибора стабилизировались, при этом на одной из плавков скачек показаний составил более чем 150 °С, что свидетельствует о наличии наводок в электрической цепи термопары от устройства ППФ при высоком уровне мощности.

Далее прибор регистрировал постепенное снижение температуры в литейной форме. На термограммах (рис. 3) была зарегистрирована площадка, соответствующая процессу равноосной кристаллизации сплава.

Разгерметизацию установки и извлечение форм производили после полного их охлаждения.

Визуальным осмотром после удаления огнеупорного покрытия на поверхности всех образцов были обнаружены продольные поперечные и косые трещины, имеющие темно-желтый цвет побежалости, что явно говорит об их горячем происхождении. Травление на макроструктуру показало, что трещины проходят по границам отдельных макрокристаллов (рис. 4).

Опытные плавки для получения образцов с направленной кристаллизацией производили следующим образом.

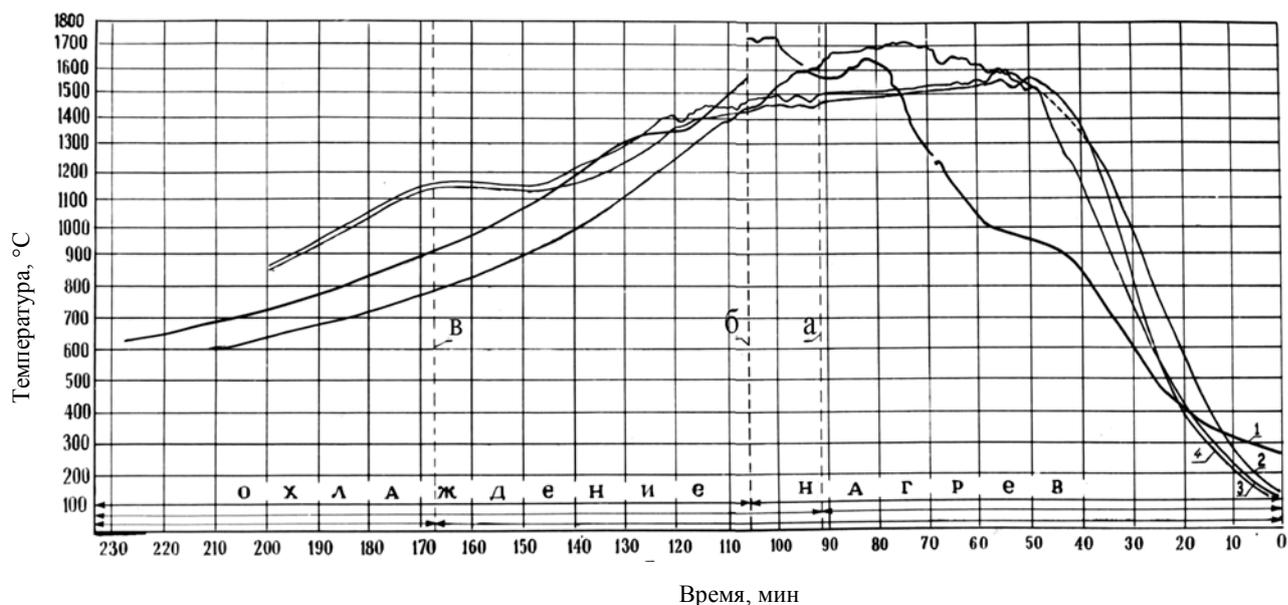


Рис. 3. Термограми опытных плавки: *a* – заливка металла в формы; *б, в* – выключение устройства ППФ соответственно при равноосной и направленной кристаллизации;
 1 – сплав ЖС26-ВИ, равноосная кристаллизация;
 2 – сплав ЖС32-ВИ, равноосная кристаллизация;
 3 – сплав ЖС26-ВИ, направленная кристаллизация;
 4 – сплав ЖС32-ВИ, направленная кристаллизация

После загрузки шихты в тигель печи и установки керамических форм с термопарой в рабочую камеру производили ее герметизацию и откачку воздуха. Включали систему ППФ и разогревали формы до 1580 °С. Металл после расплавления разогревали до 1620 °С и

заливали в литейные формы. Блоки залитых форм со скоростью 10 мм/мин опускали в ванну жидкометаллического кристаллизатора. В интервале температур 1400-1300 °С была зарегистрирована площадка, соответствующая температурному интервалу кристаллизации сплавов.

После полного опускания форм температуру на нагревателях снижали до 1460 °С и начинали подъем форм.

В процессе подъема форм температуру на нагревателях постепенно снижали до 1270 °С. Показания термопары, установленной на литейной форме, при этом держались примерно на уровне 1150 °С.

Через 5 минут после окончания подъема форм нагреватели ППФ отключали (метка *v*, рис. 3), и далее шел процесс равномерного охлаждения.

После полного охлаждения формы извлекали и удаляли с них керамическую оболочку.

Визуальным осмотром только на отдельных образцах были обнаружены продольные трещины. Примерно 75 % образцов были получены без видимых дефектов.

Изучение образцов после травления на макроструктуру показало, что горячие продольные трещины образовывались только по границам паразитных кристаллов, зарождавшихся уже в процессе кристаллизации цилиндрической части образцов (рис. 5). На образцах с монокристаллической структурой горячих трещин выявлено не было.

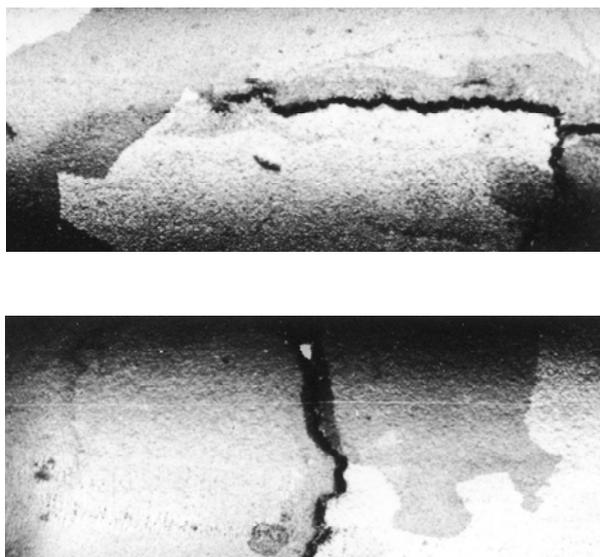


Рис. 4. Горячие трещины по границам макрозерен при равноосной кристаллизации

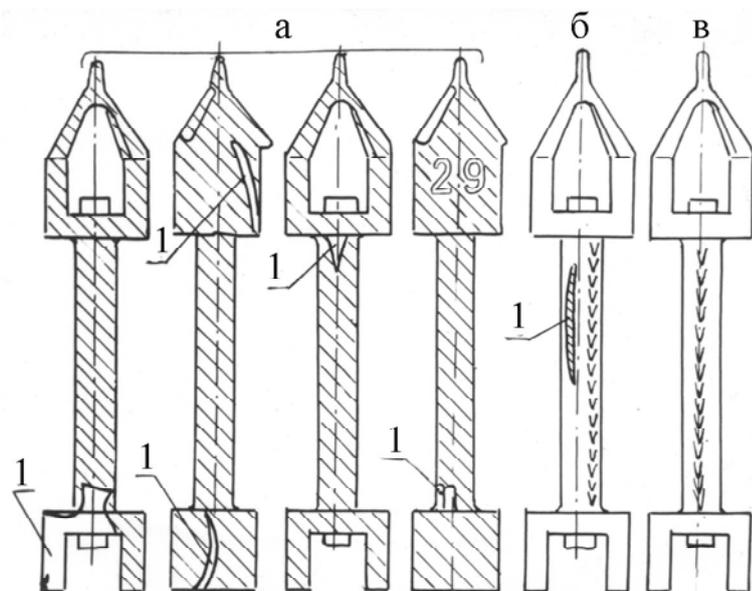


Рис. 5. Схема макроструктуры образцов, полученных управляемой направленной кристаллизацией сплава ЖС32-ВИ:

1 – паразитные кристаллы

Таким образом, можно сделать вывод, что при направленной кристаллизации образцов из жаропрочных никелевых сплавов горячие трещины, вызванные затрудненной усадкой, возникают лишь в отдельных случаях и обусловлены нарушением условий кристаллизации.

Металлографическим анализом установлено [4, 6], что в результате направленной кристаллизации, в сравнении с объемной, произошло существенное измельчение дендритной структуры металла (табл. 4). Одновременно наблюдали измельчение эвтектической $\gamma + \gamma'$ -фазы. Количество последней в результате изменения условий кристаллизации заметно не изменилось.

Установлено [6], что горячие трещины в образцах с равноосной структурой зарождались по карбидному каркасу перпендикулярно поверхности образца.

В опытных образцах после направленной кристаллизации, в сравнении с объемной, заметно повысилась микротвердость всех структурных составляющих жаропрочных сплавов (табл. 4). Анализ полученных результатов указывает на большую однородность хими-

ческого состава материала образцов, полученных в результате высокоскоростной направленной кристаллизации.

Механические испытания показали, что образцы сплава ЖС26-ВИ с направленной структурой, в сравнении с равноосной, обладали несколько меньшей прочностью (σ_b соответственно 900 и 915 МПа), большей пластичностью при комнатной температуре (δ соответственно 11,7 и 6,9 %) и значительно большей длительной прочностью при высоких температурах (соответственно 111 часов до разрушения при 975 °С и $\sigma = 260$ МПа, и 64,5 часа при 975 °С и $\sigma = 230$ МПа).

Выводы

Таким образом, на основании проведенного комплекса исследований можно сделать следующие выводы.

Несмотря на очень высокий уровень ответственности и требований, предъявляемых к отливкам из жаропрочных никелевых сплавов, принципиально возможным и экономически обоснованным является

Таблица 4 – Некоторые качественные показатели микроструктуры опытных образцов после различных режимов управляемой кристаллизации

Сплав	Структура	Средний размер дендритной ячейки, мкм	Эвтектическая $\gamma + \gamma'$ -фаза		Микротвердость, МПа		
			Индекс, 10^{-3}	Средний размер, мкм	Дендритная структура		Эвтектическая $\gamma + \gamma'$ -фаза
					Оси	Межосья	
ЖС26-ВИ	Равноосная	81,3	22,83	20,0	5150	5060	5168
	Направленная	57,8	18,38	11,3	5868	5796	6576
ЖС32-ВИ	Равноосная	70,4	41,21	20,1	5606	5350	6236
	Направленная	51,8	43,57	15,5	5702	5544	7768

промышленное использование имеющегося в наличии технологического возврата.

Применение предварительной термовременной обработки в комплексе с дополнительным легированием еще более расширяет диапазон возможного краткого использования отходов дорогостоящих никелевых сплавов.

Управляемая направленная кристаллизация данных сплавов существенно увеличивает однородность материала, улучшает комплекс физико-механических свойств как при комнатных, так и при высоких температурах, а следовательно, повышает эксплуатационные свойства изготавливаемых отливок.

Перечень ссылок

1. Еланский Г.Н. Строение и свойства металлических расплавов: Учеб. Пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1991. – 160 с.
2. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов: Учеб. Посо-

бие для вузов. – Л.: Машиностроение, 1976. – 216 с.

3. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР/ Клочихин В.В., Жеманюк П.Д., Цивирко Э.И., Наумик В.В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000, №1. – С. 41-46.
4. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов / Цивирко Э.И., Жеманюк П.Д., Клочихин В.В., Наумик В.В., Лунев В.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001, №10. – С. 13-17.
5. Влияние модификаторов на склонность жаропрочного сплава к образованию ТПУ фаз / Кудин В.В., Цивирко Э.И., Наумик В.В., Лысенко Н.А., Жеманюк П.Д. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003, №2. – С. 20-25.
6. Об'ємна та спрямована кристалізація нікелевих сплавів / Е.І. Цивірко, В.В. Клочихін, О.Г. Коломойцев, В.В. Наумик // Металознавство та обробка металів. – 2000, №3. – С. 5-11.

Одержано 19.09.2007

Досліджено принципову можливість використання відходів жароміцних нікелевих сплавів. Показано позитивний вплив термочасової обробки. Керована спрямована кристалізація суттєво покращувала комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей отриманого лиття.

The principal possibility of nickel-base superalloys waist application was studied. Positive influence of thermal-time treatment was shown. Controlled directional crystallization essentially improves complex of physical, mechanical and exploitation properties.

УДК 669.017

Канд. техн. наук А. И. Буря¹, Г. В. Козлов¹, И. В. Рула¹, д-р техн. наук Л. Р. Вишняков²

¹ Государственный аграрный университет, г. Днепропетровск

² Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев

ВЛИЯНИЕ ОБРАТНОЙ СВЯЗИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ФЕНИЛОНА

Полученные результаты позволили выяснить структурный смысл эффекта обратной связи для углепластиков на основе фенилона и продемонстрировать его влияние на прочность этих материалов. Снижение параметра обратной связи может привести к существенному росту макроскопической прочности углепластиков.

Как показано в работе [1], структура углепластиков, полученных с помощью технологии предварительного смешения компонентов во вращающемся электромагнитном поле, является синергетической системой. Это выражается в поведении ее основных характеристик как функции продолжительности смешения t : при малых t (≤ 120 с) наблюдается периодическое (упорядоченное) поведение, близкое к синусоидальному с удвоением периода, а затем реализуется

переход к хаотическому поведению [1]. Как известно [2], одной из основных особенностей синергетических систем является наличие в них обратной связи. Структурный смысл обратной связи для рассматриваемых углепластиков выражается соотношением [1]:

$$\varphi_{кл} = 0,74 - \varphi_{мф}, \quad (1)$$

где $\varphi_{кл}$ и $\varphi_{мф}$ – относительные доли областей локального

порядка (кластеров) и межфазных областей, соответственно, т.е. плотноупакованных областей структуры.

Отметим, что константа 0,74 в соотношении (1) равна максимально возможной относительной доле плотноупакованных областей композита согласно концепции термического кластера [3].

Таким образом, физический смысл эффекта обратной связи в рассматриваемых углепластиках предельно прост: увеличение φ_{mf} приводит к снижению $\varphi_{кл}$ и наоборот. Поэтому целью настоящей работы является выяснение степени влияния обратной связи в структуре углепластиков на основе фенилона на их механические свойства характеристики, в частности на напряжение разрушения (прочность).

В качестве полимерного связующего использован ароматический полиамид – фенилон [4], а в качестве наполнителя – углеродное волокно (УВ) диаметром 7÷9 мкм и длиной 3 мм. Композит готовили «сухим» способом, включающим смешение композитов во вращающемся электромагнитном поле. Для этого в реактор загружали порошкообразный полимер, УВ и неравноосные ферромагнитные частицы длиной 40 мм. Далее реактор помещали в расточку генератора электромагнитного аппарата. Под воздействием вращающегося электромагнитного поля ферромагнитные частицы начинают вращаться, сталкиваясь между собой, в результате чего УВ равномерно (хаотически) распределяются в полимерной матрице. В результате соударений частицы истираются и продукты износа попадают в композицию. Для удаления ферромагнитных частиц после смешения использовали два метода: магнитной и механической сепарации.

Образцы для исследования механических свойств готовили методом горячего прессования при температуре 603 К и давлении 55 МПа. Испытания на сжатие выполнены на машине FP-100 при температуре 293 К.

Удельную теплоемкость определяли на приборе ИТ-С-400 согласно ГОСТ 23630.1-79.

Сначала мы дадим краткое описание методики расчета параметров $\varphi_{кл}$ и φ_{mf} в соотношении (1), которые будут нужны при дальнейших оценках. Величина фрактальной (Хаусдорфовой) размерности d_f структуры углепластиков определена из уравнения [5]:

$$d_f = 2(1 + \nu), \quad (2)$$

где ν – коэффициент Пуассона, величину которого можно рассчитывать по результатам механических испытаний с помощью соотношения [6]:

$$\frac{\sigma_T}{E} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)}, \quad (3)$$

где σ_T – предел текучести, E – модуль упругости.

Далее определяется величина $\varphi_{кл}$ с использованием уравнения [7]:

$$d_f = 3 - 6 \left(\frac{\varphi_{кл}}{SC_\infty} \right)^{1/2}. \quad (4)$$

В уравнении (4) S – площадь поперечного сечения макромолекулы, C_∞ – характеристическое отношение, которое является показателем статической гибкости полимерной цепи [8]. Для фенилона $S = 17,8 \text{ \AA}^2$ [10], $C_\infty = 3$ [10]. Величину φ_{mf} можно рассчитать из следующего уравнения [11]:

$$\varphi_{mf} = 1 - \frac{\Delta C_p^k}{\Delta C_p^n}, \quad (5)$$

где ΔC_p^k и ΔC_p^n – величины скачка теплоемкости при постоянном давлении у температуры стеклования для композита и матричного полимера, соответственно.

В работе [12] было показано, что управляющим параметром при формировании структуры углепластиков (точнее, их межфазных областей) является фактор ориентации волокон η . Тогда параметр обратной связи λ можно рассчитать из уравнения Пуанкаре [2]:

$$\eta_{n+1} = \lambda(1 - \eta_n)\eta_n, \quad (6)$$

где индексы $n, n+1, \dots$ обозначают последовательные промежутки продолжительности t смешения композитов во вращающемся электромагнитном поле ($t_1 = 5$ с, $t_2 = 10$ с, и т.д.), а величины η приняты по данным работы [12].

На рис. 1. приведена зависимость $\varphi_{кл}(\lambda)$, из которой следует рост $\varphi_{кл}$ по мере усиления обратной связи, выражаемого увеличением λ . Такая картина полностью соответствует соотношению (1): увеличением λ приводит к «перекачке» полимерного материала из межфазных областей в объемную полимерную матрицу и, как следствие, повышению доли областей локального порядка в ней. Иначе говоря, в самых общих терминах, изменение степени обратной связи приводит к изменению структуры полимерной матрицы. Естественно ожидать, что указанное изменение структуры вызовет вариацию свойств полимерной матрицы, в частности, ее прочности σ_p^m , которую можно определить из уравнения [13]:

$$\sigma_p^m = 0,14 \left(\frac{\varphi_{кл}}{2N_A S \ell_o C_\infty} \right)^{5/6}, \quad (7)$$

где N_A – число Авогадро, ℓ_o – длина скелетной связи основной цепи (для фенилона $\ell_o = 1,25 \text{ \AA}$ [10]).

Как следует из данных рис. 2, где приведена зависимость $\sigma_p^m(\lambda)$, изменение уровня обратной связи действительно существенно сказывается на прочности полимерной матрицы: рост λ от 0,67 до 2,27, т.е., примерно в три раза, приводит к увеличению σ_p^m примерно в 2,7 раз, от 78 до 218 МПа. Отметим характерную особенность линейной корреляции $\sigma_p^m(\lambda)$: она проходит через начало координат, а это означает, что в случае отсутствия обратной связи полимерная матрица будет иметь нулевую прочность.

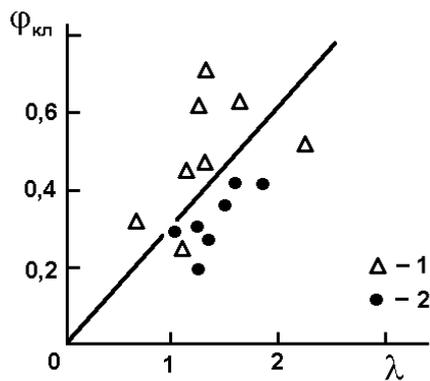


Рис. 1. Зависимость относительной доли кластеров $\varphi_{кл}$ от параметра обратной связи λ для углепластиков на основе фенилона, полученных с применением магнитной (1) и механической (2) сепарации.

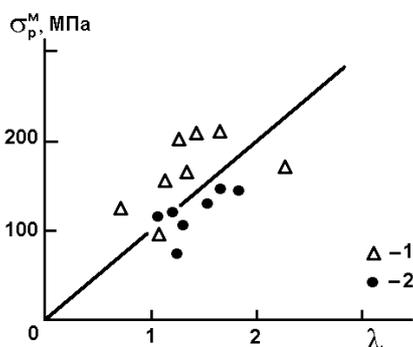


Рис. 2. Зависимость прочности объемной полимерной матрицы σ_p^M от параметра обратной связи λ для углепластиков на основе фенилона. Обозначения те же, что и на рис. 1.

Исходя из изложенных выше наблюдений, следует предположить, что происходящая в силу наличия обратной связи «перекачка» материала из межфазных областей в объемную полимерную матрицу изменяет прочность межфазных областей σ_a , а также определяет взаимосвязь напряжений σ_p^M и σ_a . Величину σ_a можно рассчитать из уравнения (7) с заменой $\varphi_{кл}$ на φ_{mf} и полагая для межфазных областей $C_\infty = 9$ [1]. На рис. 3 приведено соотношение между прочностями объемной полимерной матрицы σ_p^M и межфазных областей σ_a , из которого следует снижение σ_p^M по мере роста σ_a и наоборот. Такая взаимосвязь ожидалась в силу эффекта обратной связи и его структурного выражения: «перекачки» полимерного материала из одной плотноупакованной структурной компоненты углепластиков в другую.

Как хорошо известно [14, 15], свойства межфазных областей в значительной степени определяют свойства полимерных композитов как конструкционных материалов. Данные рис. 4, на котором приведена зависимость экспериментально определенной мак-

роскопической прочности углепластиков σ_p от σ_a , наглядно демонстрирует эту зависимость: увеличение σ_a от 35 до 125 МПа приводит к росту σ_p от ~ 300 до ~ 400 МПа. Таким образом, сочетание рис. 1÷4 позволяет проследить влияние структурных изменений углепластиков, происходящих из-за наличия обратной связи, на их механические свойства: усиление обратной связи (повышение λ) приводит к увеличению относительной доли кластеров $\varphi_{кл}$ в объемной полимерной матрице (рис. 1), росту ее прочности σ_p^M (рис. 2), уменьшению прочности межфазных областей σ_a (рис. 3) и в конечном итоге к снижению макроскопической прочности композита σ_p (рис. 4). Практический вывод из сказанного выше очевиден: для повышения прочности углепластиков следует снижать параметр обратной связи. Так, из данных рис. 2÷4 следует два предельных случая: при $\lambda = 0$ $\sigma_p^M = 0$, $\sigma_a = 180$ МПа и $\sigma_p = 440$ МПа, а при $\lambda = 2,4$ $\sigma_p^M = 240$ МПа, $\sigma_a = 28$ МПа и $\sigma_p = 290$ МПа, т.е., наблюдается снижение σ_p примерно в полтора раза при увеличении λ от 0 до 2,4.

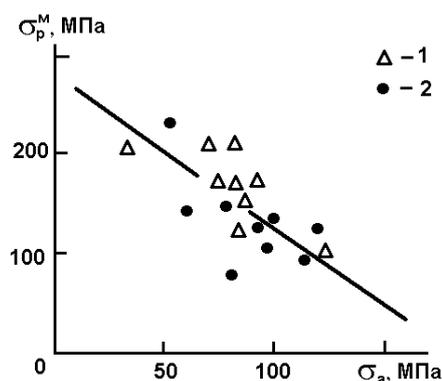


Рис. 3. Соотношение между прочностями объемной полимерной матрицы σ_p^M и межфазных областей σ_a для углепластиков на основе фенилона. Обозначения те же, что и на рис. 1.

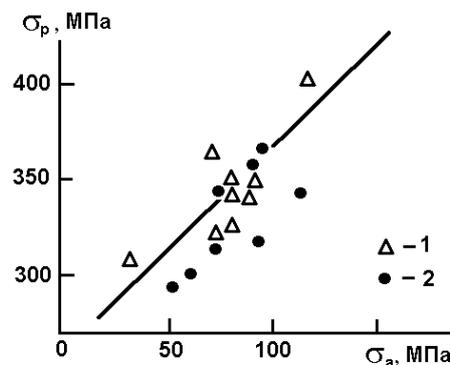


Рис. 4. Зависимость макроскопической прочности σ_p от межфазных областей σ_a для углепластиков на основе фенилона. Обозначения те же, что и на рис. 1.

С учетом сказанного выше возникает вопрос, каким образом можно целенаправленно регулировать параметр обратной связи. Ответ на этот вопрос дает график рис. 5, где приведена зависимость λ от управляющего параметра межфазных областей η . Поскольку следует ожидать некоторого запаздывания (реакции, см. уравнение (6)) λ по сравнению с η , то на рис. 5 эта зависимость дана как $\lambda_{n+1}(\eta_n)$. Из данных рис. 5 следует, что снизить величину λ можно увеличением фактора ориентации волокон η . Так, для указанного выше увеличения σ_p от 290 до 440 МПа или снижения λ от 0 до 2,40 требуется повышение η от 0,1 до 0,55, что в общем является достижимым результатом.

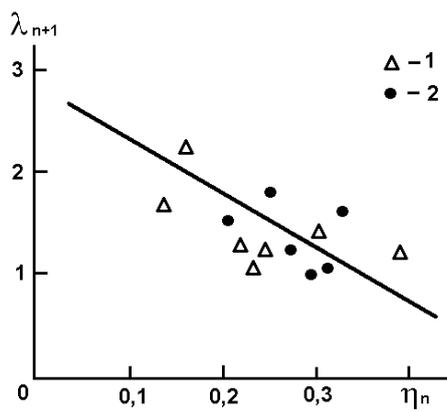


Рис. 5. Зависимость параметра обратной связи λ_{n+1} от фактора ориентации волокон η_n для углепластиков на основе фенилона. Величина λ взята с запаздыванием на один интервал времени по сравнению с η . Обозначения те же, что и на рис. 1.

Таким образом, полученные в настоящей работе результаты позволили выяснить структурный смысл эффекта обратной связи для углепластиков на основе фенилона и продемонстрировать его влияние на прочность этих материалов. Снижение параметра обратной связи может привести к существенному росту макроскопической прочности углепластика.

Контролировать величину этого параметра можно изменением фактора ориентации волокон, который является управляющим параметром для межфазных областей.

Перечень ссылок

1. Бурия А.И., Козлов Г.В. Синергетика структуры полимерных композитов, формируемой во вращающемся электромагнитном поле: Материалы научно-практической

конференции 21-28 февраля 2004. – Р. н/Д: Из-во Рост. Ун-та, 2004. – С. 56-58.

2. Иванова В.С., Кузеев И.Р., Закиричная М.М. Синергетика и фракталы. Универсальность механического поведения материалов. – Уфа. – Изд-во УГНТУ. – 1998. – 366 с.
3. Козлов Г.В., Липатов Ю.С. Описание структуры полимерной матрицы дисперсно-наполненных полимерных композитов как термического кластера: критические индексы. Механика композитных материалов. – 2003. – Т. 39. – №1. – С. 89-96.
4. Фенилон – термостойкий ароматический полиамид / Соколов Л.Б., Кузнецов Г.А., Герасимов В.Д., Фоменко Л.Н., Кудим Т.В., Савинов В.М., Саенко А.Д., Гудимов М.М., Хруслева Н.В., Бейдер Э.Л., Трофимович А.Н., Приходько О.Г. // Пластические массы. – 1967. – №9. – С. 21-23.
5. Баланкин А.С. Синергетика деформируемого тела. – М.: Изд-во Министерства Обороны СССР. – 1991. – 404 с.
6. Козлов Г.В., Сандитов Д.С. Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров. – Новосибирск. – Наука. – 1994. – 261 с.
7. Козлов Г.В., Новиков В.У. Синергетика и фрактальный анализ сетчатых полимеров. – М.: Классика, 1998. – 112 с.
8. Будтов В.П. Физическая химия растворов полимеров, СПб., Химия. – 1992. – 384 с.
9. Aharoni S.M., Correlations between chain parameters and failure characteristics of polymers below their glass transition temperature. Macromolecules. – 1985. – v.18. – № 12. – P. 2624-2630.
10. Aharoni S.M. On entanglements of flexible and rodlike polymers. Macromolecules. – 1983. – v.16. – № 9. – P. 1722-1728.
11. Липатов Ю.С. Физическая химия наполненных полимеров. – М.: Химия, 1977. – 304 с.
12. Бурия А.И., Козлов Г.В., Казаков М.Е. Описание формирования структуры углепластиков в рамках синергетики твердого тела: Материалы XXIV ежегодной международной конференции 31 мая-4 июня 2004. – Ялта, Крым. – С. 246-248.
13. Новиков В.У., Козлов Г.В., Липатов Ю.С. Исследование межфазного слоя в наполненных полимерах с использованием концепции фракталов. – Пласт. массы. – 2003. – № 10. – С. 4-8.
14. Новиков В.У., Козлов Г.В., Бурия О.Ю. Фрактальный подход к межфазному слою в наполненных полимерах. Механика композитных материалов. – 2000. – т. 36. – № 1. – С. 3-32.
15. Козлов Г.В., Яновский Ю.Г., Липатов Ю.С. Фрактальный анализ структуры и свойств межфазных слоев в дисперсно-наполненных полимерных композитах. – Механика композиционных материалов и конструкций. – 2002. – т. 8. – № 1. – С. 111-149.

Одержано 20.09.2007

Отримані результати дозволили з'ясувати структурний зміст ефекту зворотного зв'язку для вуглепластиків на основі фенілону і продемонструвати його вплив на міцність цих матеріалів. Зниження параметра зворотного зв'язку може привести до істотного зростання макроскопічної міцності вуглепластиків.

The obtained results allowed to find out structural sense of feed-back effect for carbon plastics on the basis of phenilon and show its influence on durability of these materials. The decline of feed-back parameter can result in substantial growth of macroscopic durability of carbon plastics.

УДК 621.74:669.018.44

Ю. В. Самойлов, д-р техн. наук Э. И. Цивирко,
канд. техн. наук В. Е. Самойлов, канд. техн. наук В. В. Кудин

Национальный технический университет, г. Запорожье

ПОВЕРХНОСТНОЕ НАТЯЖЕНИЕ РАСПЛАВА И СТРУКТУРА НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

В работе исследовано поверхностное натяжение никеля методом «лежащей капли». В качестве легирующих элементов использованы Ta, Zr, Cr, Ti, Co, W и Nb. Приведены результаты влияния поверхностного натяжения расплава на макро- и микроструктуру никеля.

Введение

Физико-механические и служебные характеристики литых деталей в значительной степени зависят от размеров и расположения макро- и микрозерен металлической матрицы сплавов. Согласно термодинамической теории кристаллизации, на параметры структуры сплавов существенно влияет поверхностное натяжение расплава [1], управляя которым, можно заметно улучшить качественные характеристики отливок, что является в настоящее время вполне актуальным.

В настоящем исследовании изучали влияние поверхностного натяжения расплава на макро- и микроструктуру никеля, легированного различными элементами.

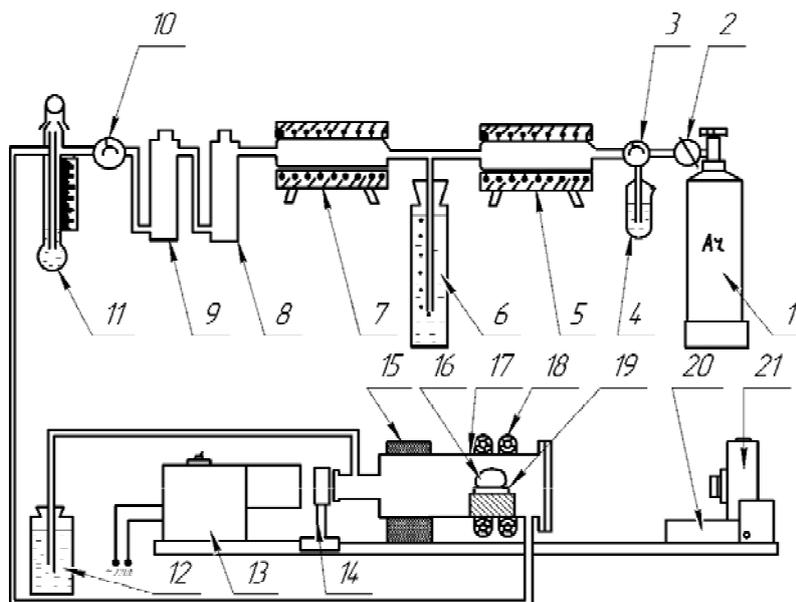
Методика исследований

Навеска электролитического никеля массой 1,0-1,5 г размещалась на электрокорундовой подложке в спе-

циальной установке (рис. 1) для определения поверхностного натяжения жидкого металла методом «лежащей капли». Навеска никеля расплавлялась в атмосфере очищенного аргона (рис. 2) при различных температурах (табл. 1), а геометрические параметры капли фиксировались фотокамерой. Полученные параметры капли позволяли получить следующие данные: поверхностное натяжение на границе металл – газ ($\sigma_{ж.г.}$) и краевой угол смачивания (θ).

Таблица 1 – Влияние температуры на поверхностные характеристики никеля (подложка Al_2O_3)

$t, ^\circ C$	θ , град	$\sigma_{ж.г.}$, мДж/м ²	A_a , мДж/м ²	A_k , мДж/м ²
1450	146	2337	400	4674
1480	144	1467	280	2934
1510	137	1134	305	2268
1540	121	1053	511	2106



- 1 – баллон с аргоном;
- 2 – редуктор;
- 3 – трехходовой кран;
- 4 – дросель;
- 5 – печь с восстановленной медью;
- 6 – моностаг;
- 7 – печь с палладиевым катализатором;
- 8-9 – колонки с силикагелем и цеолитом;
- 10 – двухходовой кран;
- 11 – реометр;
- 12 – колба;
- 13 – проекционная лампа;
- 14 – линза;
- 15 – стойка крепления печи;
- 16 – капля;
- 17 – печь из кварцевого стекла;
- 18 – индуктор;
- 19 – подложка;
- 20 – стойка крепления камеры;
- 21 – фотокамера

Рис. 1. Схема установки для определения поверхностного натяжения жидкого металла методом «лежащей капли»

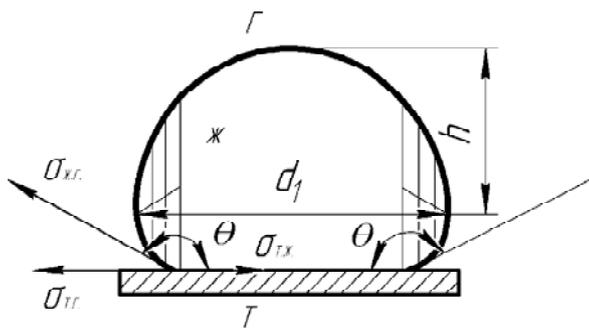


Рис. 2. Параметры взаимодействия капли жидкого металла с окружающей средой:

d_1 – максимальный диаметр капли; h – расстояние от максимального диаметра до вершины капли; θ – краевой угол смачивания

Используя уравнение Дюпре (1) и закон Юнга для спокойно лежащей капли на твердой подложке (2), рассчитывали поверхностное натяжение между жидким металлом и твердой подложкой ($\sigma_{ж.т.}$) (3).

$$A_a = \sigma_{ж.г.} + \sigma_{т.г.} - \sigma_{ж.т.}; \quad (1)$$

$$A_a = \sigma_{ж.г.} (1 + \cos\theta); \quad (2)$$

$$\sigma_{ж.т.} = \sigma_{т.г.} - \sigma_{ж.г.} \cos\theta. \quad (3)$$

Установлено, что температура нагрева жидкой капли никеля заметно влияет на краевой угол смачивания и стабильное состояние капли на подложке. В дальнейших экспериментах поддерживалась температура $(1510 \pm 5)^\circ\text{C}$, что исключало взаимодействие металла с подложкой.

В полученные капли электролитического никеля вводились такие легирующие элементы: тантал, цирконий, хром, титан, кобальт, вольфрам и ниобий. Введение легирующих элементов в никель осуществлялось по следующей технологии (рис. 3): расчетное количество легирующего элемента размещалось на подложке, сверху ложилась готовая капля никеля, комплекс двух металлов расплавлялся и выдерживался при температуре $(1510 \pm 5)^\circ\text{C}$ до полного растворения легирующего элемента в никеле. Геометрические параметры капли фиксировали фотокамерой для последующего определения поверхностных характеристик (табл. 2).

Из полученных затвердевших капель изготавливали металлографические шлифы, на которых изучали макро- и микроструктуру, измеряли микротвердость на микротвердомере «Micromet» фирмы «Buehler» при нагрузке 0,1 Н.

Макроструктуру металла выявляли с помощью травителя, состоящего из 80 % HCl и 20 % H₂O₂. Микроструктуру – в реактиве Марбле.

Средние размеры макро- и микрозерен определяли методом секущих.

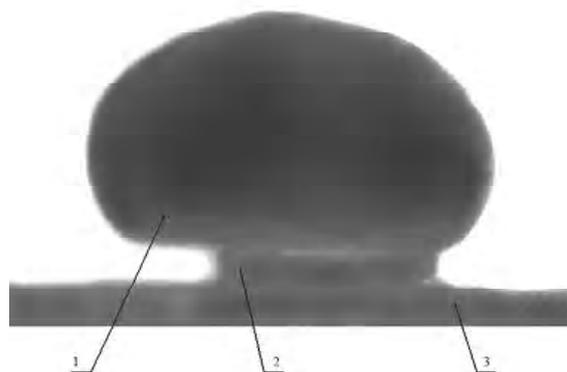


Рис. 3. Схема размещения образца и легирующей присадки на подложке:

1 – никелевый образец; 2 – легирующая присадка; 3 – подложка из Al₂O₃

Таблица 2 – Влияние легирующих элементов на поверхностные характеристики никеля, легированного различными элементами

Химический элемент	Массовая доля легирующего элемента, %	θ , град	$\sigma_{ж.г.}$, мДж/м ²	$\sigma_{т.г.}$, мДж/м ²	$\sigma_{ж.т.}$, мДж/м ²
–	–	137	1134	619	1753
Ta	2,34	125	1241	671	1912
Zr	2,23	136	854	585	1439
Cr	2,17	136	922	672	1594
Ti	2,23	137	867	633	1500
Co	2,33	135	918	764	1683
W	4,87	135	1233	643	1876
Nb	4,33	119	848	636	1484

Обсуждение полученных результатов

Заметно уменьшили краевой угол смачивания никеля такие элементы, как тантал и ниобий (табл. 2). Остальные легирующие элементы практически не изменяли краевой угол смачивания. В то же время легирующие элементы существенно изменили поверхностные параметры жидкого никеля. Тантал и вольфрам увеличили поверхностное натяжение никеля, а цирконий, хром, титан и ниобий – снизили (табл. 2). Влияние кобальта на поверхностное натяжение никеля было минимальным.

Легирование никеля исследуемыми элементами изменяло средние размеры макрозерна (табл. 3). Существенное измельчение макрозерна произошло при легировании никеля цирконием, титаном, а укрупнение – при легировании танталом и вольфрамом.

Таблиця 3 – Величина зерна и микротвердость по сечению капли из никелевых сплавов с присадками различных легирующих элементов

Массовая доля легирующего элемента в никеле, (%)	$d_{cp.}$ макрозерна, мм	$d_{cp.}$ микрозерна, мкм	Микротвердость матрицы, НV, МПа		
			вблизи подложки	центр	вблизи сферы
0	1,45	4,30	1610...1933	1426...1610	1460...1638
2,34 Ta	1,8	8,08	1610...1933	1495...1783	1783...1933
2,17 Zr	0,1	2,95	2294...2595	1987...2228	1783...1831
2,23 Cr	0,9	6,40	1610...1693	1460...1532	1532...1680
2,31 Ti	0,2	3,30	1693...2102	1693...1881	1831...1987
2,33 Co	1,2	4,22	1693...1783	1361...1393	1783...2102
4,87 W	1,8	4,42	1831...1987	1693...1737	1783...1881
4,33 Nb	0,9	3,40	2102...2294	2364...2680	2102...2515

Примечание. По каждому варианту было выполнено ≥ 10 замеров микротвердости.

Корреляционная обработка полученных экспериментальных данных показала, что с увеличением поверхностного натяжения под влиянием легирования размеры макрозерен (первичные кристаллы) растут (рис. 4). Полученная зависимость (4) имеет высокую достоверность (коэффициент парной корреляции $r = 0,937$).

$$d_{cp. \text{ макрозерна}} = 0,0034 \sigma_{ж. т.} - 4,5499, \text{ мм} \quad (4)$$

Микроструктура чистого никеля представляла собой γ -твердый раствор с наличием эвтектики, располагающейся преимущественно по границам зерен (рис. 5, а). Аналогичную структуру имеет никель, легированный кобальтом (рис. 5, е).

При легировании никеля танталом, хромом, вольфрамом и ниобием микроструктура представляла собой γ -твердый раствор с наличием карбидов (рис. 5).

После легирования никеля цирконием в микроструктуре γ -твердого раствора присутствовала эвтектика типа $\gamma + (Ni, Zr)$ (рис. 5, в). Присадка титана приводила к появлению совместно с γ -твердым раство-

ром карбидов и интерметаллидной фазы типа $Ni_3 Ti$ (рис. 5, д).

Легирование никеля исследуемыми присадками существенно изменило размеры микрозерен (табл. 3). Заметно измельчили микрозерно цирконий, титан, ниобий. Произошло увеличение размеров микрозерен после введения в никель тантала и хрома.

Корреляционная обработка позволила установить с достаточной достоверностью ($r = 0,707$), что с увеличением поверхностного натяжения растет средний размер микрозерна в никеле (рис. 6).

$$d_{cp. \text{ микрозерна}} = 0,0064 \sigma_{ж. т.} - 5,9787, \text{ мкм.} \quad (5)$$

Изучение связи средних размеров макро- и микрозерен показали, что с ростом размеров макрозерен увеличивались и размеры микрозерен (рис. 7).

$$d_{cp. \text{ микрозерна}} = 1,6399 d_{cp. \text{ макрозерна}} + 2,9221, \text{ мкм.} \quad (6)$$

Легирующие элементы в ряде случаев заметно изменяли микротвердость никеля (табл. 3). Повысили

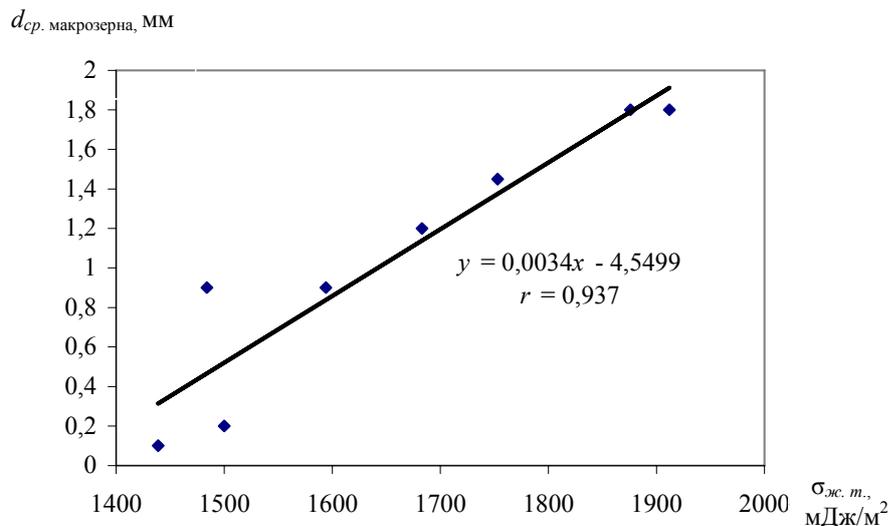


Рис. 4. Влияние поверхностного натяжения на средний диаметр макрозерна

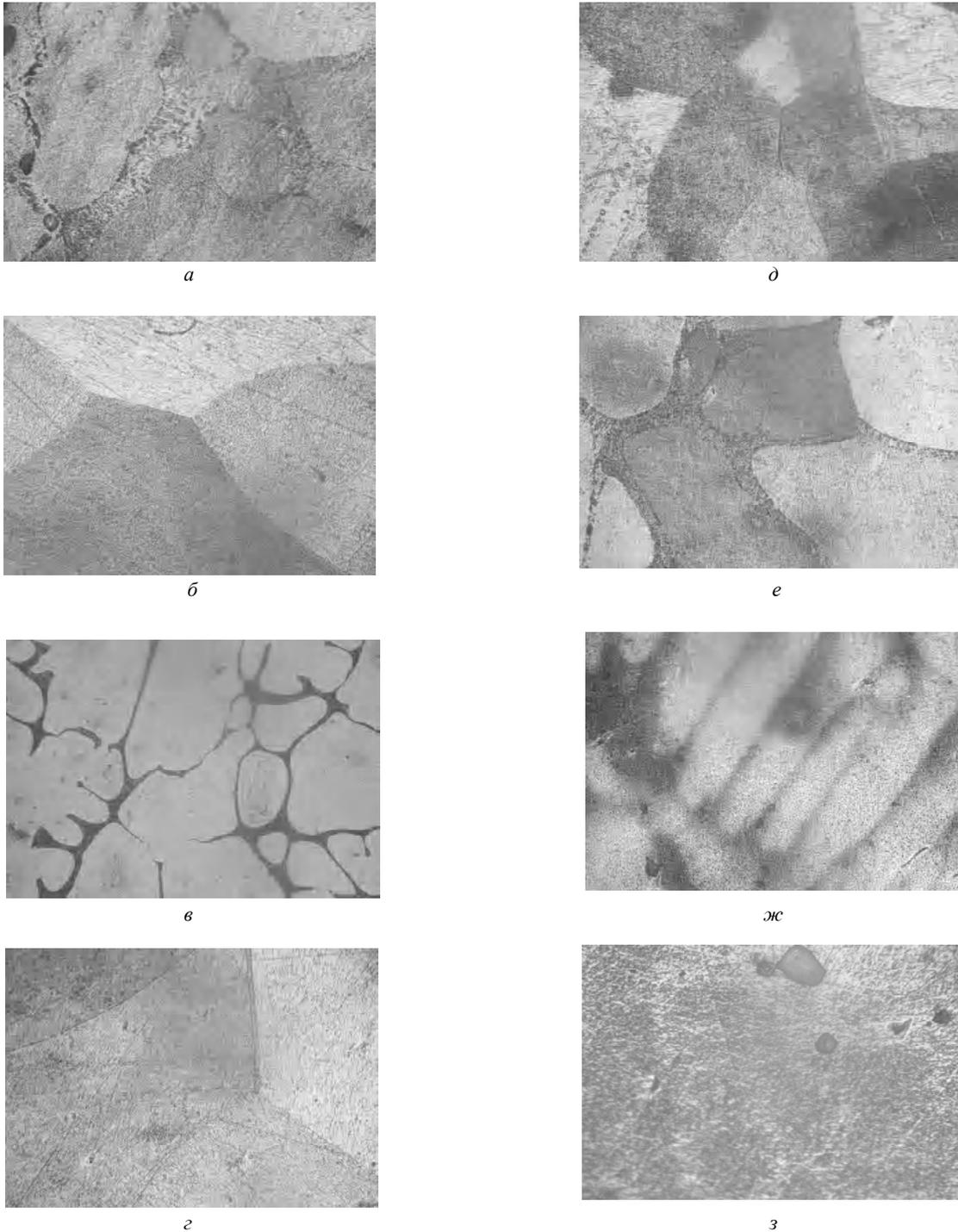


Рис. 5. Микроструктура никеля, легированного различными элементами, $\times 500$:

a – без легирования; *б* – Ta; *в* – Zr; *г* – Cr; *д* – Ti; *е* – Co; *ж* – W; *з* – Nb

микротвердость никеля цирконий и ниобий. Остальные легирующие элементы существенно не изменили микротвердость никеля. Наблюдаемая тенденция некоторого увеличения микротвердости никеля различной легированности в районе контакта с подложкой (Al_2O_3) позволяет сделать предположение о возможном взаимодействии материала подложки со сплавами никеля.

Выводы

1. Легирование никеля элементами, используемыми для получения многочисленных жаропрочных никелевых сплавов, изменяет характеристики поверхностного натяжения сплава.
2. С повышением поверхностного натяжения при легировании никеля в литом металле увеличиваются размеры макро- и микрочерен.

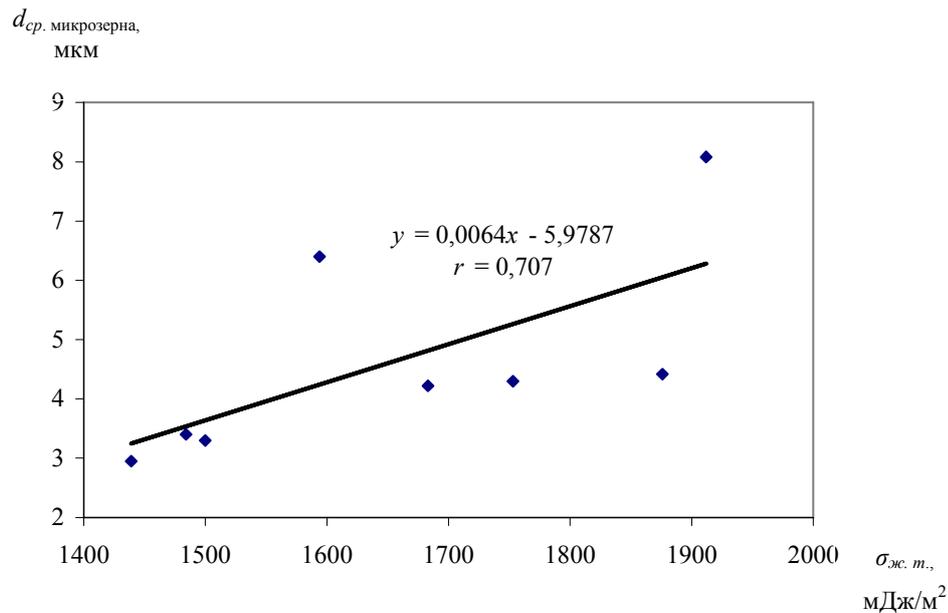


Рис. 6. Влияние поверхностного натяжения на средний диаметр микрозерна

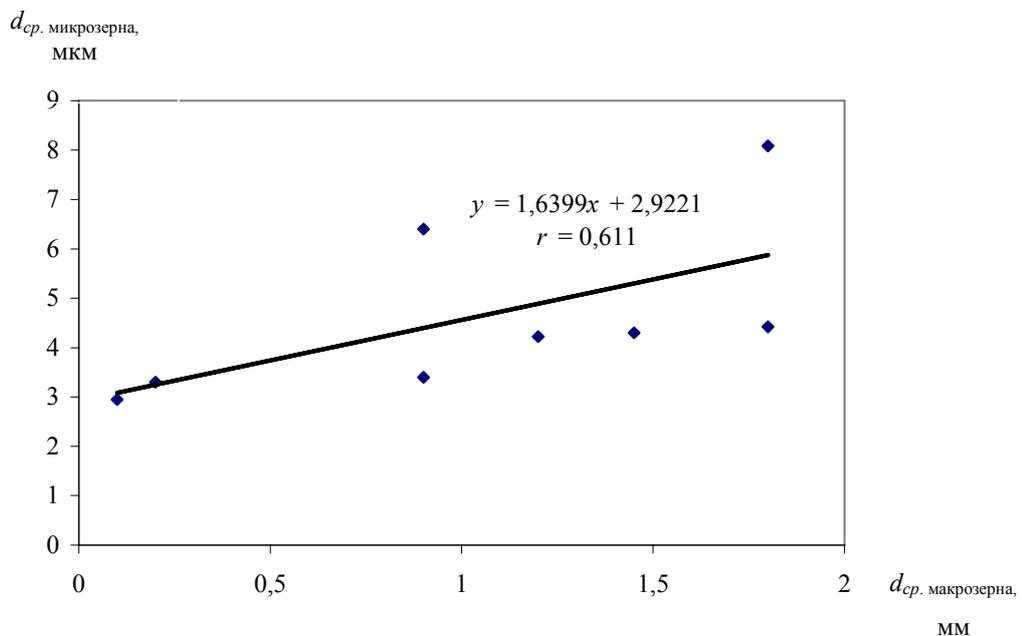


Рис. 7. Зависимость между макро- и микроструктурой никеля, легированного различными элементами

3. Заслуживает внимания влияние легирующих элементов на величину микротвердости никеля, что может заметно изменять физико-механические и служебные характеристики изделий из никелевых сплавов.

Перечень ссылок

1. Васильев В. А. Физико-химические основы литейного производства: Учебник для вузов. – М: «Интермет Инжиниринг», 2001. – 336 с.

Одержано 10.01.2008

У роботі досліджено поверхневий натяг нікелю методом «лежачої краплі». У ролі легувальних елементів використані Ta, Zr, Cr, Ti, Co, W і Nb. Наведені результати впливу поверхневого натягу розплаву на макро- і мікроструктуру нікеля.

This work researches surface tension of nickel with «a lay-down drop» method. Elements of Ta, Zr, Cr, Ti, Co, W and Nb were used as alloying ones. The effect of the surface tension of melt on macro and microstructure of nickel has been presented

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СВОЙСТВА ВЯЗКИХ СЖИМАЕМЫХ ЖИДКОСТЕЙ В ПРОЦЕССЕ ПРОПИТКИ ИМИ ПОРИСТЫХ ТЕЛ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Проведен анализ влияния температуры на процесс пропитки пористых тел вязкими жидкостями под давлением. Выявлены степени влияния различных факторов на процесс. Даны рекомендации по использованию нагрева в процессах изостатической обработки.

Введение

В настоящее время в ряде отраслей промышленности и энергетики все чаще возникают потребности в новых материалах со специальными свойствами, в частности композиционных. Одно из направлений в получении такого рода материалов являются процессы изостатики, т.е. получение всего изделия целиком или доработки этим методом заготовки для придания изделию требуемых свойств. Придание изделиям требуемых свойств и заключается в техническом процессе пропитки пористой основы необходимой жидкотекучей средой.

Пропитка пористых сред различными вязкими жидкостями без учета температурного фактора рассмотрена автором ранее в работах [1, 2]. В ряде случаев, когда начальная вязкость инфильтрата значительна ($\mu > 1 \text{ Па} \cdot \text{с}$) или при обычной температуре инфильтрат находится в твердом состоянии (смолы, пластики, каучуки и т.д.) для успешного процесса пропитки им (инфильтратом) пористого тела под давлением необходимо использовать нагрев.

Анализ состояния вопроса

Данная работа и посвящена исследованию влияния температуры как наиболее технически простого и эффективного способа улучшения и ускорения процессов пропитки вязкими средами пористых тел. Как известно, жидкости с увеличением температуры изменяют свою плотность (ρ) и вязкость (μ) по законам [3]:

$$\rho = \frac{\rho_0}{1 + \beta * T}, \quad (1)$$

Таблица 1

P (МПа)	ρ (гр/см ³)	ε_ρ (%)	μ (Па * с)	ε_μ (%)
0	1,264	–	1,48	–
100	1,295	2,5	2,61	76
200	1,321	4,5	4,65	214
300	1,343	6,2	8,32	462
500	1,379	9,1	26,5	1691

Примечание: $\varepsilon_\rho = (\rho_0 - \rho) / \rho_0 * 100 \%$; $\varepsilon_\mu = (\mu_0 - \mu) / \mu_0 * 100 \%$.

где ρ_0 – плотность жидкости при $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$;

β – коэффициент объемного расширения;

T – температура нагрева.

$$\mu = \mu_0 * e^{\gamma T}, \quad (2)$$

где μ_0 – динамическая вязкость жидкости при $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$;

γ – температурный коэффициент вязкости.

Предварительно исследуем влияние температуры на физические свойства вязких жидкостей плотности (ρ) и вязкости (μ).

На первом этапе исследуем изменение вязкости и плотности глицерина (как «классической» жидкости) только от давления (P). В таблице 1 приведены результаты расчетов по формулам 2 и 3 [2] при следующих значениях параметров модели [4]: $\rho_0 = 1,264 \text{ гр/см}^3$; $\mu_0 = 1,48 \text{ Па} \cdot \text{с}$; $a = 0,117$, $b = 0,425 * 10^3 \text{ МПа}$ – коэффициенты уравнения сжимаемости жидкости Тэйта, $c = 0,0058 \text{ МПа}^{-1}$ – пьезокоэффициент вязкости при $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$.

Из таблицы 1 видно, что относительное изменение плотности (ε_ρ) с увеличением давления до 500 МПа у глицерина, как и у других вязких жидкостей (отмечалось в работах [2 и 4]), незначительное ($\sim 9 \%$). Относительное изменение вязкости (ε_μ) с аналогичным ростом давления очень велико (1691 %).

На втором этапе отслеживаем изменение плотности (ρ) и вязкости (μ) с ростом температуры (T) от 20 до 80 $^\circ\text{C}$ и давления (P) от 0 до 500 МПа.

Зависимости μ и ρ с увеличением давления и температуры определяются:

$$\mu = \mu_0 * e^{(cP+\gamma T)}, \quad (3)$$

$$\rho = \rho_0 * \frac{1 + a * \ln \frac{b+P}{b}}{1 + \beta * T}. \quad (4)$$

Результаты расчетов изменения плотности по формуле (6) представлены в таблице 2. При этом были приняты следующие значения коэффициентов объемного расширения [5]: $\beta = 0,6 * 10^{-3} (K^{-1})$ при $T = 50 \text{ }^\circ\text{C}$; $\beta = 0,810^{-3} (K^{-1})$ при $T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$.

Таблица 2

P (МПа)	ρ (при T=50 °C) (г/см ³)	ε (%)	ρ (при T=80 °C) (г/см ³)	ε (%)
0	1,227	2,9	1,188	6
100	1,258	-0,6	1,217	3,7
200	1,283	-1,5	1,241	1,8
300	1,303	-3,1	1,262	0,2
500	1,339	-5,9	1,296	-2,5

По данным таблицы 2 отмечаем, что относительное изменение плотности жидкости с увеличением давления и температуры менее значительно, чем ее же изменение только от давления (сравнительные данные табл. 1).

С учетом температурного фактора в расчетах физических свойств вязких жидкостей необходимо отметить, что нагревают органические жидкости, как правило, до температур 80-100°С. Такие ограничения связаны с тем, что при более высоких температурах начинается необратимый процесс их разложения с потерей всех своих физических и технологических свойств. Поэтому в справочной и технической литературе приводятся основные физические характеристики жидкостей в температурном интервале 20-100 °С [5, 6].

Далее проведем анализ изменения вязкости от совместного воздействия давления и температуры. В работе [6] приводятся данные по относительному изменению вязкости ряда различных жидкостей от совместного воздействия давления (P = 100, 400, 800 и 1200 МПа) и температуры (T = 30 °С и 75 °С) – отбираем по глицерину. Из работы [5] добавляем аналогичные данные по относительному изменению вязкости глицерина под выше указанными давлениями при T = 20 °С и заносим в таблицу 3. В скобках приводятся значения начальной вязкости при данных температурах.

Из данных таблицы 3 следует, что изменения вязкости от температуры с учетом давления остаются зна-

Таблица 3

Температура (°C)	Давление P (МПа)				
	1	100	400	800	1200
	Относительное изменение вязкости μ от давления (P) и температуры (T)				
20	1 (1,48)	1,8	10,2	103	–
30	1 (0,6)	1,82	8,65	55,1	–
75	1 (0,042)	1,64	5,24	19,2	65,8

чительным. С увеличением температуры при постоянном давлении эти изменения возрастают (при P = 400 МПа изменения вязкости от 20 °С до 75 °С составят 1,95, а при P = 800 МПа – 5,36). Поэтому влияние температурного фактора на изменение вязкости жидкостей под высоким давлением должно учитываться обязательно.

Ввиду незначительности влияния изменения плотности жидкости от температуры под высоким давлением, в дальнейшем, при расчетах в общем уравнении фильтрации будет учитываться только зависимость изменения плотности от давления:

$$\rho = \rho_0 \left(1 + a * \ln \frac{b+P}{b} \right).$$

Постановка и решение задачи

Исходя из всего выше описанного, необходимо определить, как изменение вязкости (μ) и плотности (ρ) сжимаемых жидкостей с увеличением температуры (T) скажется на процессах пропитки пористых сред.

Как было указано выше, влияние температуры в общем уравнении пропитки пористых сред под высоким давлением (1) [2] будет учитываться только для вязкости (μ) жидкостей, для плотности (ρ) не учитывается – ввиду незначительности.

Анализ результатов исследований будем проводить по уравнению фильтрации вязких сжимаемых жидкостей в пористые тела скорректированному по температурному фактору, которое будет иметь вид:

$$\left\{ \frac{\left(\frac{a}{b+P} \right)}{1 - a * \ln \left(\frac{b+P}{b} \right)} * \left(1 + a * \ln \frac{b+P}{b} \right) \right\} * \frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu_0} * \frac{\partial}{\partial x} * \left(\frac{1 + a * \ln \frac{b+P}{b}}{e^{(cP+\gamma T)}} * \frac{\partial P}{\partial x} \right). \quad (5)$$

Для анализа математической модели пропитки вязкими жидкостями пористых тел под высоким давлением с нагревом был использован тот же глицерин как жидкость, у которой изменение вязкости изучено в интервале давлений 0...1100 МПа, при температурах 10...80 °С [5].

Количество данных по изменению физических свойств жидкостей под высоким давлением в научно-технической зарубежной и отечественной литературе незначительное количество. Жидкости, изменение свойств которых изучалось с учетом двух факторов одновременно: высокое давление (до 1000 МПа) и температура (до 100 °С) – единицы. Как правило, результаты таких исследований сводились к определению вязкости при фиксированных значениях температур и давлений.

Использование в расчетах по отдельности двух экспоненциальных зависимостей изменения вязкости

жидкости от конкретного давления ($\mu = \mu_0 * e^{cP}$) и конкретной температуры ($\mu = \mu_0 * e^{\gamma T}$) – не вызывает сомнения. Но рекомендаций относительно того, в каких пределах и с какой погрешностью можно использовать совместную (давление + температура) их зависимость ($\mu = \mu_0 * e^{cP+\gamma T}$), если еще учитывать, что температура и давление могут изменяться по различным технологическим значениям – в научно-технической литературе нет. В процессе получения композиционных материалов методом пропитки пористых оснований вязкими средами под высоким давлением с нагревом необходимо учитывать изменения вязкости как от величины давления, так и от величины температуры.

Для правомерности использования в (5) обобщенной зависимости изменения вязкости жидкости от влияния двух одновременно действующих факторов – давления и температуры (3), были рассмотрены данные работ [5]. В таблице 4 [5] приведены значения вязкости глицерина при различных давлениях (до 1100 МПа) и температурах (до 81,3 °С).

Таблица 4

P (МПа)	Вязкость (μ) (Па*с) глицерина при различных давлениях (P) и температурах (T) (°С)			
	20 °С	39,5 °С	61,8 °С	81,3 °С
0	1,48	0,33	0,075	0,03
100	2,66	0,5	0,11	0,042
200	4,8	0,84	0,17	0,058
300	8,61	1,36	0,266	0,08
400	15,1	2,18	0,383	0,11
500	26,9	3,46	0,57	0,155
600	47,3	5,84	0,85	0,213
700	–	8,6	1,28	0,295
800	–	13,4	1,92	0,41
900	–	–	2,87	0,565
1000	–	–	4,3	0,781
1100	–	–	–	1,08

Предварительно указывалось [5], что пьезокоэффициент вязкости c не зависит от давления при постоянной температуре, и можно считать $\mu = \mu_0 * e^{cP}$. Погрешность измерения вязкости для минеральных масел составляла $\pm 5\%$, для глицерина $\pm 2\%$. По данным значениям вязкости (табл. 4) и выше указанной ее зависимости от давления, определяем значение пьезокоэффициента c на каждой ступени перехода вязкости жидкости от одной величины давления к последующей при фиксированной температуре, и находим среднеарифметическое (c_{cp}) и общее ($c_{общ}$) их значения. Для этого на каждое определение значения c решаем систему уравнений:

$$0,33 = 1,48 * e^{cP1+\gamma T} \Rightarrow -1,5 = 1 + 20 \gamma ;$$

$$0,5 = 1,48 * e^{cP2+\gamma T} \Rightarrow -1,085 = 100c + 20 \gamma ,$$

где 0,33 (Па * с) – вязкость при $P_1 = 0$ и $T = 39,5$ °С, выражаем ее через зависимость 5:

$$0,33 = 1,48 * e^{cP1+\gamma T} = 1,48 * e^{0+\gamma T} \text{ или } -1,5 = 1 + 20 \gamma ;$$

0,5 (Па * с) – вязкость при $P_2 = 100$ МПа и $T = 39,5$ °С, выражаем ее через зависимость 5:

$$0,5 = 1,48 * e^{cP2+\gamma T} = 1,48 * e^{100c+\gamma T} \text{ или } -1,085 = 100c + 20 \gamma .$$

Решая систему двух уравнений, находим $c = 0,0042$ МПа⁻¹ ($P = 100$ МПа и $T = 39,5$ °С). Аналогично находим c при $P = 200$ МПа и $T = 39,5$ °С:

$$0,5 = 1,48 * e^{cP1+\gamma T} \Rightarrow -1,085 = 100c + 20 \gamma ;$$

$$0,84 = 1,48 * e^{cP2+\gamma T} \Rightarrow -0,566 = 200c + 20 \gamma ;$$

$c = 0,0052$ МПа⁻¹, аналогично определяем остальные значения c для каждого давления и температуры. Результаты заносим в таблицу (5).

Далее исследуем поведение температурного коэффициента вязкости γ . Используя уравнение (3), данные таблиц (4 и 5), вычисляем значение γ для каждого температурного перехода при определенном фиксированном давлении и вычисляем среднеарифметическое (γ_{cp}) и общее ($\gamma_{общ}$) их значения. Полученные данные сводим в таблицу (6).

Анализируя данные таблицы 5, приходим к заключению: с увеличением давления при фиксированной температуре пьезокоэффициент вязкости (c) меняется незначительно ($\sim 7\%$). Но при фиксированном давлении с увеличением температуры эти изменения становятся весомыми (до 30%). Необходимо отметить, изменение пьезокоэффициента вязкости (c) от изме-

Таблица 5

P (МПа)	Пьезокоэффициент вязкости глицерина (c) (*10 ⁻² МПа ⁻¹)			
	Температура (°С)			
	20	39,5	61,8	81,3
100	0,586	0,42	0,38	0,34
200	0,588	0,52	0,436	0,322
300	0,587	0,48	0,44	0,32
400	0,581	0,47	0,371	0,318
500	0,58	0,46	0,396	0,34
600	0,577	0,52	0,4	0,318
700	–	0,44	0,41	0,326
c_{cp}	0,583	0,467	0,405	0,326
$c_{общ}$	0,445			

Таблица 6

P (МПа)	Температурный коэффициент вязкости глицерина (γ) T ⁻¹			
	Температура (°С)			
	20	39,5	61,8	81,3
0	–	-0,075	-0,071	-0,064
100	–	-0,075	-0,071	-0,064
200	–	-0,08	-0,0725	-0,0636
300	–	-0,0762	-0,0723	-0,0641
400	–	-0,0747	-0,0674	-0,0635
500	–	-0,0725	-0,0703	-0,065
600	–	-0,0875	-0,0703	-0,0632
700	–	-0,066	-0,0718	-0,0643
γ_{cp}	–	-0,0736	-0,0698	-0,0617
$\gamma_{общ}$	-0,0683			

нення температури ($\sim 20^\circ\text{C}$) происходит в среднем в 1,2 раза в сторону уменьшения, т.е. можно полагать, что с увеличением температуры на 1°C пьезокоэффициент вязкости (c) уменьшается на $\sim 1\%$.

Проведем анализ данных по изменению температурного коэффициента вязкости γ , (таблица 6). Наблюдаем закономерность: с увеличением давления при фиксированной температуре изменения γ будут в пределах 7% , с ростом температуры при фиксированном давлении изменения γ более значительны – 15% . Отмечаем, что изменение температурного коэффициента вязкости γ с увеличением температуры ($\sim 20^\circ\text{C}$) происходит в среднем в 1,1 раза в сторону уменьшения, т.е. можно полагать, что с увеличением температуры на 1°C температурный коэффициент вязкости (γ) уменьшается на $\sim 0,5\%$.

Исходя из выше указанного, в расчетах процессов, где используется пропитка пористых сред вязкими жидкостями при высоких давлениях и температурах, использование в общем уравнении фильтрации (5) зависимости (3) – необходимо. Если процесс пропитки изотермический, т.е. изменяется только давление, то пьезокоэффициент используемой жидкости c (при $T = 20^\circ\text{C}$) определяют из справочной литературы. Если процесс пропитки изотермический, но температура будет значительно отличаться от $T = 20^\circ\text{C}$, то c желателен уточнить, используя предложенные коэффициенты (1°C – уменьшение на 1%). Погрешность зависимости 5 по пьезокоэффициенту c не будет превышать 10% . Если процесс пропитки будет проводиться с повышением давления и температуры одновременно, то в расчетах следует корректировать как c , так и γ по предложенным коэффициентам. Общая погрешность с учетом корректировки c и γ (взаимозависимые) составит не более 12% .

Общий анализ влияния температуры в процессах пропитки пористых оснований вязкими жидкостями под высоким давлением рассмотрим на двух используемых в практике технологиях:

1) при фиксированной температуре повышаем дав-

ления в гидростате до определенной величины с заданной скоростью, без выдержки по времени под максимальным давлением;

2) аналогично первой технологии, но при достижении максимального давления делают выдержку по времени.

Технологические параметры процесса пропитки глицерином, используемые для математического моделирования, были следующие: максимальное давление в гидростате – 500 МПа ; скорость его подъема – 25 МПа/с ; выдержка под максимальным давлением – 30 с .

Пьезокоэффициенты вязкости и температурные коэффициенты выбирали из таблиц 5 и 6 в соответствии с задаваемой температурой: $c_{cp} = 0,58 \cdot 10^{-2}\text{ МПа}^{-1}$ при $T = 20^\circ\text{C}$; $c_{cp} = 0,47 \cdot 10^{-2}\text{ МПа}^{-1}$, $\gamma_{cp} = -0,074\text{ T}^{-1}$ при $T = 40^\circ\text{C}$; $c_{cp} = 0,41 \cdot 10^{-2}\text{ МПа}^{-1}$, $\gamma_{cp} = -0,07\text{ T}^{-1}$ при $T = 60^\circ\text{C}$; $c_{cp} = 0,32 \cdot 10^{-2}\text{ МПа}^{-1}$, $\gamma_{cp} = -0,062\text{ T}^{-1}$ при $T = 80^\circ\text{C}$.

Используя математическую модель (5), просчитали распределение давления глицерина по глубине пористого (30%) тела при выше указанных технологических параметрах и температурах. По этим данным построили графики (рис. 1) – без выдержки по времени и (рис. 2) – с выдержкой в 30 с .

По расположению кривых 1...4 (рис. 1, 2) делаем вывод: с увеличением температуры внутрипоровое давление вязких жидкостей по всей длине пористого тела имеет значительный рост. Сравнивая результаты пропитки с выдержкой по времени и без нее, отмечаем, что их разница в давлении на 75 мм глубины пористого тела при фиксированных температурах составит: 20°C – 172 МПа ; 40°C – 146 МПа ; при 60° и 80°C сравнение не имеет смысла по причине создания максимального давления по всей глубине пористого тела (500 МПа).

Проведенный анализ влияния двух технологических параметров: температуры и выдержки по времени на изменения давления вязких жидкостей по глубине пористого тела является важной частью технологий, где в качестве инфильтратов используются среды, вязкость которых может в десятки раз превышать вязкость исследованного глицерина.

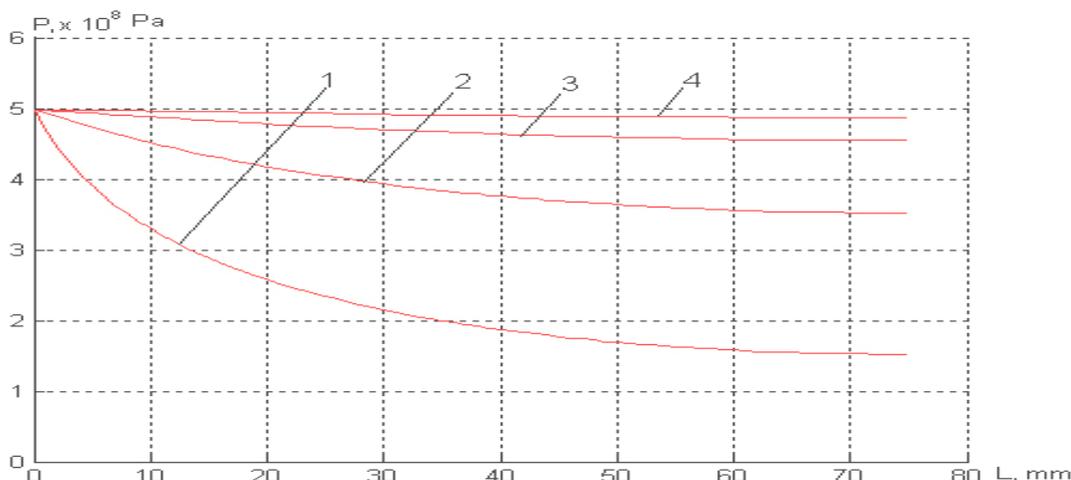


Рис. 1. Кривые распределения давления глицерина по глубине пористого тела в зависимости от температуры без выдержки по времени: 1 – при $T = 20^\circ\text{C}$; 2 – $T = 40^\circ\text{C}$; 3 – $T = 60^\circ\text{C}$; 4 – $T = 80^\circ\text{C}$

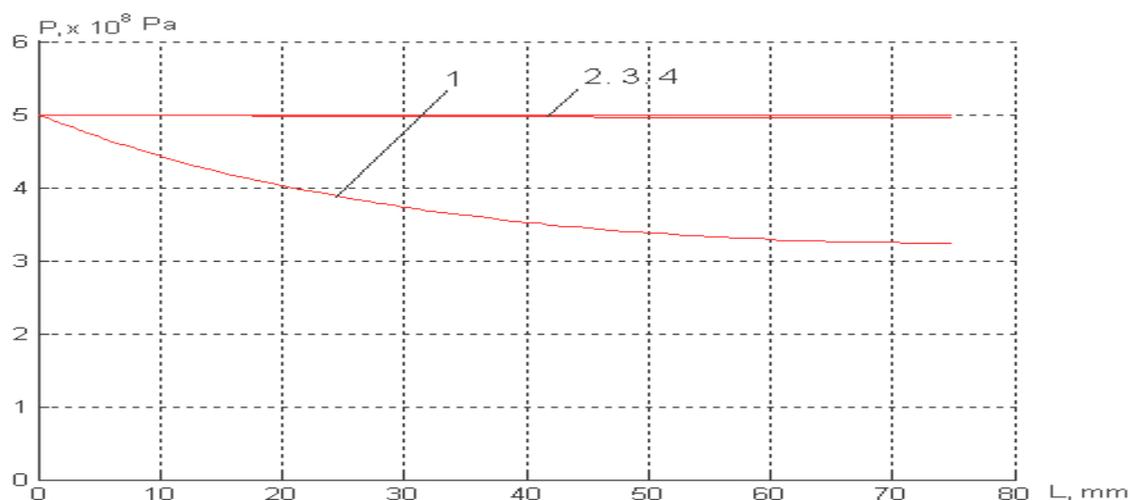


Рис. 2. Кривые распределения давления глицерина по глубине пористого тела в зависимости от температуры с выдержкой во времени: 1 – при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – $T = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – $T = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – $T = 80\text{ }^{\circ}\text{C}$

Заключение

Исследования по пропитке под высоким давлением пористых тел вязкими средами с применением температуры показали:

1. Интенсивность процесса пропитки можно существенно увеличить;
2. Использовать в качестве «вязких сред» вещества твердые при нормальных ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) условиях, но с нагревом становящихся жидкотекучими (смолы, пластики, каучуки и т.д.)
3. Снизить используемые давления в гидростате, а, следовательно, уменьшить мощность такого класса установок при решении одних и тех же технологических задач.

Из всего представленного материала выделяем «слабое» место в расчетах поведения жидкостей под высоким давлением и температурой – это точность экспериментальных данных. Ограниченное число работ в этой области вызвано их большой трудоемкостью, а также сложностью и высокой стоимостью оборудования. Основу несоответствий между реальными данными и данными математической модели составляют коэффициенты (пьеzo- σ и термо- γ) экспоненциальной функции изменения вязкости с ростом давления и температуры, как наиболее весомой в отличие от коэффициентов изменения сжимаемости и плотности жидкостей.

Таким образом, в данной работе дается анализ поведения вязких сжимаемых жидкостей при пропитке ими пористых тел под высоким давлением с нагревом. Проанализированы основные физические характеристики

жидкостей, а также законы их изменения от давления и температуры по отдельности и в совокупности. Определены наиболее значимые, приведена математическая модель всего процесса пропитки. Указаны наиболее слабые места в расчетах на основе представленной автором математической модели. Сделаны основные выводы и даны рекомендации по использованию вязких сред при пропитке пористых тел под давлением с нагревом.

Перечень ссылок

1. Косинский В.В., Косинский В.Ф. Проникновение жидкостей в пористые тела под высоким давлением. Физика и техника высоких давлений. Сб. научных трудов АН УССР. – № 34. – Донецк: 1990. – С. 90-94.
2. Косинский В. В. Нелинейные законы Дарси и критерий Рейнольдса при течении сжимаемых жидкостей под высоким давлением в пористых телах // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні (ЗНТУ). – 2007. – № 1 – С. 60-69.
3. Х. Кухлинг. Справочник по физике, под ред. Е.М. Лейкина. – М.: Мир. – 1983. – 520 с.
4. Совместные работы по созданию и освоению технологии и оснастки для гидродинамического удаления пористых стержней турбинных лопаток: Отчет о НИР (заключительный). – М.: ВНИИМетМаш., № IP 01870007295; Инв. № В 269236, 1985. – 92 с.
5. Золотых Е.В., Бухаров Ю.Т., Кузнецов Д.Т. Исследования в области высоких давлений. Вып.104/164/. М.: Комитет стандартов мер и измерительных приборов, 1969. – 360 с.
6. Кутателадзе С.С., Борошанский И.М. Справочник по теплопередаче. – Ленинград, Москва: Госэнергоиздат 1959. – 416 с.

Одержано 21.01.2008

Проведено аналіз впливу температури на процес просочення пористих тіл в'язкими рідинами під тиском. Виявлено ступені впливу різних факторів на процес. Дано рекомендації з використання нагрівання в процесах ізостатичної обробки.

The analysis of influence of temperature on process of impregnation of porous materials with viscous liquids under pressure has been carried out. Degrees of influence of various factors on process are revealed. Recommendations on use of heating in processes of isostatic treating are given.

МАТЕРІАЛИ ПЛЕНАРНОГО ЗАСІДАННЯ І МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ «МАШИНИ ТА ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ МЕТАЛІВ»

УДК 662.77.20

Д-р техн. наук В. В. Чигиринский

Национальный технический университет, г. Запорожье

НОВЫЙ МЕТОД РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Предложен новый метод решения задач теории пластичности. Результат получен для замкнутой системы уравнений плоской задачи. Особенностью является присутствие одинаковых координатных функций в обобщенных параметрах напряженного, деформированного состояний и поля температур. Теоретически определена модель сложной пластической среды.

Введение

На базе замкнутого решения плоской задачи теории пластичности предложен новый метод, который отличает упрощение анализа напряженно-деформированного состояния среды и получение теоретического выхода на механические ее характеристики через параметры процесса.

На основе предлагаемого метода появляется возможность разработки обобщенной теории пластичности, объединяющей деформационную теорию и теорию пластического течения.

Постановка задачи

Известно замкнутое решение плоской задачи теории пластичности в аналитическом виде для упрочняющейся среды [1-6]. Исходные уравнения [6, 7]: уравнения равновесия

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0;$$

условие пластичности

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4 \cdot \tau_{xy}^2 = 4 \cdot k^2;$$

уравнения связи для скоростей деформаций и деформаций

$$\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \frac{\xi_x - \xi_y}{\gamma_{xy}} = F_1; \quad \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{\gamma_{xy}} = F_2; \quad (1)$$

уравнения несжимаемости для скоростей деформаций и деформаций

$$\xi_x + \xi_y = 0; \quad \varepsilon_x + \varepsilon_y = 0;$$

уравнения неразрывности скоростей деформаций и деформаций

$$\frac{\partial^2 \xi_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \xi_y}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial y \partial x}; \quad \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial y \partial x};$$

уравнение теплопроводности

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a^2 \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right).$$

Модель сложной пластической среды

$$T_i = \chi \cdot (H_i)^{m_1} \cdot (\Gamma_i)^{m_2} \cdot (T)^{m_3}. \quad (2)$$

В систему (1) включены уравнения деформационной теории пластичности и теории течения. Кроме этого, добавлено уравнение теплопроводности [8, 9]. Модель (2) – это реальная упрочняющаяся среда.

Граничные условия для напряжений [10]

$$\tau_n = -T_i \cdot \sin[A\Phi - 2 \cdot \alpha], \quad T_i = k$$

$$\text{или} \quad \tau_n = \left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cdot \sin 2 \cdot \alpha - \tau_{xy} \cdot \cos 2 \cdot \alpha \right). \quad (3)$$

Дополнительные условия заданы контактными удельными силами трения (3), изменяющимися по синусоидальному закону с деформационным и скоростным упрочнением. Все интенсивности и температура зависят от координат очага деформации.

Решение задачи

После преобразований системы (1) имеем дифференциальные уравнения второго порядка в частных производных, неоднородных, гиперболического типа

$$\frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial y^2} = 2 \cdot \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \sqrt{k^2 - \tau_{xy}^2},$$

$$\frac{\partial^2 \xi_x}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \xi_x}{\partial x^2} = 2 \cdot \frac{\partial^2}{\partial y \partial x} \frac{1}{F_1} \cdot \xi_x, \quad (4)$$

$$\frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial x^2} = 2 \cdot \frac{\partial^2}{\partial y \partial x} \frac{1}{F_2} \cdot \varepsilon_x,$$

Граничным условиям вида (3) соответствует постановка вида $\tau_{xy} = \kappa \cdot \sin A\Phi$.

Рассматривается сложная зависимость от координат, т.е. $k = f(\Gamma_i, H_i, T, x, y)$. При этом $\kappa = C_\sigma \cdot \exp \theta'$, где $\theta' = f(\Gamma_i, H_i, T, x, y)$, Γ_i, H_i, T – интенсивности деформаций, скоростей деформаций и температур. Подставляя зависимости в первое уравнение (4), после упрощений получаем уравнение, которое превращается в тождественно, если выражения, стоящие в квадратных скобках, равны нулю.

Имеем

$$\begin{aligned} \theta'_n \cdot H_x + \theta'_2 \cdot \Gamma_x + \theta'_t \cdot T_x &= -A\Phi_y, \\ \theta'_n \cdot H_y + \theta'_2 \cdot \Gamma_y + \theta'_t \cdot T_y &= A\Phi_x, \\ (\theta'_n \cdot H_x + \theta'_2 \cdot \Gamma_x + \theta'_t \cdot T_x)_x &= -A\Phi_{yx}, \\ (\theta'_n \cdot H_y + \theta'_2 \cdot \Gamma_y + \theta'_t \cdot T_y)_y &= A\Phi_{xy}, \\ A\Phi_{yy} &= -(\theta'_{nn} \cdot H_x \cdot H_y + \theta'_{22} \cdot \Gamma_x \cdot \Gamma_y + \theta'_{tt} \cdot T_x \cdot T_y + \theta'_{nt} \cdot T_x \cdot T_y + \theta'_{n2} \cdot \Gamma_x \cdot \Gamma_y + \theta'_{2t} \cdot T_x \cdot T_y), \\ A\Phi_{xx} &= (\theta'_{nn} \cdot H_x \cdot H_y + \theta'_{22} \cdot \Gamma_x \cdot \Gamma_y + \theta'_{tt} \cdot T_x \cdot T_y + \theta'_{nt} \cdot T_x \cdot T_y + \theta'_{n2} \cdot \Gamma_x \cdot \Gamma_y + \theta'_{2t} \cdot T_x \cdot T_y). \end{aligned}$$

Операции над сложной функцией позволяют показатель экспоненты определить как сумму трех функций, учитывающую влияние степени, скорости деформации и температуры, действительно

$$\theta' = -A\theta = \theta'_1 + \theta'_2 + \theta'_3 = -(A'_1\theta + A'_2\theta + A'_3\theta).$$

Соппротивление сдвигу и составляющие тензора напряжений [11]

$$\begin{aligned} \kappa &= C_\sigma \cdot \exp(-A'_1\theta) \cdot \exp(-A'_2\theta) \cdot \exp(-A'_3\theta), \\ \tau_{xy} &= C_\sigma \cdot \exp(-A'_1\theta) \cdot \exp(-A'_2\theta) \times \\ &\times \exp(-A'_3\theta) \cdot \sin(A\Phi), \quad (5) \\ \sigma_x &= C_\sigma \cdot \exp(-A'_1\theta) \cdot \exp(-A'_2\theta) \cdot \exp(-A'_3\theta) \times \\ &\times \cos(A\Phi) + \sigma_0 + f(y) + C, \\ \sigma_y &= -C_\sigma \cdot \exp(-A'_1\theta) \cdot \exp(-A'_2\theta) \cdot \exp(-A'_3\theta) \cdot \cos(A\Phi) + \\ &+ \sigma_0 + f(x) + C, \end{aligned}$$

при $\theta'_x = (\theta'_1)_x + (\theta'_2)_x + (\theta'_3)_x = -A\Phi_y$,

$$\theta'_y = (\theta'_1)_y + (\theta'_2)_y + (\theta'_3)_y = A\Phi_x.$$

Подставляя (5) в уравнение связи, получим

$$\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \operatorname{ctg} A\Phi; \quad \frac{\xi_x - \xi_y}{\gamma_{xy}} = \operatorname{ctg} B_1\Phi,$$

$$\operatorname{ctg} A\Phi = \operatorname{ctg} B_1\Phi = F_1,$$

$$\frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{\gamma_{xy}} = \operatorname{ctg} B_2\Phi,$$

$$\operatorname{ctg} A\Phi = \operatorname{ctg} B_2\Phi = F_2.$$

Из последних соотношений имеем связь между сдвигами и линейными показателями скоростей деформаций и деформаций. С учетом уравнений несжимаемости запишем $\gamma'_{xy} = 2 \cdot \frac{1}{F_1} \cdot \xi_x = 2 \cdot \xi_x \cdot \operatorname{tg} B_1\Phi$,

$$\gamma_{xy} = 2 \cdot \frac{1}{F_2} \cdot \varepsilon_x = 2 \cdot \varepsilon_x \cdot \operatorname{tg} B_2\Phi.$$

Из анализа видно, что для получения решения необходимо принять

$$\xi_x = C_\xi \cdot \exp \theta''_1 \cdot \cos B_1\Phi; \quad \varepsilon_x = C_\varepsilon \cdot \exp \theta''_2 \cdot \cos B_2\Phi.$$

Подставляя во второе и третье уравнения (4) последние соотношения, получаем дифференциальные уравнения с аналогичными скобками и соотношениями. При условии

$$(\theta''_1)_x = -B_1\Phi_y, \quad (\theta''_1)_y = -B_1\Phi_x, \quad (\theta''_2)_x = -B_2\Phi_y, \quad (\theta''_2)_y = B_2\Phi_x,$$

уравнения превращаются в тождества, где $\theta''_1 = -B_1\theta, \theta''_2 = -B_2\theta$ – показатели экспонент функций, определяющих поля скоростей деформаций и деформаций, $B_1\Phi$ и $B_2\Phi$ – аргументы тригонометрических функций, определяющие поля скоростей деформаций и деформаций.

Выражения для скоростей деформаций и деформаций имеют вид

$$\xi_x = -\xi_y = C_\xi \cdot \exp \theta''_1 \cdot \cos B_1\Phi = C_\xi \cdot \exp(-B_1\theta) \cdot \cos B_1\Phi,$$

$$\gamma'_{xy} = C_\xi \cdot \exp \theta''_1 \cdot \sin B_1\Phi = C_\xi \cdot \exp(-B_1\theta) \cdot \sin B_1\Phi, \quad (6)$$

$$H_i = 2 \cdot C_\xi \cdot \exp \theta''_1 = 2 \cdot C_\xi \cdot \exp(-B_1\theta),$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_x = -\varepsilon_y &= C_\varepsilon \cdot \exp \theta''_2 \cdot \cos B_2\Phi = \\ &= C_\varepsilon \cdot \exp(-B_2\theta) \cdot \cos B_2\Phi, \end{aligned}$$

$$\gamma_{xy} = C_\varepsilon \cdot \exp \theta''_2 \cdot \sin B_2\Phi = C_\varepsilon \cdot \exp(-B_2\theta) \cdot \sin B_2\Phi, \quad (7)$$

$$\Gamma_i = 2 \cdot C_\varepsilon \cdot \exp \theta''_2 = 2 \cdot C_\varepsilon \cdot \exp(-B_2\theta)$$

при $(\theta_1)''_y = B_1 \Phi_x$, $(\theta_1)''_x = -B_1 \Phi_y$, $(\theta_2)''_y = B_2 \Phi_x$,
 $(\theta_2)''_x = -B_2 \Phi_y$.

Сопоставляя формулы (5), (6) и (7), убеждаемся, что во всех выражениях присутствуют функциональные одинаковые зависимости от координат θ и Φ (показатели экспонент, и аргументы тригонометрических функций).

Представляет интерес получения в решении для поля температур аналогичных зависимостей, что позволило бы замкнуть эту задачу теоретически. Рассмотрим дифференциальное уравнение для стационарного температурного поля

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = 0.$$

Анализ показывает, что решение может быть найдено в виде

$$T = C_T \cdot \exp(\theta_3) \cdot (\sin B_3 \Phi + \cos B_3 \Phi), \quad (8)$$

при $(\theta_3)''_x = -B_3 \Phi_y$, $(\theta_3)''_y = B_3 \Phi_x$.

Выражение (8) является решением уравнения Лапласа. Покажем это. Подставив производные от (8) в уравнение теплопроводности, после упрощений получим дифференциальное уравнение с такими же скобками, как и ранее. Скобки в данном уравнении при их равенстве нулю устанавливают связь вида

$$(\theta_3)''_{xx} = -B_3 \Phi_{yx}, (\theta_3)''_{yy} = B_3 \Phi_{xy},$$

$$B_3 \Phi_{xx} = (\theta_3)''_{yx}, B_3 \Phi_{yy} = (\theta_3)''_{xy}.$$

Это соотношения Коши-Римана и представляют функции, которые определяются уравнением Лапласа, что и соответствует (11).

Сопоставляя решения (5)...(8) (условия, накладываемые на функции), приходим к выводу, что $\theta_3 = -B_3 \theta$. Из этого можно определить общую параметрическую функцию, которая входит в поля напряжений, деформаций, скоростей деформаций и температур, и математически выразить друг через друга. Таким образом,

$$\exp(-\theta) = \left(\frac{H_i}{2 \cdot C_\xi} \right)^{\frac{1}{B_1}} = \left(\frac{\Gamma_i}{2 \cdot C_\xi} \right)^{\frac{1}{B_2}} = \left(\frac{T}{C_T \cdot (\sin B_3 \Phi + \cos B_3 \Phi)} \right)^{\frac{1}{B_3}}.$$

Подставляя в выражение для T_i

$$T_i = \chi \cdot (H_i)^{\frac{A_1}{B_1}} \cdot (\Gamma_i)^{\frac{A_2}{B_2}} \cdot (T)''^{\frac{A_3}{B_3}}. \quad (9)$$

Что соответствует выражению аналогичное (2). Зависимость (9) по своей форме соответствует определению напряжения текучести от скорости, степени деформации и температуры, представленной в работах [6, 12, 13].

Анализ полученных результатов

Для анализа полученного результата использовали выражения (5) для изучения напряженного состояния пластической среды при плоской осадке на шероховатых плитах.

Если задачу привести к более простой математической модели ($A_2 = A_3 = 0$), то выражения (5) соответствует решениям [6]

$$\kappa = C_\sigma \cdot \exp(-A_1 \theta), \quad \tau_{xy} = C_\sigma \cdot \exp(-A_1 \theta) \cdot \sin(A\Phi),$$

$$\sigma_x = C_\sigma \cdot \exp(-A_1 \theta) \cdot \cos(A\Phi) + \sigma_0 + f(y) + C,$$

$$\sigma_y = -C_\sigma \cdot \exp(-A_1 \theta) \cdot \cos(A\Phi) + \sigma_0 + f(x) + C, \quad (10)$$

Из условия пластичности $\sigma_0 = -2 \cdot k \cdot \cos A\Phi$, $C = k_0$. Функции $A\Phi$ и θ гармонические. Из уравнения Лапласа и соотношений Коши-Римана получили выражения для определения указанных функций в виде координатного полинома

$$A\Phi = AA_6 \cdot x \cdot y - AA_{13} \cdot x \cdot y \cdot (x^2 - y^2),$$

$$\theta' = - \left\{ \begin{array}{l} 0,5 \cdot AA_6 \cdot (x^2 - y^2) - \\ - AA_{13} \cdot [0,25 \cdot (x^4 + y^4) - 1,5 \cdot x^2 \cdot y^2] \end{array} \right\}.$$

Из граничных условий $AA_6 = 4 \cdot \frac{\psi_0}{l \cdot h}$,

$$AA_{13} = 16 \cdot \psi_1 \cdot \frac{l - 2 \cdot h}{l^3 \cdot h \cdot (l + h)}, \quad \psi_0 = \arctg[2 \cdot f \cdot (1 - f)],$$

$$\psi_1 = \arctg[2,2 \cdot f \cdot (1 - f)],$$

где l и h – длина и высота очага деформации при осадке полосы, f – коэффициент трения, k_0 – сопротивление сдвигу в начале очага деформации на контакте. При этом

$$C_\sigma = \frac{k_0}{\cos A\Phi_0} \cdot \exp(-\theta'_0),$$

$$A\Phi_0 = AA_6 \cdot \frac{l \cdot h}{4} - AA_{13} \cdot \frac{l \cdot h}{4} \cdot \left(\frac{l^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right),$$

$$\theta'_0 = -A\theta_0 = - \left\{ \begin{array}{l} 0,5 \cdot AA_6 \cdot \left(\frac{l^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right) - pAA_{13} \times \\ \times \left[0,25 \cdot \left(\frac{l^4}{16} + \frac{h^4}{16} \right) - 1,5 \cdot \frac{l^2 \cdot h^2}{16} \right] \end{array} \right\}$$

Подставляя в (10), компоненты тензора напряжений

$$\sigma_x = -k_0 \cdot \frac{\exp(\theta' - \theta'_0)}{\cos A\Phi_0} \cdot \cos A\Phi + k_0, \quad (11)$$

$$\sigma_y = -3 \cdot k_0 \cdot \frac{\exp(\theta' - \theta'_0)}{\cos A\Phi_0} \cdot \cos A\Phi + k_0,$$

$$\tau_{xy} = k_0 \cdot \frac{\exp(\theta' - \theta'_0)}{\cos A\Phi_0} \cdot \sin A\Phi.$$

Результаты расчета по формулам (11) приведены на рис. 1...4. Показано, что распределение контактных напряжений реагирует на фактор формы очага деформации $\frac{l}{h}$ и коэффициент трения f . Относительные нормальные напряжения $\sigma_y/2k_0$, относительные касательные напряжения τ_{xy}/k_0 . Результаты расчетов совпадают с реальными эпюрами контактных

напряжений [14-16]. Следует подчеркнуть, что выражения (17) едины для всего очага деформации и нет необходимости разбивать его на отдельные зоны контактного трения [17, 18]. На рис. 5, 6 представлено распределение напряжений в очаге деформации, которые также реагируют на фактор формы и коэффициент трения.

Определяя среднее контактное давление можно показать зависимость коэффициента подпора от фактора формы и коэффициента трения, рис. 7.

Зависимости, представленные на рис. 7, находятся в соответствии с данными работ [17] и [18]. Отличие

отмечается при $\frac{l}{h} = 10...15$ и составляет менее 10 % для максимального значения среднего контактного давления.

Представлен новый аналитический метод и его возможности для решения задачи теории пластичности, который определяет теоретическую зависимость между обобщенными показателями напряжений, деформаций (скоростей деформаций) и температур. Можно утверждать о решении задачи в рамках обобщенной теории пластичности, позволяющей выйти на сложную модель пластической среды.

В дальнейшем появляется возможность учета степени, скорости деформации и температуры на сопротивление сдвигу, согласно выражению (2), по всему очагу деформации.

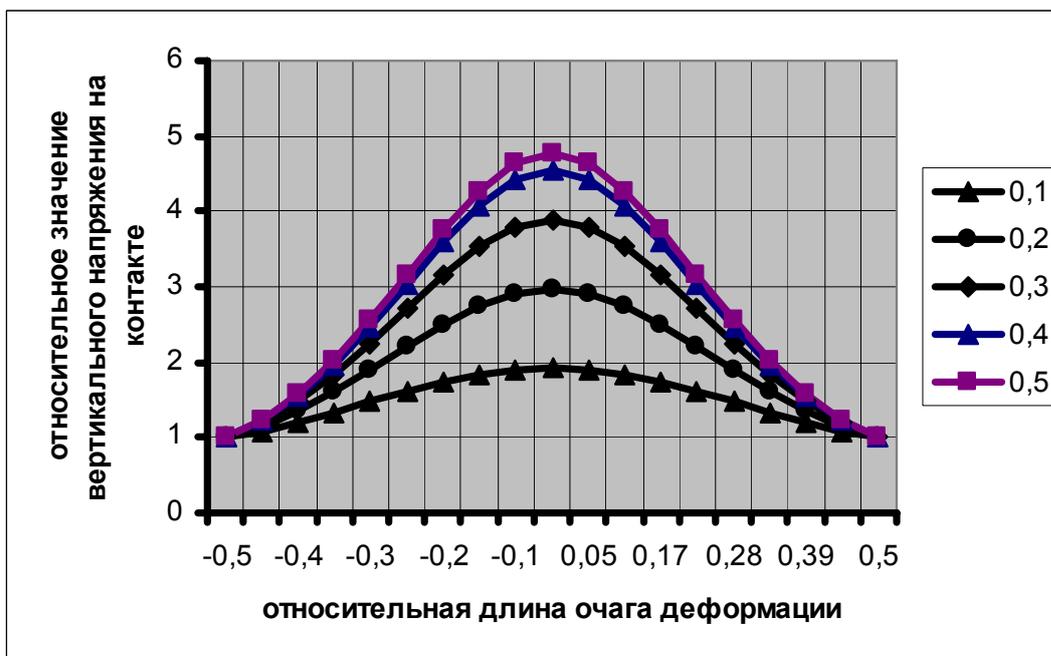


Рис. 1. Распределение нормальных напряжений на контакте при осадке на шероховатых бойках $\frac{l}{h} = 8$, $f = 0,1...0,5$

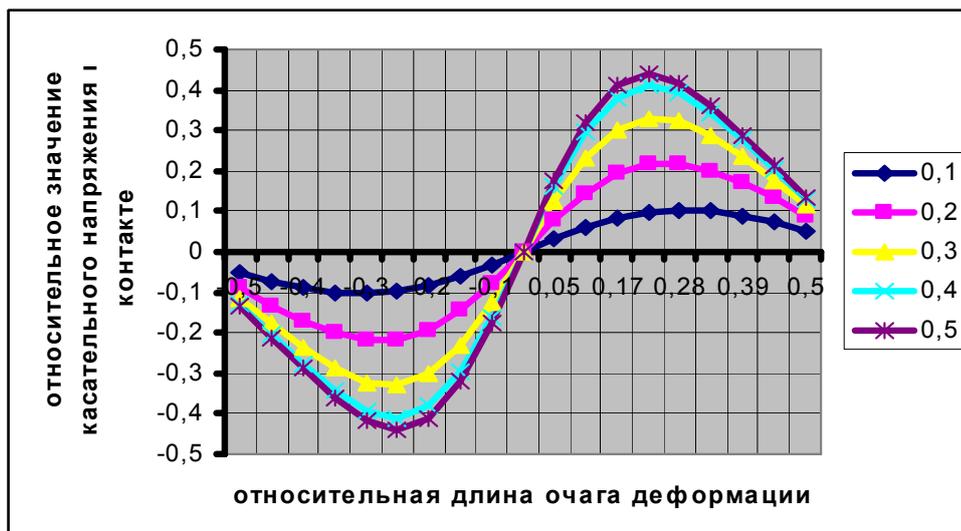


Рис. 2. Распределение касательных напряжений на контакте при осадке на шероховатых бойках $\frac{l}{h} = 8$, $f = 0,1 \dots 0,5$

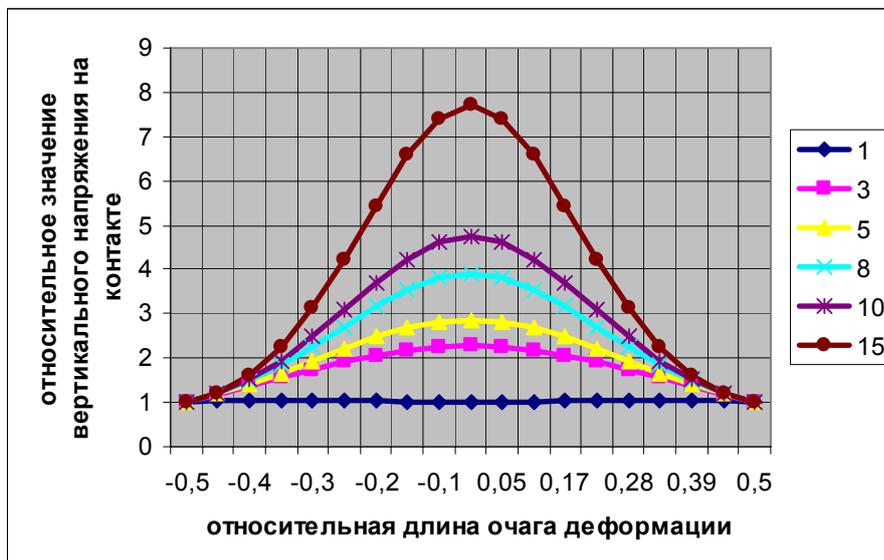


Рис. 3. Распределение нормальных напряжений на контакте при осадке на шероховатых бойках, $f = 0,3$, $\frac{l}{h} = 1 \dots 15$

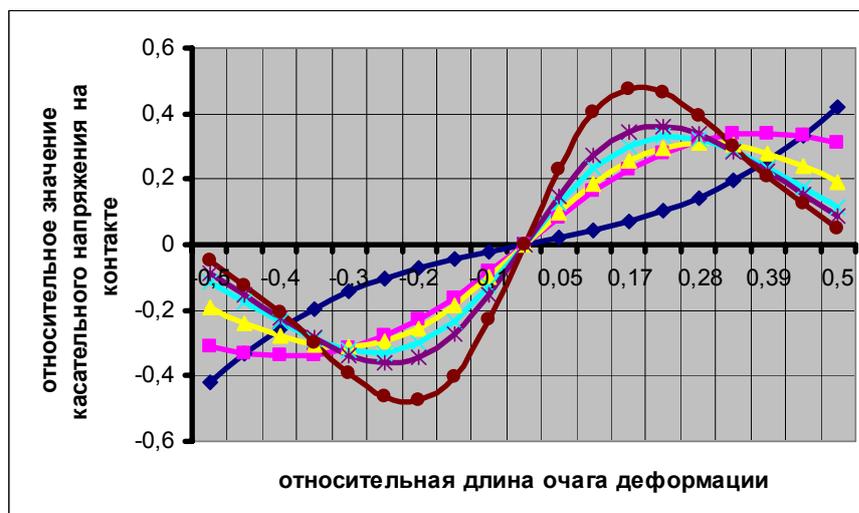


Рис. 4. Распределение касательных напряжений на контакте при осадке на шероховатых бойках, $f = 0,3$, $\frac{l}{h} = 1 \dots 15$

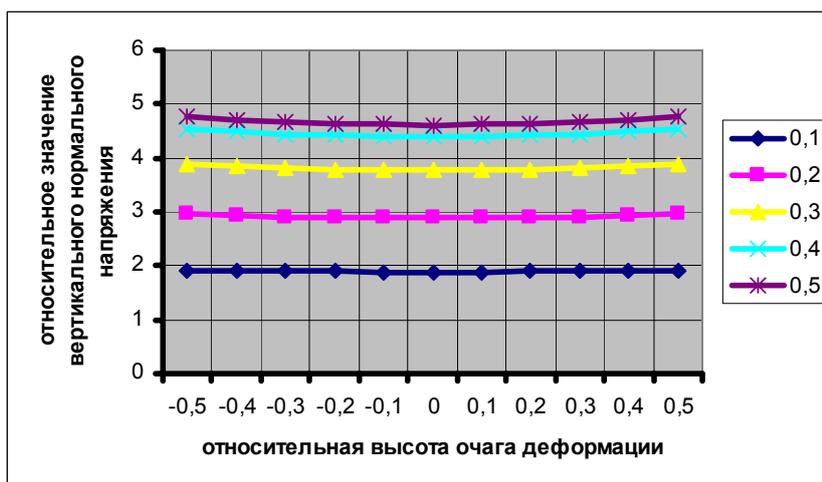


Рис. 5. Распределение нормальных напряжений по высоте полосы при осадке на шероховатых бойках $\frac{l}{h} = 8$, $f = 0,1 \dots 0,5$

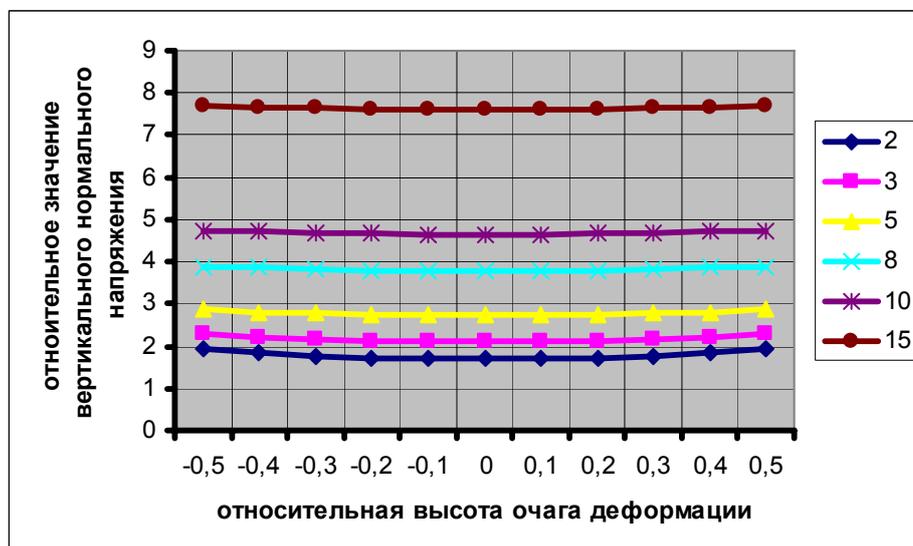


Рис. 6. Распределение нормальных напряжений по высоте полосы при осадке на шероховатых бойках $f = 0,3$, $\frac{l}{h} = 1 \dots 15$

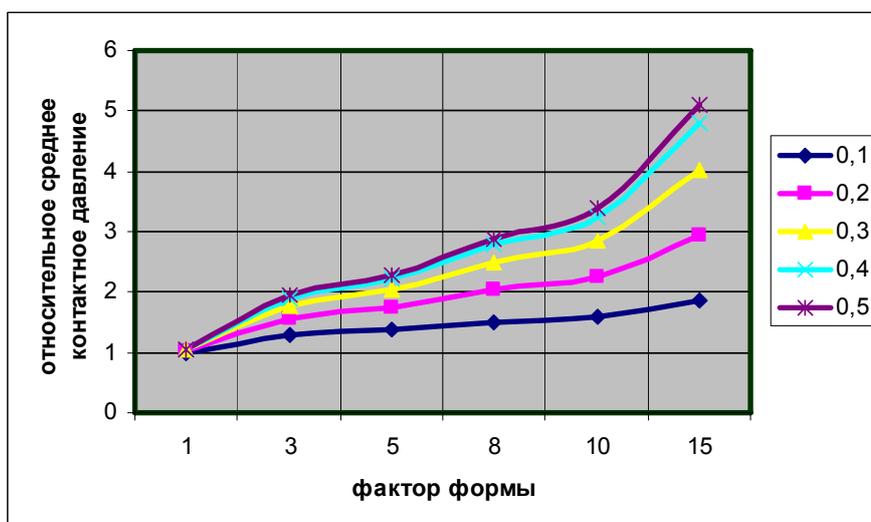


Рис. 7. Зависимость среднего контактного давления от фактора формы и коэффициента трения

Перечень ссылок

1. Чигиринский В.В. Определение напряженного состояния пластического тела в условиях плоской деформации // Изв.вузов. Черная металлургия. – 1990. – №7. – С. 48-49.
2. Чигиринский В.В. Определение деформированного состояния пластического тела в условиях плоского течения // Изв.вузов. Черная металлургия. – 1990. – № 9. – С. 32-33.
3. Чигиринский В.В. Некоторые особенности теории пластичности применительно к процессам ОМД// Тр.науч.-техн. конф. «Теория и технология процессов пластической деформации-96». – М.: МИСиС, 1997. – С. 568-572.
4. Чигиринский В.В. Исследование напряженно-деформированного состояния металла с учетом пространственных параметров очага деформации // Теория и практика металлургии. – 1997. – № 4. – С. 39-40.
5. Чигиринский В.В. Исследование влияния пространственных параметров деформированного объема на сопротивление пластической деформации сдвига// Теория и практика металлургии. – 1997. – № 3. – С. 31-32.
6. V.V. Chygyrns'kyu, I. Mamuzic, G.V. Bergeman Analysis of the State of Stress of a Medium under Conditions of Inhomogeneous Plastic Flow// Metalurgija. Zagreb. – 2004. – vol.43, br.2. – P. 87-93.
7. Аркулис Г.Э., Дорогобид В.Г. Теория пластичности. – М.: Металлургия, 1987. – 251 с.
8. Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики. – М.: Наука, 1977. – 735 с.
9. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. – М.: Наука, 1969. – 419 с.
10. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. – М.: Машиностроение, 1975. – 399 с.
11. Чигиринский В.В., Левченко В.Н. Некоторые особенности замкнутого решения для плоской задачи теории пластичности // Наукові вісті. Сучасні проблеми металургії «Пластична деформація металів», ВАТ «Синельниківська Теплоізоляція». – 2005. – С. 138-143.
12. Чигиринский В.В., Бергеман Г.В. Теоретическое прогнозирование модели пластической среды в условиях сложного напряженного состояния // Технологические системы «Научные разработки и результаты исследований». – 2002. – № 2(13). – С. 44-47.
13. Андреюк Л.В., Тюленев Г.П. // Сталь. – 1972. – 9. – С. 825-828.
14. Чекмарев А.П., Клименко П.Л. Экспериментальное исследование удельных давлений на контактной поверхности при прокатке в калибрах // Обработка металлов давлением: Сб.тр. Днепропетровского металлургического ин-та. – Харьков, М., 1960. – Вып. 39.
15. Чекмарев А.П., Каптуров Л.Е., Клименко П.Л. Экспериментальное исследование распределения удельных давлений при прокатке в гладких валках // Обработка металлов давлением: Сб.тр. Днепропетровского металлургического ин-та. – Харьков, М., 1960. – Вып. 39.
16. Чекмарев А.П., Нефедов А.А., Николаев В.А. Теория продольной прокатки. – Харьков: Изд. Харьковского государственного университета, 1965.
17. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1977. – 422 с.
18. Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1978. – 359 с.

Одержано 11.02.2008

Запропоновано новий метод розв'язування задач теорії пластичності. Результат отримано для замкнутої системи рівнянь плоскої задачі. Особливістю є наявність однакових координатних функцій в узанальнених параметрах напруженого, деформованого станів і поля температур. Теоретично визначилась модель складної пластичного середовища.

New method of solving the problems of theories of plasticity is offered. The result is received for closed systems of the equations of plane problem. The particularity is a presence of equal coordinate functions is generalized parameters of tensed, deformed conditions and field of temperatures. Theoretically model of the complex plastic medium was defined.

УДК 621.76

Д-р техн. наук Л. А. Рябичева, канд. техн. наук Ю. Н. Никитин

Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕСС УПЛОТНЕНИЯ ПОРИСТЫХ ТЕЛ

В работе выполнен анализ напряженно-деформированного состояния при штамповке пористых тел пуансоном, не заходящим в полость матрицы. Получены зависимости, характеризующие влияние химического состава, температуры и скорости деформации на неравномерность напряженно-деформированного состояния и пористость заготовок.

Для изготовления порошковых осесимметричных изделий высокой плотности конструкционного назначения применяется штамповка пористых заготовок в

штампе пуансоном, не заходящим в полость матрицы, включающая элементы свободной осадки, выдавливания и других процессов деформирования, в кото-

рых реализуется поперечное течение металла [1, 2]. При этом в отдельных участках заготовки возникают деформации растяжения, вызывающие рост пористости, что ограничивает предельную степень деформации.

Являются актуальными проблемы оценки неравномерности напряженно-деформированного состояния [3] и определения предельной степени деформации [4] пористой заготовки с учетом граничных условий.

Целью работы является анализ влияния температуры, степени и скорости деформации на процесс уплотнения пористых тел.

Процесс уплотнения рассматривали на примере штамповки пористых тел пуансоном, не заходящим в полость матрицы [5].

В работе использовали цилиндрические образцы из медного порошка и смеси медного порошка с лигатурой на основе никеля и графита, имеющие исходную пористость 15 % [4, 6]. Образцы из медного порошка изготавливали по технологии: прессование, спекание, а из антифрикционного материала – прессование, спекание, допрессовка, закалка. Затем образцы подвергали осадке и деформированию пуансоном, не заходящим в полость матрицы в интервале температур 20-600 °С на винтовом прессе с дугостаторным приводом модели Ф-1730 усилием 1000 кН и гидравлическом прессе модели ПД-476 усилием 1600 кН. Осадку выполнили до предельной степени деформации, а штамповку – с учетом предельной степени деформации. Скорость деформации составляла 0,1 с⁻¹ на гидравлическом и 10 с⁻¹ на винтовом прессах. По результатам испытаний построены кривые течения в координатах истинное напряжение – истинная деформация $\sigma_z - \varepsilon_z$ и $\theta - \varepsilon_z$.

На первой стадии процесса штамповки пористых тел пуансоном, не заходящим в полость матрицы, осуществляется свободная осадка пористого тела до соприкосновения со стенками матрицы (рис. 1, а). На второй стадии после соприкосновения тела со стенками матрицы происходит доштамповка за счет сжатия до получения необходимых размеров, формы и плотности изделия (рис. 1, б).

Для выяснения влияния температуры, скорости и степени деформации на процесс уплотнения пористых тел использовали теорию пластичности пористых тел.

При математическом описании свободной осадки до степеней деформации, близких к предельным, важны исходные параметры деформируемого тела – начальная пористость и склонность материала к порообразованию как характеристика твердой фазы.

Математическая модель процесса деформирования при свободной осадке [5] позволила определить пористость и площадь поперечного сечения образца, а также характеристику состояния твердой фазы ω в любые моменты деформирования, определяемые значением ε_z и величину осевого напряжения с учетом коэффициента порообразования k .

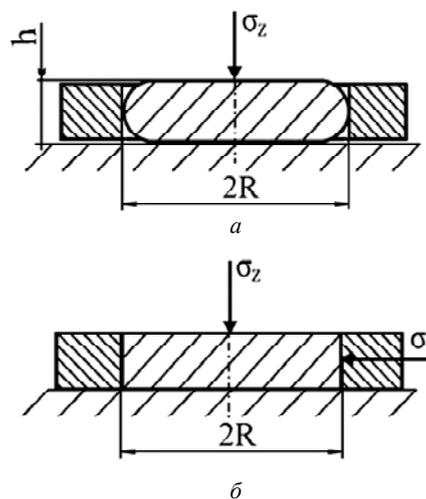


Рис. 1. Расчетная схема штамповки пористых тел пуансоном, не заходящим в полость матрицы: а – свободная осадка; б – доштамповка

$$\frac{dS}{d\varepsilon_z} = 2S \frac{1-r}{2+r},$$

$$\frac{d\theta}{d\varepsilon_z} = (1-\theta)(1-2\nu),$$

$$\frac{d\omega}{d\varepsilon_z} = \frac{1}{\sqrt{1-\theta}} \sqrt{\frac{2}{3} \frac{1}{r^2} \varphi + \psi(1-2\nu)\text{sign}(\varepsilon_z)}. \quad (1)$$

Получив решение уравнений (1), определяем величину осевого напряжения:

$$\sigma_z = \frac{3\alpha a}{\alpha + 6\beta} - \frac{\sqrt{6} \sqrt{c^2(\alpha + 6\beta) - 6\alpha\beta a^2}}{\alpha + 6\beta}. \quad (2)$$

На рис. 2 представлены кривые течения при осадке пористых тел. Кривые 1 и 4 получены при $k = 0$. Удовлетворительная сходимость расчетных и экспериментальных кривых течения пористых тел из меди и антифрикционного материала получена при коэффициентах порообразования $k = 0,161$ и $k = 0,395$, соответственно. У образцов из антифрикционного материала, в отличие от медных, проявляется большая склонность к порообразованию из-за смещения элементарных объемов тела в процессе деформирования по границам раздела фаз [6]. В образце возникают деформации растяжения, вызывающие напряжения, величины которых выше предельных, и рост пористости, а присутствие графита также способствует дополнительному увеличению пористости материала. Именно с этим связаны более низкие значения напряжений при увеличении степени деформации по сравнению с беспористым материалом при $k = 0,395$.

Согласно математической модели, описывающей снижение пористости при достижении предельной

степени деформации, определили пористость и характеристику состояния твердой фазы ω в зависимости от предельной степени деформации с учетом дефектности пористого материала по формулам:

$$\frac{d\theta}{d\varepsilon_z} = (1-\theta)(1-2\nu_m),$$

$$\frac{d\omega}{d\varepsilon_z} = \frac{\sqrt{1+\nu_m}}{1-\theta} \sqrt{\varphi}. \quad (3)$$

При степени деформации, выше предельной происходит образование микротрещин в зонах действия максимальных по величине тангенциальных напряжений, что и является началом образования магистраль-

ной трещины. Этот процесс сопровождается увеличением пористости. Дальнейшее увеличение пористости обусловлено увеличением объема отдельных пор и образованием новых по всему объему образца, что и сопровождается появлением трещин на боковой поверхности. Данные по расчету пористости по выражению (3) для температуры 320 °С и $\dot{\varepsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$ показаны на рис. 3. Как видно, при степени деформации, выше предельной, наблюдается увеличение пористости, что согласуется с экспериментальными данными.

При сжатии пористого тела в матрице на стадии доштамповки радиальное σ_r и осевое σ_z напряжения определяли с помощью математической модели, приведенной в работе [5].

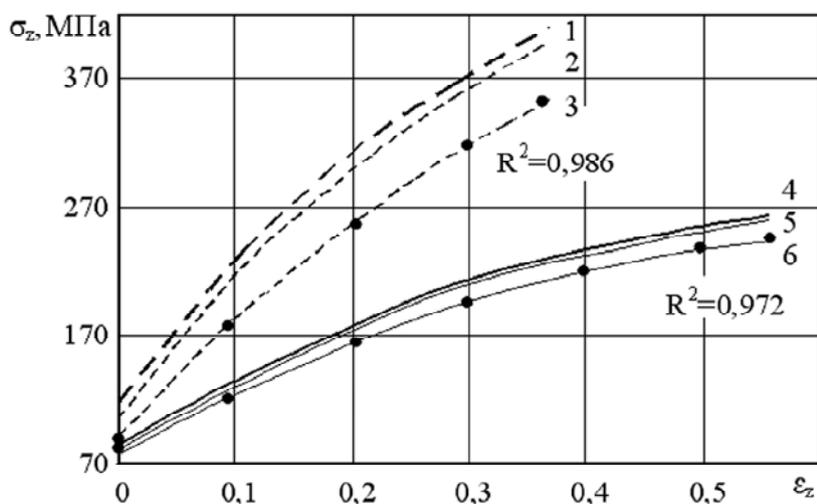


Рис. 2. Кривые течения при осадке со $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$ и $t = 180 \text{ }^\circ\text{C}$:

---- антифрикционный материал; __ медь; $k = 0$ (1, 4); $k = 0,395$ (2); $k = 0,161$ (5); ● – экспериментальные данные (3, 6)

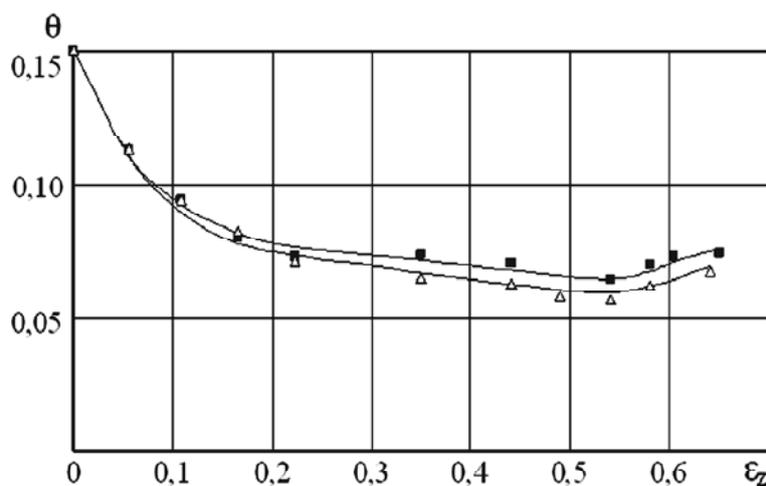


Рис. 3. Зависимость пористости от осевой деформации медных образцов:

Δ – $t = 320 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$; ■ – экспериментальные данные

$$\sigma_r = -\sqrt{2} \frac{\psi - \frac{\varphi}{3}}{\sqrt{2\varphi + 3\psi}} \sigma_{0z},$$

$$\sigma_s = -\frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{2\varphi + 3\psi} \sigma_{0s}. \quad (4)$$

На стадии доштамповки определено изменение осевого напряжения в точке, соответствующей достижению максимального давления штамповки согласно выражению (4). Зависимость осевого напряжения от осевой деформации при штамповке образцов из антифрикционного материала пуансоном, не заходящим в полость матрицы, показана на рис. 4. Каждая из кривых состоит из двух частей: до степени деформации, равной 41 % для меди, и 30 % для антифрикционного материала происходит осадка образца, а выше – доштамповка, вследствие которой заполняется полость матрицы.

Вывод. Выполнен анализ процесса штамповки по-

ристых тел пуансоном, не заходящим в полость матрицы. Получены зависимости осевого напряжения и пористости от интенсивности деформаций при осадке, а также зависимость коэффициента порообразования от химического состава, температуры и скорости деформации. Рекомендовано усредненное значение коэффициента порообразования для меди 0,158 и для антифрикционного материала 0,394. Оценка предельной степени деформации с учетом дефектности твердой фазы показала увеличение пористости при достижении предельной степени деформации. Анализ зависимости осевого напряжения от степени деформации на стадии доштамповки позволил определить величину максимальных напряжений при оптимальной температуре, равной 180 °С и скорости деформации 10 с⁻¹ для меди и антифрикционного материала. Относительная погрешность определения параметров напряженно-деформированного состояния и пористости составила 5-12 %.

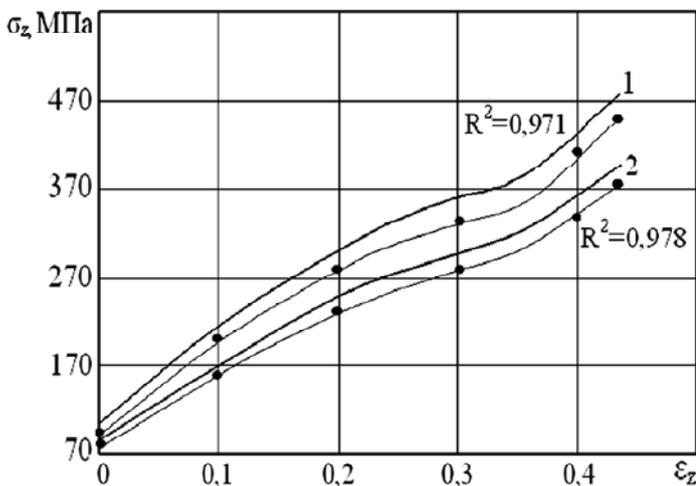


Рис. 4. Зависимость напряжения от деформации при штамповке образцов из антифрикционного материала при 180 °С и $k = 0,395$:

1 – 10 с⁻¹; 2 – 0,1 с⁻¹; • – экспериментальные данные

Перечень ссылок

1. Дорофеев Ю. Г. Состояние исследований и производства материалов, получаемых штамповкой пористых заготовок (ДПП) // Порошковая металлургия-77. – К.: – 1977. – С. 158-166.
2. Баглюк Г.А., Мажарова Г.Е., Поздняк Л.А. Развитие работ в области горячей штамповки пористых порошковых заготовок. – К.: ИПМ АН УССР, 1986. – 27 с.
3. Штерн М.Б. Модель процессов деформирования сжимаемых материалов с учетом порообразования. Сообщение II. Одноосное растяжение и сжатие пористых тел // Порошковая металлургия. – 1989. – №6. – С. 34-39.
4. L. Ryabicheva, D. Usatuk, Y. Nikitin The influence of warm deforming modes on compaction of porous copper billets // 3rd international conference RoPM 2005, 7-9 July 2005, Cluj-Napoca, Romania. – P. 224-226.
5. Рябичева Л.А. Никитин Ю.Н. Математическая модель штамповки пористых тел пуансоном, не заходящим в полость матрицы. // Вісн. Східноукр. нац. ун-ту. – 2007. – № 12. – С. 56-63.
6. Кипарисов С.С., Киянский И.А., Перельман В.Е. Теоретическое и экспериментальное исследование процесса пластической деформации спеченных композиционных материалов // Порошковая металлургия. – 1987. – №8. – С. 17-23.

Одержано 17.12.2007

У роботі виконано аналіз напружено-деформованого стану при штампуванні пористих тіл пуансоном, який не заходить в порожнину матриці. Отримано залежності, які характеризують вплив хімічного складу, температури та швидкості деформації на нерівномірність напружено-деформованого стану та пористість заготовок.

The analysis of stress-strain state in process of stamping of porous bodies by a puncheon that does not enter into the cavity of matrix is conducted. The dependences of influence of chemical composition, temperature and strain rate over non-uniformity of stress-strain state and porosity of the billets were developed.

УДК 621.771.294

Канд. техн. наук С. А. Снитко, д-р техн. наук А. В. Яковченко, Н. И. Ивлева

Государственное высшее учебное заведение
«Донецкий национальный технический университет», г. Донецк

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ШТАМПОВКИ КОЛЕСНЫХ ЗАГОТОВОК

Усовершенствована технология процесса штамповки колесных заготовок за счет предварительной формовки части обода и ступицы на заготовочном прессе и гребня на формовочном прессе. Получил развитие метод компьютерного проектирования калибровок для широкого сортамента колес.

Создание ресурсосберегающих технологий производства штамповано-катаных колес, а также методов их оперативной разработки является актуальной научно-технической проблемой [1-4]. В работах [5, 6] для условий прессопрокатных линий ОАО «Интерпайп НТЗ» и ОАО «Выксунский металлургический завод» (ВМЗ) предложены новые решения, направленные на совершенствование существующей технологии штамповки колесных заготовок. Их использование позволит повысить точность колес и снизить расход металла. Но освоение усовершенствованной технологии требует наличия точных по массе исходных заготовок, имеющих разновес до ± 3 кг.

Наиболее перспективной, на наш взгляд, является технология, предусматривающая использование заготовок с частично сформованными на прессе силой 50 МН ободом и ступицей, из которых последующей штамповкой на прессе силой 100 МН получают колесные заготовки с предварительно сформованным перед прокаткой гребнем (рис. 1) [5, 6].

Новая технологическая схема предусматривает следующие основные операции: осадку заготовок на прессе силой 20 МН гладкими плитами или в верхнем плавающем технологическом кольце; кантовку заготовок, а затем их формовку с использованием верхней фигурной плиты или штампа на прессе силой 50 МН; центровку полученных заготовок верхним формовочным кольцом пресса силой 100 МН и последующую штамповку колесных заготовок с гребнем.

Выполненные нами расчеты показали, что предварительная формовка вначале части обода и ступицы, а затем и гребня, позволяют увеличить диаметр колесной заготовки и, соответственно, уменьшить величину раскатки колес на колесопрокатном стане (КПС). Кроме того, предварительная формовка части обода и ступицы снижает вероятность вскрытия пороков литого металла, а предварительная формовка гребня повышает стабильность его прокатки на КПС и позволяет снизить брак по закату и невыполнению гребня [6].

Для представленного на рис. 1 процесса штамповки на первом этапе нами были получены регрессионные уравнения для расчета формоизменения металла

и сил штамповки в зависимости от двух факторов, определяющих относительную величину разгонки заготовок на прессе силой 50 МН и степень деформации металла в зоне диска на прессе силой 100 МН [7]. Но новая технология, с учетом всех ее преимуществ, может иметь широкие перспективы практического применения в колесопрокатных цехах. Поэтому акту-

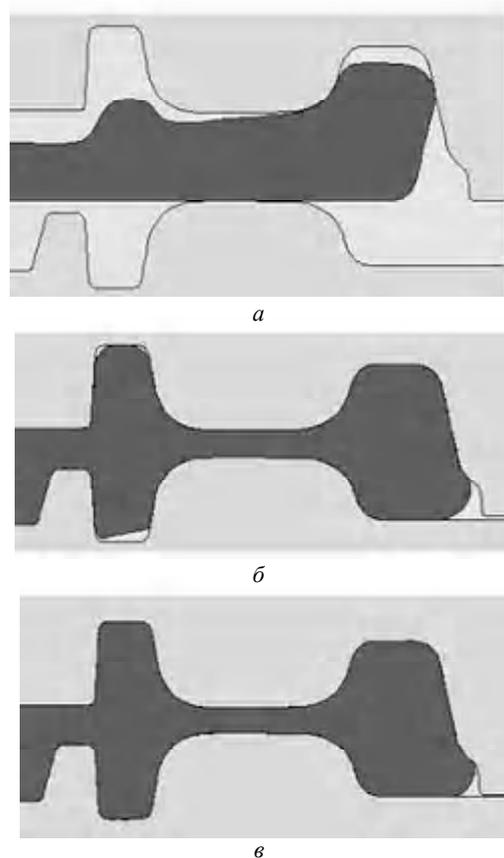


Рис. 1. Технологическая схема штамповки колесных заготовок с гребнем на прессе силой 100 МН из заготовок с частично подготовленным ободом и ступицей на прессе силой 50 МН:

a – первый момент штамповки; *б* – промежуточный момент штамповки; *в* – последний момент штамповки

альна разработка математической модели процесса штамповки колесных заготовок с гребнем по новой технологии для широкого сортамента колес. На ее основе целесообразно усовершенствовать метод компь-

ютерного проектирования калибровок и разработать калибровки для экспериментальных колес $\varnothing 957$ мм [8]. Решению этих задач и посвящена настоящая работа.

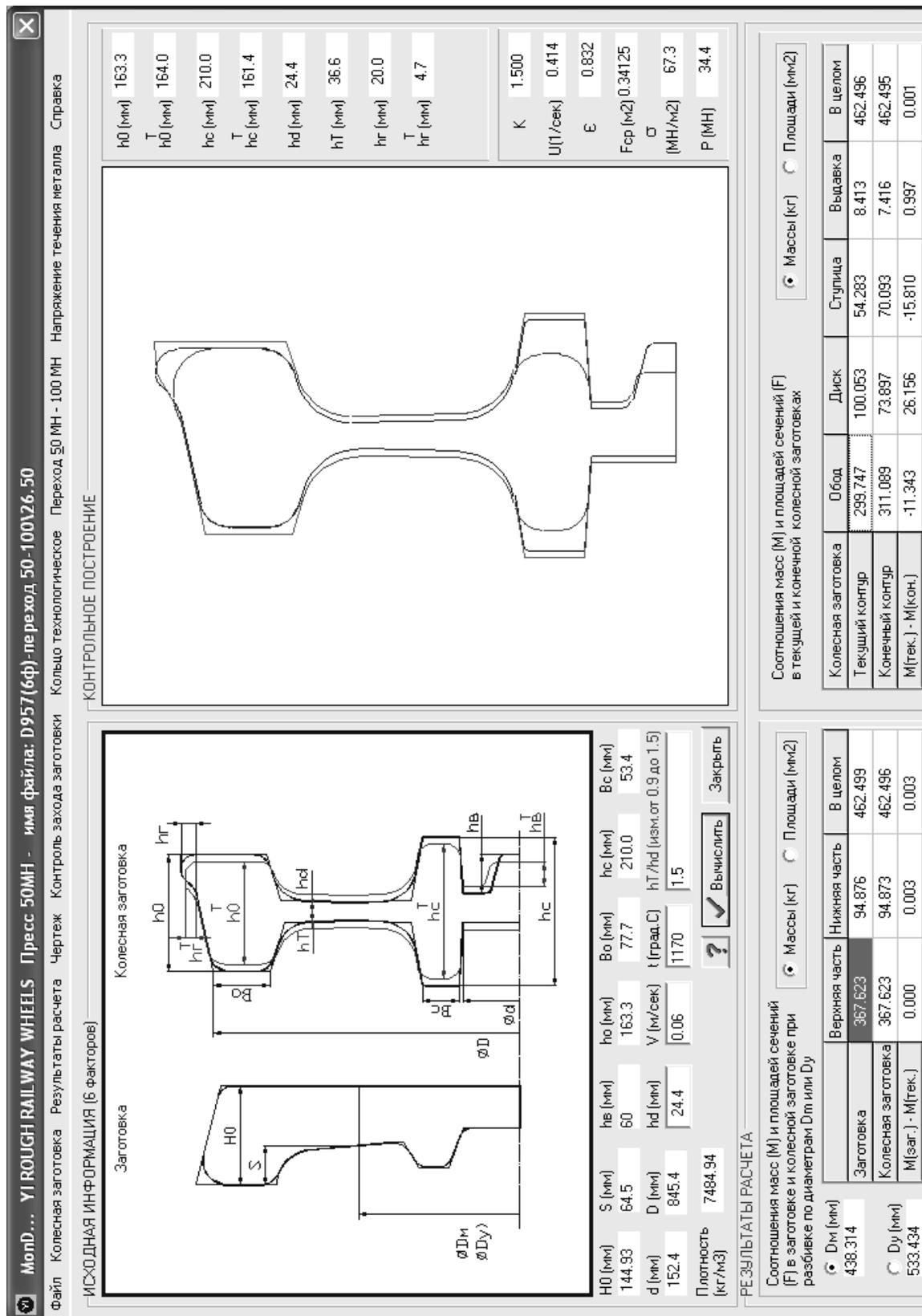


Рис. 2. Окно программы визуализации формоизменения металла и расчета силы штамповки на прессе силой 100 МН

Зависимости для оперативного расчета формоизменения металла и сил при штамповке колесных заготовок получены на основе планирования расчетного эксперимента и его реализации путем конечно-элементного моделирования. Получены формулы для расчета следующих параметров (y_i): степени заполнения металлом штампов, формирующих обод по его ширине (h_0^T/h_0) и гребню (h_T^T/h_T); степени заполнения металлом штампов, формирующих ступицу по ее высоте (h_c^T/h_c) (рис. 2); степени заполнения металлом штампов в зоне выдавки (h_B^T/h_B); обобщенного коэффициента напряженного состояния металла в формовочных штампах (k). Формулы получены в виде зависимостей от шести факторов: $\frac{D}{d}; \frac{h_d}{h_0}; \frac{h_0}{B_0}; \frac{h_c}{B_c};$

$\frac{S}{h_0}; \frac{h_T}{h_d}$ (см. рис. 2). Методика разработки таких формул дана в работе [7].

На схемах заготовки, получаемой на прессе силой 50 МН, и колесной заготовки, получаемой на прессе силой 100МН (см. рис. 2), приняты следующие обозначения: D – наружный диаметр обода колесной заготовки ($700 \text{ мм} \leq D \leq 930 \text{ мм}$); d – диаметр отверстия в ступице ($130 \text{ мм} \leq d \leq 230 \text{ мм}$); h_0 – ширина обода ($130 \text{ мм} \leq h_0 \leq 195 \text{ мм}$); h_0^T – текущая ширина обода; B_0 – толщина обода ($45 \text{ мм} \leq B_0 \leq 110 \text{ мм}$); h_c – высота ступицы ($200 \text{ мм} \leq h_c \leq 250 \text{ мм}$); h_c^T – текущая высота ступицы; B_c – толщина ступицы ($40 \text{ мм} \leq B_c \leq 60 \text{ мм}$); h_d – толщина диска ($20 \text{ мм} \leq h_d \leq 60 \text{ мм}$); h_T – текущая толщина диска; H_0 – высота заготовки ($100 \text{ мм} \leq H_0 \leq 160 \text{ мм}$); S – величина разгонки заготовки ($0 \leq S \leq 67 \text{ мм}$); h_B – высота

выдавки; h_B^T – текущая высота выдавки; D_M – диаметр нейтральной линии, относительно которой выполняется равенство масс в соответствующих частях заготовки и колесной заготовки; D_Y – диаметр нейтральной линии, относительно которой выполняется равенство коэффициентов укова в частях колесной заготовки.

Эксперимент спланирован в зависимости от указанных выше шести факторов. Это позволило учесть значительное число сочетаний размеров заготовок, получаемых на прессе силой 50 МН, и штампуемых из них на прессе силой 100 МН колесных заготовок. Эксперимент спланирован по плану второго порядка. Применено центральное композиционное ортогональное планирование для $n = 6$ (n – количество факторов). Перевод натуральных переменных в кодовые осуществлен с использованием данных, представленных в табл. 1.

При выполнении эксперимента реализовано 77 опытов. Для этого было разработано 45 калибровок для прессов силой 50 МН и 100 МН. Несовпадение числа опытов и числа калибровок объясняется следующим. Опыты № 1 – № 32 и № 33 – № 64 выполнялись, соответственно, по одним и тем же калибровкам. У них отличался только фактор h_T/h_d . Аналогично, опыты № 75-№ 77 также отличались только значением указанного фактора. Опыты №1-№ 32 соответствуют фактору $h_T/h_d = 1$, то есть последнему моменту штамповки. В опытах № 33-№ 64, в соответствии с план-матрицей эксперимента, отношение $h_T/h_d = 1,36$. В опытах № 76 и № 77 $h_T/h_d = 0,86$ и $h_T/h_d = 1,5$ соответственно. То есть в опыте № 76 текущая толщина диска h_T становится меньше толщины диска h_d по калибровке. В опыте № 77 отношение $h_T/h_d = 1,18$ соответствует середине исследуемого диапазона по рассматриваемому фактору. Поэтому формоизменение металла при штамповке на основе выполненного экс-

Таблица 1 – Кодирование факторов и уровни их варьирования

Интервал варьирования и уровни факторов	$\frac{D}{d}$	$\frac{h_d}{h_0}$	$\frac{h_0}{B_0}$	$\frac{h_c}{B_c}$	$\frac{S}{h_0}$	$\frac{h_T}{h_d}$
Кодовое обозначение	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6
Нулевой уровень $X_i = 0$	4,557	0,211	2,823	3,319	0,332	1,181
Интервал варьирования	0,99	0,063	0,723	0,614	0,063	0,181
Нижний уровень $X_i = -1$	3,567	0,148	2,1	2,705	0,269	1,0
Верхний уровень $X_i = +1$	5,547	0,274	3,543	3,933	0,395	1,362
Нижний уровень в звездной точке $X_i = -1,7606$	2,814	0,1	1,55	2,238	0,221	0,862
Верхний уровень в звездной точке $X_i = +1,7606$	6,3	0,322	4,1	4,4	0,443	1,5

перимента в пределах $0,86 \leq h_T / h_d \leq 1,5$ можно изучать в динамике. В опытах № 65-№ 76 значения всех шести факторов берутся на нижнем и верхнем уровнях в звездных точках.

Путем статистической обработки результатов опытов получены регрессионные зависимости для расчета параметров (y_i) в виде полиномов второй степени:

$$y_i = a_0 + \sum_{i=1}^6 a_i X_i + \sum_{i=1}^6 a_{ii} X_i^2 + \sum_{i=1, j>i}^6 a_{ij} X_i X_j + \sum_{i=1, j>i, k>j}^6 a_{ijk} X_i X_j X_k, \quad (1)$$

где $a_0, a_i, a_{ii}, a_{ij}, a_{ijk}$ – коэффициенты полинома.

Также разработаны зависимости для расчета параметров очага деформации заготовочного прессы силой 50 МН, координат точек сопряжений контуров проектируемых заготовок с учетом частичной формовки обода и ступицы и модели окон компьютерной программы, в которых непосредственно проектируются калибровки (рис. 2, 3).

Совершенствование метода компьютерного проектирования калибровок, основные положения которого изложены в работе [9], связано, во-первых, с учетом возможности разработки калибровок по новой технологии, представленной на рис. 1, для широкого сортамента колес.

Во-вторых, здесь мы отказались от получения и использования регрессионного уравнения по расчету положения нейтральной линии, определяемой диаметром D_M (см. рис. 2), относительно которой металл в последний момент штамповки колесной заготовки на формовочном прессе течет в зоны обода и ступицы. Более эффективным оказалось выполнить расчет величины D_M , используя восстановленный на основе зависимостей y_i (1) контур колесной заготовки с учетом расчетного заполнения штампов металлом.

В-третьих, в окне программы, разработанной для новой технологии (см. рис. 2), контрольное построение текущего контура колесной заготовки, совмещенного с контуром, который соответствует последнему моменту штамповки с учетом требуемого заполнения штампов металлом, дополнено контурами самих штампов. Их положение соответствует положению текущего контура колесной заготовки. Наличие трех указанных выше

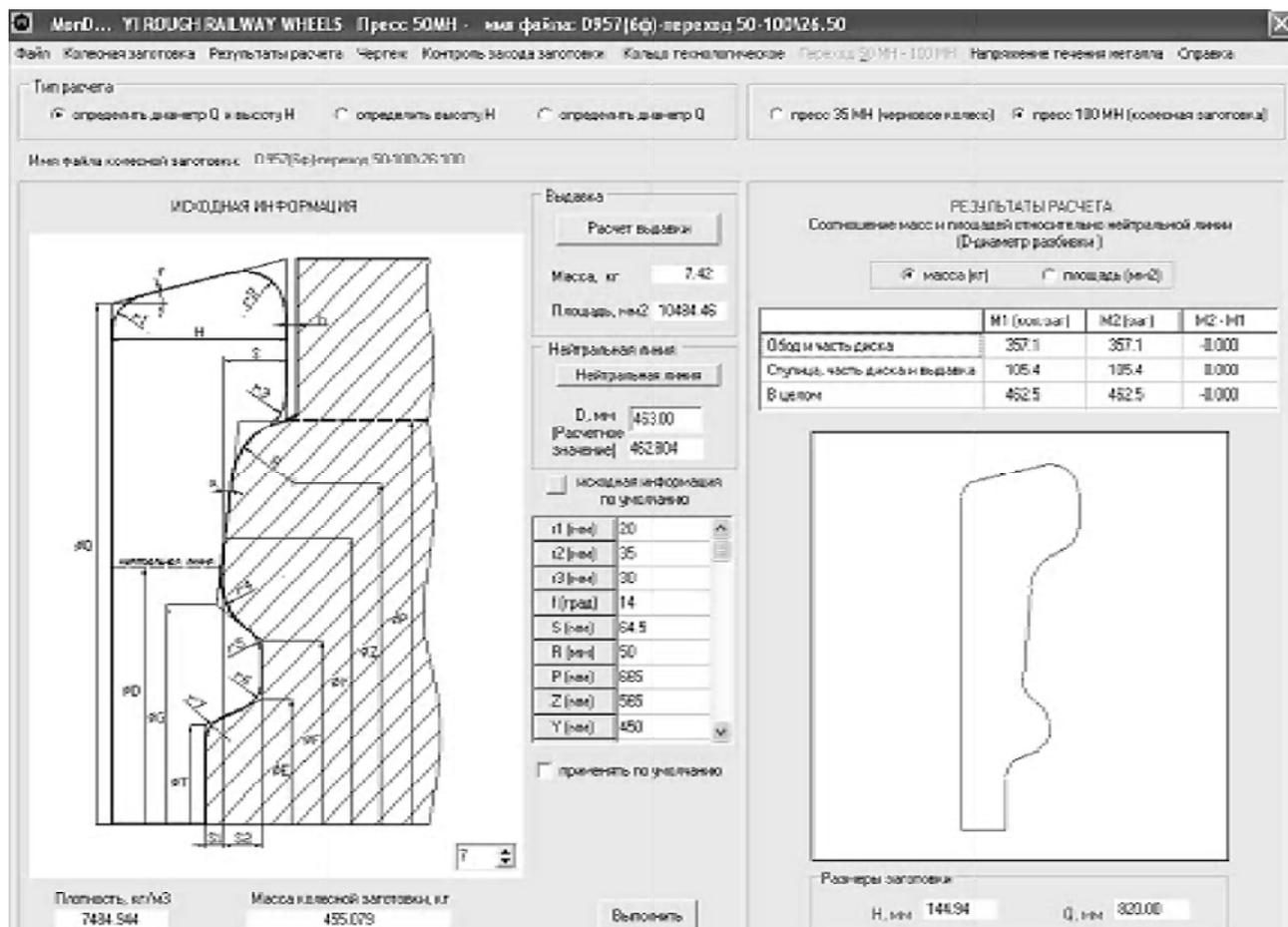


Рис. 3. Окно программы проектирования калибровок для прессы силой 50 МН

контуров дает более полную картину при анализе формоизменения металла в формовочных штампах.

В окнах, показанных на рис. 2, 3, выполнена разработка калибровок по металлу для заготовочного и формовочного прессов для экспериментальных колес Ж957 мм конструкции ВНИИЖТ [8].

Таким образом, создана математическая модель процесса штамповки колесных заготовок с гребнем из заготовок с частично подготовленными ободом и ступицей для широкого сортамента колес. На ее основе разработаны модели окон программы и сама программа проектирования калибровок для прессы силой 50 МН. Разработана также программа визуализации формоизменения металла и расчета сил штамповки колесных заготовок на прессы силой 100 МН. Усовершенствованный метод компьютерного проектирования калибровок для новой технологии позволяет: во-первых, в режиме реального времени оценивать степень заполнения металлом различных элементов формовочных штампов и устанавливать факт превышения силой штамповки ее допустимого значения, когда оно имеет место, еще на этапе проектирования; во-вторых, определять причину такого превышения, связывая ее с переполнением штампов в зоне ступицы или обода, что дает конкретное направление дальнейшей корректировки калибровки.

Перечень ссылок

1. ОАО «Нижнеднепровский трубопрокатный завод» в свете современных мировых тенденций развития производства железнодорожных колес / А.И. Козловский, В.П. Есаулов, А.В. Шрамко, Л.В. Голубева // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2004. – № 1. – С. 8-13.
2. Тубольцев Ю.Г. Тенденции развития колесопрокатного производства на ОАО НТЗ // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2002. – № 8–9. – С. 483-487.
3. Совершенствование процессов обработки металлов давлением при производстве колес в условиях ОАО «Нижнеднепровский трубопрокатный завод» / В.А. Яровой, А.В. Белушенко, И.М. Ивашенко, А.И. Донской // *Сучасні проблеми металургії*. Наукові вісті. Том 8. Плас-тична деформація металів. – Дніпропетровськ: «Системні технології», 2005. – С. 557-560.
4. Яковченко А.В., Снитко С.А., Ивлева Н.И. Пути совершенствования компьютерных программ проектирования калибровок инструмента деформации для производства штамповано-катаных железнодорожных колес // *Металл и литье Украины*. – 2003. – № 6. – С. 30-35.
5. Пат. 79312 С2 Україна, МПК (2006) В21 К 1/28, В21 J 1/00, В21 Н 1/00. Спосіб формування колісних заготовок, що мають обод, диск і маточину. О.В. Яковченко, С.О Снітко (Україна). – № а2005 03368; Заявл. 11.04.2005; Опубл. 11.06.2007, Бюл. № 8. – 10 с.: ил.
6. Яковченко А.В., Снитко С.А., Собхи Хасан. Новые технологические схемы и калибровки для производства колес из точных и уменьшенных по массе заготовок // *Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні*: Зб. наук. пр. – Луганськ, 2005. – С. 100-107.
7. Моделирование формоизменения металла и силы при штамповке колесных заготовок / А.В. Яковченко, С.А. Снитко, А.С. Волков и др. // *Наукові праці ДонНТУ. Металургія*. – Донецьк: ДонНТУ, 2005. – Вип. 102. – С. 124-135.
8. Особенности деформирования железнодорожных колес с плоскоконическими и криволинейными дисками. / А.Я. Кузовков, В.Г. Кривоногов, И.Л. Пашолок, Ю.П. Петренко // *Сталь*. – 2002. – № 3. – С. 84-87.
9. Яковченко А.В., Голышков Р.А., Снитко С.А., Ивлева Н.И. Метод компьютерного проектирования калибровок для штамповки заготовок колес широкого сортамента // *Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля*. – Луганськ: вид-во СНУ ім. В. Даля, 2007.– № 7(113). – Ч. 1. – С. 49-59.

Одержано 10.12.2007

Удосконалено технологію процесу штампування колісних заготовок за рахунок попередньої формовки частини ободу та ступиці на заготівельному пресі і гребня на формувальному пресі. Набув розвитку метод комп'ютерного проектування калібровок для широкого сортаменту коліс.

Technology of wheel blank's stamping is improved at the expense of preliminary moulding of rim part and nave on a blank press and ripple on a forming press. The method of the computer calibrations design is developed for the wide assortment of wheels.

Канд. техн. наук М. В. Краев¹, д-р техн. наук В. А. Гринкевич¹,
канд. физ.-мат. наук Т. В. Хлынцева¹, канд. физ.-мат. наук В. С. Краева²

¹Национальная металлургическая академия Украины; ²ДИИТ,
г. Днепрпетровск

ПРИНЦИП ПРОЕКТИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ХОЛОДНОЙ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ НА ОСНОВЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Описан принцип разработки режимов штамповки аустенитной нержавеющей стали, позволяющий повысить ее деформируемость за счет использования внутренних ресурсов пластичности материала заготовок.

Разработка технологических процессов штамповки предполагает рациональное использование ресурса пластичности материала заготовок. Одним из современных направлений развития штамповочного производства является создание технологий обработки стали на основе использования знаний смежных областей науки, например обработки давлением и прикладного материаловедения. В результате возможна разработка нетрадиционных подходов проектирования процессов обработки стали с получением изделий, обладающих уникальным комплексом физико-механических свойств.

Постановка проблемы

При холодной штамповке метастабильных аустенитных сталей изменение фазового состава стали в процессе деформации обычно не принимается во внимание. Однако протекающее в процессе штамповки мартенситное превращение оказывает свое влияние на прочностные и пластические свойства стали, а значит, и на ее штампуемость. Это наиболее актуально при производстве тонкостенных и особотонкостенных изделий, что расширяет возможности их изготовления.

Постановка задачи

Целью данной работы является разработка комплексного подхода при рассмотрении формоизменения и структуры стали, позволяющего корректировать режимы штамповки заготовок с получением необходимых свойств изделий.

Изложение основных материалов исследования

Деформационное мартенситное превращение можно рассматривать как негативный фактор, вызывающий дополнительное упрочнение стали, и как способ повышения ее деформируемости (эффект пластичности, наведенной превращением (ПНП)).

Из литературных данных [1, 2] известно, что эффект ПНП достигается при интенсивном протекании

мартенситного превращения в процессе деформации. Однако какие-либо количественные данные в литературе отсутствуют.

Обеспечение устойчивого деформирования заготовок предполагает увеличение прочности материала при достаточной его пластичности. Прочность обеспечивается наклепом стали, пластичность – релаксацией внутренних напряжений при мартенситном превращении.

Предложено в качестве параметра, характеризующего условия для осуществления ПНП, использовать соотношение относительного изменения количества мартенсита $\Delta f_M = f_M/f_{M0}$ и относительного упрочнения стали $\Delta \sigma_S = \sigma_S/\sigma_{S0}$. В идеальном случае, исходя из условий осуществления эффекта ПНП, в процессе деформации отношение $\Delta f_M/\Delta \sigma_S$ должно иметь постоянные значения, близкие к единице. Таким образом, интенсивность фазового превращения должна соответствовать интенсивности упрочнения стали.

При отклонении значений $\Delta f_M/\Delta \sigma_S$ от единицы один из процессов становится доминирующим, что негативно сказывается на деформируемости стали. Излишний наклеп стали при недостаточном разупрочнении за счет образования мартенсита, ограничивает ее предел деформируемости. А слишком интенсивное мартенситное превращение в пределах перехода штамповки резко уменьшает интенсивность превращения в последующих переходах, чем снижает свое разупрочняющее действие.

Предложено в качестве параметра, характеризующего условия для осуществления ПНП, использовать соотношение относительного изменения количества мартенсита $\Delta f_M = f_M/f_{M0}$ и относительного упрочнения стали $\Delta \sigma_S = \sigma_S/\sigma_{S0}$. В идеальном случае, исходя из условий осуществления эффекта ПНП, в процессе деформации отношение $\Delta f_M/\Delta \sigma_S$ должно иметь постоянные значения, близкие к единице. Таким образом, интенсивность фазового превращения должна соответствовать интенсивности упрочнения стали.

При отклонении значений $\Delta f_M / \Delta \sigma_S$ от единицы один из процессов становится доминирующим, что негативно сказывается на деформируемости стали. Излишний наклеп стали при недостаточном разупрочнении за счет образования мартенсита ограничивает ее предел деформируемости. А слишком интенсивное мартенситное превращение в пределах перехода штамповки резко уменьшает интенсивность превращения в последующих переходах, чем снижает свое разупрочняющее действие.

Проведен ряд экспериментов [3-5] по обжиму и вытяжке тонкостенных заготовок из стали 12X18H10T.

Основное количество переходов обжима осуществляется с близким к оптимальному значению параметром $\Delta f_M / \Delta \sigma_S = 1,23 \div 1,36$ (табл. 1). Исключение составляет первый переход обжима закаленной заготовки, где интенсивность превращения значительно превысила интенсивность упрочнения заготовки. Для достижения высокой деформируемости стали нежелательно использовать разупрочненные заготовки (закалка для аустенитной стали является разупрочняющей термообработкой) с минимальным содержанием мартенсита. Это объясняется более высокой интенсивностью протекания в них процессов упрочнения и фазовых превращений, что увеличивает вероятность раннего достижения предела их деформируемости.

Во втором переходе вытяжки коэффициент $\Delta f_M / \Delta \sigma_S$ принял значение, равное 4,06. В последующих переходах штамповки значения коэффициента близки к единице. Из полученных данных следует, что при содержании мартенсита в структуре стали до 50 % интенсивность превращения может значительно превышать интенсивность упрочнения стали без существенного ущерба деформируемости заготовок. Значения параметра имеют решающее влияние на деформируемость заготовок при критических степенях деформации за переход штамповки и в последних переходах многопереходной штамповки.

Таблица 1 – Значения соотношения $\Delta f_M / \Delta \sigma_S$ при обжипе и вытяжке

Переходы деформации	$K_{об}$ или $K_{выт}$ за переход	$K_{об}$ или $K_{выт}$ суммарный	$\Delta f_M / \Delta \sigma_S$
Обжим			
1	1,10	1,10	1,30
1	1,16	1,16	1,28
1	1,20	1,20	1,36
2	1,14	1,32	1,25
Обжим после закалки			
1	1,16	1,16	2,28
2	1,14	1,32	1,23
Вытяжка			
1	1,25	1,25	1,58
2	1,25	1,52	4,06
3	1,27	1,92	1,02
4	1,15	2,22	0,82

Примечание. $K_{об} = R/r$ и $K_{выт} = R/r$ (R и r – радиусы заготовки и детали соответственно)

Предложенный параметр может использоваться для корректировки режимов деформации разрабатываемых технологических процессов многопереходной штамповки. Алгоритм разработки технологического процесса следующий:

1. Определение прочностных свойств и структуры заготовок в исходном состоянии.
2. Определение закономерностей их изменения в процессе штамповки.
3. Предварительная разработка режимов деформации заготовок по известным методикам.
4. Определение устойчивости заготовки в штампе и значений параметра $\Delta f_M / \Delta \sigma_S$ по предполагаемым переходам штамповки.
5. Корректировка величины деформации за переход штамповки с приближением значений параметра $\Delta f_M / \Delta \sigma_S$ к единице.
6. Фиксирование значений деформации по переходам штамповки.

Реализация приведенного принципа разработки технологического процесса штамповки позволило в максимальной степени реализовать потенциал мартенситного превращения, чем достичь высокого уровня физико-механических свойств (в том числе прочностных) изделий. Применение комплексного подхода, рассматривающего проблему упрочнения стали совместно с изменением ее структуры и свойств, осуществлено при штамповке различных изделий из стали 12X18H10T в условиях Государственного научно-производственного предприятия «Текопром».

Выводы

1. Разработан технологический параметр, характеризующий условия для осуществления эффекта пластичности наведенной превращением. Представлены значения указанного параметра при обжипе и вытяжке заготовок в условиях интенсивного деформационного мартенситного превращения с достижением высокой суммарной степени деформации.
2. Представлен алгоритм проектирования технологических процессов многопереходной штамповки с учетом влияния структурных факторов на деформируемость и свойства металла.

Промышленными экспериментами подтверждена возможность существенного увеличения деформируемости стали в условиях изменения ее фазового состава.

Перечень ссылок

1. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Сталь с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Effects of strain state and strain rate on deformation – induced transformation 304 stainless. Magnetic measurements and mechanical behaviour. S. S. Hecker, M. G. Stout, K. P. Standhammer, J. L. Smith // Met. Trans. A. – 1982. – Vol 13, pt 1. – P. 619-626.
3. Опыт получения тонкостенного полого цилиндрического

кого изделия из стали 12Х18Н10Т с созданием по поверхности ферромагнитных свойств / М.В. Краев, В.А. Гринкевич, В.Г. Рыжов, В.И. Тейковцев // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – № 8-9. – С. 504-506.

4. Гринкевич В.А., Рыжов В.Г., Краев М.В. Прочностные и магнитные свойства холоднодеформированных тонкостенных цилиндрических деталей из стали

12Х18Н10Т // Металл и литье Украины. – 2003. – № 5. – С. 14–15.

5. Краев М.В., Гринкевич В.А., Тейковцев В.И., Краева В.С. Проектирование технологических процессов холодной листовой штамповки с учетом деформационного фазового превращения в стали // Металл и литье Украины. – 2006. – № 11-12. – С. 34-35.

Одержано 17.12.2007

Описано принцип розроблення режимів аустенітної нержавіючої сталі, яка дозволяє підвищити деформівність за рахунок використання внутрішніх ресурсів пластичності матеріалу заготовок.

Principle of the stamping mode for austenite stainless steels elaboration, which allows to raise its deformability due to material plasticity application is shown.

УДК 621.762.4

П. А. Бурлей, д-р техн. наук А. Ф. Тарасов

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЧАСТИЦ ПОРОШКА БРОНЗЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕСПЕЧЕННЫХ ПРЕССОВОК, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И СТАТИКОДИНАМИЧЕСКОМ ПРЕССОВАНИИ

Выполнено экспериментальное исследование механических свойств неспеченных прессовок, полученных из бронзового порошка с дендритной формой частиц, полученных при статическом и статико-динамическом прессовании.

Для получения деталей конструкционного назначения методами порошковой металлургии необходимо обеспечить высокую плотность прессовок, так как такие детали работают при высоких нагрузках. При использовании статического прессования технология получения деталей включает несколько этапов: прессование, промежуточное спекание, допрессовка, окончательное спекание. Такая технология позволяет получать прессовки с высокой плотностью и точностью геометрических параметров, например зубчатые колеса [1]. Детали с высокой плотностью можно также получить, используя технологию, которая включает горячую штамповку предварительно подпрессованных образцов [2]. При динамическом воздействии на порошок плотность образцов выше, чем при статическом прессовании [2]. Однако динамическое воздействие обладает рядом недостатков, таких как недостаточная геометрическая точность получаемых изделий, низкие значения КПД при ударе, вибрации фундамента. Эти недостатки приводят к тому, что динамическое воздействие при прессовании порошков применяется относительно редко, в основном при мелкосерийном и единичном производстве. В работах [3-4] исследован процесс статико-динамического (СТД)

прессования различных порошков. Исследовано влияние параметров СТД нагружения на плотность и прочность неспеченных прессовок из различных порошков. Однако влияние формы частиц на параметры прессовок не рассматривались.

Целью работы является изучение влияния формы частиц порошка на прочность неспеченных прессовок, полученных СТД прессованием.

Для изучения влияния формы частиц и параметров СТД прессования на прочность прессовок применяли бронзовый порошок сферической и дендритной формы (рис. 1).



Рис. 1. Вид частиц порошка, имеющих дендритную форму

Состав основных легирующих компонентов порошка: олово – 7,5 %, фосфор – 0,65 %. Гранулометрический состав бронзового сферического порошка и порошка с дендритной формой частиц определяли путем просеивания через набор сит с различными диаметрами отверстий. Результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Гранулометрический состав бронзовых порошков

Диапазон размеров частиц (мкм)	500-355	355-250	250-125	125-63
Порошок со сферической формой частиц				
Вес фракции (г)	28,016	22,420	1,128	0,230
%	53,68	42,95	2,16	1,21
Порошок с дендритной формой частиц				
Вес фракции (г)	0,329	0,841	13,587	4,976
%	1,67	4,26	68,85	25,22

Исследование гранулометрического состава показало, что основная масса частиц сферического порошка распределена между двумя фракциями: с размером частиц в интервале 500-355 мкм – 54 % и 355-250 мкм –

43 %. Для порошка с дендритной формой частиц основную массу порошка тоже составляют две фракции, но меньшего размера: 69 % частиц имеют размер 250-125 мкм и 25 % – имеют размер частиц 125-63 мкм.

Для получения образцов в матрице с размерами полости 55×10 мм и испытания на трехточечный изгиб применялись методики, приведенные в работе [4]. Условия получения, средние значения параметров прессовок из порошка с дендритной формой частиц и результаты испытаний прессовок на трехточечный изгиб приведены в таблице 2.

Эксперименты по прессованию порошка с дендритной формой частиц показали, что прочность образцов повышается с увеличением плотности и для статического, и для СТД прессования (рис. 2). Максимальная плотность и прочность образцов достигается при наиболее интенсивном режиме СТД прессования: плотность образцов 8,73 г/см³ (99 %), прочность $\sigma_{изг} = 61,5$ МПа. Явления перепрессовки, когда с увеличением параметров прессования прочность брикетов снижается, не наблюдалось. Для брикетов из сферического порошка увеличение параметров прессования свыше 1145 МПа и $E = 1,3$ кДж приводило к перепрессовке.

Таблица 2 – Параметры и результаты испытаний прессовок на трехточечный изгиб

№ режима прессования	$P_{см}$, МПа	E , кДж	$E_{уд}$, Дж/г	V , м/с	ρ , г/см ³	$\bar{\rho}$, %	$P_{разр}$, Н	$\sigma_{изг}$, МПа
1	400	–	–	0,005	6,79	77,0	282	8,9
2	782	–	–	0,005	7,66	86,8	705	25,1
3	1145	–	–	0,005	8,34	94,5	940	38,2
4	400	1,3	36,2	5,7	8,29	94,0	893	36,5
5	782	1,3	36,1	5,7	8,36	94,7	1008	45,0
6	1145	1,3	36,8	5,7	8,52	96,6	1135	50,2
7	782	2,9	83,8	8,5	8,70	98,6	1407	61,0
8	1145	2,9	81,8	8,5	8,73	99,0	1039	61,5

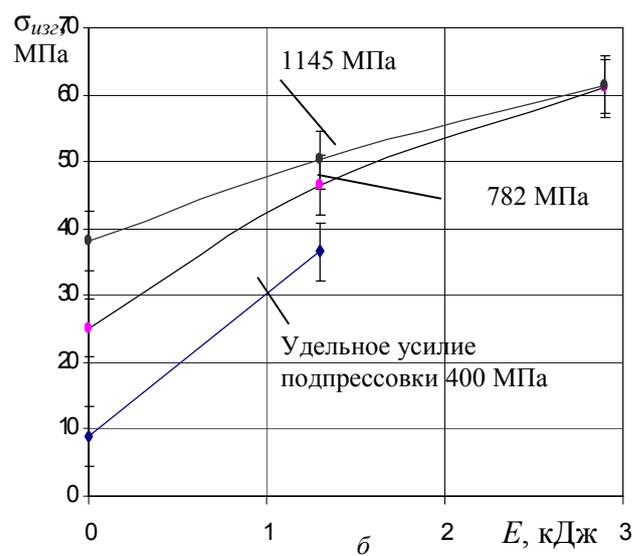
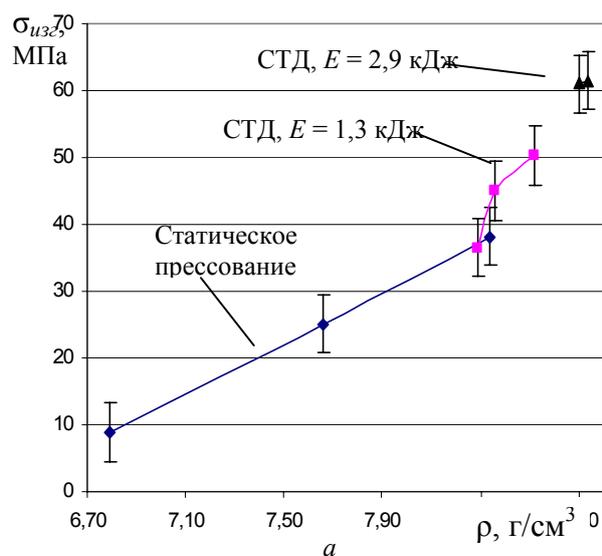


Рис. 2. Прочность прессовок из бронзы с дендритной формой частиц:

a – в зависимости от плотности; b – в зависимости от энергии удара

С увеличением энергии удара влияние удельного усилия подпрессовки на прочность снижается и при значении 2,9 кДж практически не приводит к изменению параметров прессовок (рис. 2). Прирост плотности и прочности, обусловленный динамической составляющей, относительно образцов, полученных статическим прессованием, приведен в табл. 3.

Таблица 3 – Плотность образцов, полученных статическим прессованием, и прирост плотности и прочности, обусловленный динамической составляющей нагрузки

Удельное усилие, $P_{ст}$, МПа	Статическое прессование		СТД прессование, прирост показателей при:			
			$E = 1,3$ кДж		$E = 2,9$ кДж	
	ρ , г/см ³	$\sigma_{изз}$, МПа	$\Delta\rho$, г/см ³	$\Delta\sigma_{изз}$, МПа	$\Delta\rho$, г/см ³	$\Delta\sigma_{изз}$, МПа
400	6,79	8,9	1,5	27,6	–	–
782	7,66	25,1	0,7	17,9	1,0	35,9
1145	8,34	38,2	0,2	12,0	0,4	23,3

С увеличением давления подпрессовки величина прироста плотности и прочности при одинаковой энергии удара снижается (табл. 3). Так, при получении образцов по режимам № 7 и № 8 при увеличении давления подпрессовки на 46 % прирост плотности уменьшился на 60 %, а прочности – на 35 %. Это обусловлено тем, что с увеличением давления подпрессовки жесткость образцов растет и увеличивается часть энергии удара, которая тратится на упругую деформацию системы в целом (оснастка, шток ударного гидроцилиндра и другие детали машины). Одновременное увеличение параметров ударной допрессовки в этом случае приводит к снижению стойкости оснастки и КПД удара, поэтому необходимо выбирать параметры процесса таким образом, чтобы при ударной доштамповке гарантировать определенную долю пластической деформации. Максимальный прирост параметров образцов обеспечивался при 400 МПа (табл. 3), однако в данном случае абсолютные значения плотности и прочности ниже, чем полученные при более высоких давлениях. Таким образом, рациональный диапазон подпрессовки для данного порошка лежит в интервале 780-1145 МПа.

В ходе эксперимента получены образцы из порошка с дендритной формой частиц с пористостью до 1 %, а из сферического – до 4,5 %, структура которых приведена на рис. 3. Границы между частицами на поверхности образца (рис. 3, б) просматриваются только при увеличении в 400 раз.

После разрушения образцов из порошка со сферической формой частиц наблюдалось отделение частиц порошка, так как механическое зацепление частиц незначительно и прочность внутренних слоев прессовок ниже, чем поверхностных, которые контактировали с инструментом. При испытаниях образцов из порошка с дендритной формой частиц такого разрушения не наблюдалось, а прочность образцов значительно выше прочности прессовок из сферического порошка при всех режимах нагружения.

В ходе экспериментов выявлено, что при одинаковой плотности прочность полученных и исследованных образцов из данного вида порошка при использовании СТД прессования выше, чем прочность образцов, полученных статическим прессованием. Величина прироста прочности образцов из порошка с дендритной формой частиц за счет изменения характера нагружения составляет 6,8 МПа (16,6 %) при плотности 8,36 г/см³ (образцы № 3 и № 5).

Повышение прочности прессовок, полученных СТД прессованием, по сравнению с прессовками, полученными статическим прессованием, при их равной плотности можно объяснить локализацией деформаций на контакте частиц [4]. Кроме того, дендритная форма частиц способствует образованию прочного механического зацепления между частицами независимо от метода прессования.

Прирост прочности неспеченных прессовок, полученный за счет ударной доштамповки (образцы № 3 и № 6), составил 31 %. Для сферического порошка бронзы максимальный прирост прочности образцов в аналогичных условиях составил 53 %. Таким образом, при прессовании порошка со сложной формой частиц увеличивается влияние механического зацепления частиц на прочность образцов, а степень влияния динамической доштамповки на прочность при СТД нагружении меньше, чем для сферического порошка.

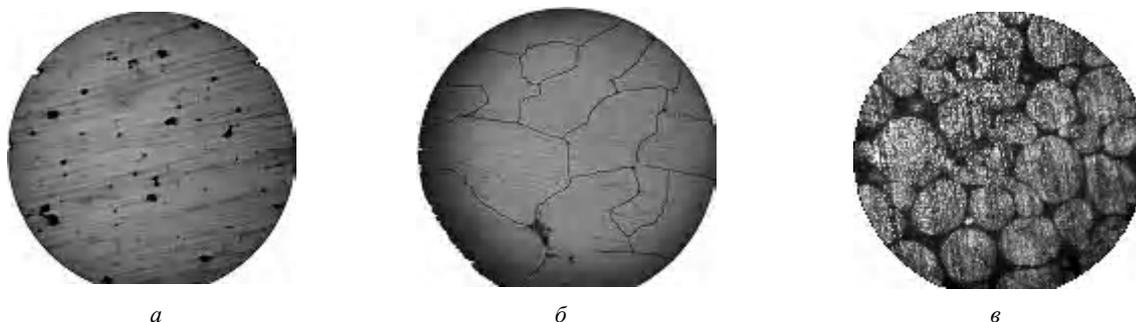


Рис. 3. Структура образцов из порошка бронзы с дендритной формой частиц при различном увеличении (а, б) и сферического порошка (в), полученных СТД прессованием:

а, б – $\bar{\rho} = 99 \% (\times 100)$ и $(\times 400)$; в – сферический порошок, $\bar{\rho} = 93,6 \% (\times 100)$

Выводы

1. Применение СТД прессования позволило получить из порошка бронзы с дендритной формой частиц образцы с пористостью до 1 %, а из сферического – до 4,5 %.

2. Прирост прочности неспеченных прессовок, полученный за счет ударной доштамповки (образцы № 3 и № 6), составил 31 %. По сравнению с прессованием сферического порошка бронзы (53 % прироста прочности в аналогичных условиях), увеличение прочности за счет СТД прессования порошков со сложной формой частиц снижается, что обусловлено влиянием на прочность прессовок механического зацепления частиц.

3. По сравнению со статическим прессованием прирост прочности прессовок при СТД прессовании за счет изменения характера нагружения составил для порошка бронзы с дендритной формой частиц 16,6 % при одинаковой плотности образцов (образцы № 3 и № 5).

4. В качестве рационального режима получения прессовок из порошка бронзы с дендритной формой частиц, как и для сферического порошка, может быть рекомендовано СТД прессование с удельным усилием 1145 МПа и энергией удара $E = 1,3$ кДж. Дальнейшее увеличение параметров прессования приводит к

снижению КПД ударной доштамповки и стойкости штамповой оснастки, а для сферического порошка увеличение параметров прессования свыше указанных значений приводит к снижению прочности брикетов.

Перечень ссылок

1. Шакиров А.М. Изготовление шестерен масляных насосов из низколегированных порошковых сталей // Порошковая металлургия, № 3. – 1989. – С. 92-95.
2. Рябичева Л.А., Кравцова Ю.В. Влияние высоких скоростей деформации на деформирование пористых заготовок при динамическом нагружении // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії та машинобудуванні: Темат. Зб. наук. пр. – Краматорськ-Слов'янськ, 2003. – С. 246-251.
3. Тарасов А.Ф., Роганов Л.Л., Соннов А.П. Исследование стагикодинамического брикетирования порошковых материалов // Сб. науч. ст. /Крамат. индустр. ин-т. – Краматорск, 1993. – Вып. 1. – С.26-34.
4. Тарасов А.Ф., Бурлей П.А. Влияние параметров стагикодинамического нагружения на изгибную прочность неспеченных прессовок // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. В 2-х ч. – Ч. 1. – Луганськ: вид-во СНУ ім. В. Даля, 2006. – № 6 (100). – С.61-67.

Одержано 10.12.2007

Виконано експериментальне дослідження механічних властивостей неспечених пресовок, які одержані із бронзового порошку з дендритною формою частинок, які одержані при статичному та статикодинамічному пресуванні.

The experimental research of mechanical properties of non-coagulated compact received from bronze powder with dendritic particle shape obtained by static and static-dynamic pressing was carried out.

УДК 621.983

Канд. техн. наук Е. Т. Белый

Национальный технический университет, г. Запорожье

РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ – ФАКТОР СНИЖЕНИЯ МЕТАЛЛОЕМКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТОНКОЛИСТОВОЙ СТАЛИ

Приведен анализ и исследования влияния нерегулярного и регулярного рельефа поверхности листа на металлоемкость штампованных деталей. Установлена зависимость регулярного макрорельефа листа и металлоемкости деталей. Определены режимы прокатки и параметры макрорельефа листа для уменьшения металлоемкости деталей.

Основные направления улучшения металлических материалов [1] для автомобилестроения на период 2006-2015 гг. – это:

- совершенствование топографии по параметрам шероховатости, волнистости, плотности пиков, лицевой поверхности и листа в целом;
- применение консервационно-технологических масел, микролегированных сталей повышенной прочности;
- повышение коэффициента использования материалов;

- совершенствование нормативной документации на металлопрокат, в т.ч. ГОСТ 9045-93 и ТУ.

Тенденции снижения расхода металла и массы изделий стимулируют применение тонколистовой холоднокатанной стали повышенной прочности. С уменьшением толщины листов успешность их применения в значительной степени зависит от решения технологических вопросов контактного взаимодействия металла с инструментом при штамповке и специфики процессов формообразования деталей.

Различия в требованиях к качеству нелицевой и лицевой поверхности листа для лицевых кузовных деталей автомобилей отражено в существующих стандартах только с позицией требований к качеству их покрытий.

Анализ контактных условий деформирования при штамповке деталей [2] позволил дифференцировать поверхности взаимодействия листа с инструментом по характеру их влияния на успешность процесса штамповки и в зависимости от варианта формообразования оболочковых деталей, установить позитивное и негативное влияние сил трения в каждом из процессов. Более полное обеспечение дифференциации сил контактного трения в каждом из процессов формообразования существенно увеличивает возможности получения оболочковых деталей из тонколистовых материалов, т.к. доля сил трения [3] составляет от 27 до 45 % от усилия деформирования в зависимости от условий смазки.

Формирование сил контактного трения в значительной степени определяет шероховатость поверхности листа [4] и инструмента. Рифления на поверхности пуансонов [5] создают локальные зоны затрудненного течения металла с уменьшением деформаций в опасных сечениях деталей. Увеличение шероховатости поверхностей листовой стали [4, 6] обеспечивает снижение сил трения во всех зонах контактирования листа с инструментом, в том числе и тех, где оно негативно влияет на эффективность процесса формообразования деталей. В результате общий эффект от снижения сил трения в этом случае не значительный.

Применение листовой стали с различной шероховатостью поверхностей [7, 8] существенно увеличивает эффективность процесса формообразования и качество деталей. Появляется возможность не только учесть существенно различные требования к поверхностям деталей с точки зрения качества покрытий, но и обеспечить дифференциацию сил трения по контактным зонам в соответствии с необходимостью их увеличения или снижения.

Однако и в этом варианте возможности уменьшения сил трения ограничены случайным нерегулярным характером рельефа поверхностей листа, который формируется в процессе его дрессировки в валках после дробеструйной или электроэрозионной обработки поверхности. Характеристика такого рельефа по стандарту – среднеарифметическое отклонение профиля поверхности – R_a , мкм не позволяет оценить фрикционные свойства рельефа поверхности. В этом плане важными трибологическими характеристиками рельефа поверхности листа являются регулярность неровностей и кривая опорной поверхности – относительный показатель распределения металла и вершин по высоте профиля.

Нерегулярный рельеф поверхности листа (рис. 1, а) можно характеризовать как совокупность точечных выступов со случайным распределением их по высоте профиля. При осадке выступов под действием нормальной – F_n и сдвиговой – F_t нагрузки в контактных процессах при формоизменении листа смазка практически свободно перетекает между неровностями микрорельефа. Вероятность «блокирования» ее микрообъемов между сминаемыми вершинами мала (рис. 2, б), а их количество незначительно.

С увеличением шероховатости поверхности (рис. 2, а) вероятность роста микрообъемов «блокированной» смазки и их количество растет, что обуславливает соответствующее уменьшение сил контактного трения, т.к. доля поверхности, на которой преимущественно формируются силы трения, по сравнению с поверхностью воспринимающей нормальную нагрузку, уменьшается (рис. 2, б). Одновременно, как следует из рис. 1, б, с увеличением высоты неровностей – R_{max} изменяется распределение материала по высоте рельефа шероховатости поверхности, что указывает на возможность снижения металлоемкости листа при его неизменной толщине.

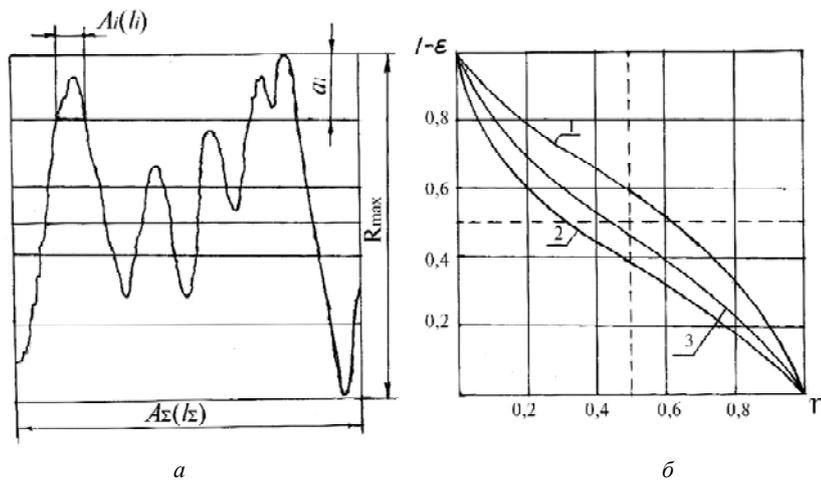


Рис. 1. Профиль (а) и кривые опорной поверхности (б) зависимостей $\eta = f(\varepsilon)$ относительной площади сечения $\eta = \frac{A_i}{A_\Sigma}$ от

относительного сближения (уровня сечения) $\varepsilon = \frac{a_i}{R_{max}}$, для нерегулярного микрорельефа поверхности листовой стали:

1 – 0,8...1,6 мкм R_a ; 2 – 3,7... 4,0 мкм R_a ; 3 – 4,4... 5,0 мкм R_a

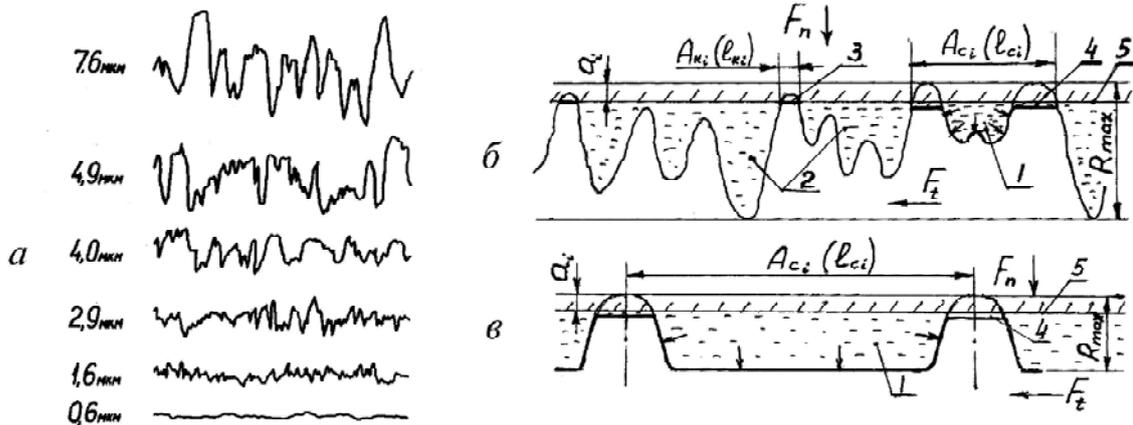


Рис. 2. Характерные профилограммы нерегулярного микрорельефа листовой стали (а) и схемы взаимодействия нерегулярно (б) и регулярного (в) рельефов с поверхностью инструмента, %:

а) вертикальные увеличения $\times 1000$, горизонтальные $\times 40$; б) 1 – участки «блокированной» смазки; 2 – участки свободного перетекания смазки; 3 – участки непосредственного контакта; 4 – участки контактной поверхности разделенные выдавливаемой из «блокированных» микрообъемов смазки

Наиболее полно эффект «блокирования» смазки и возможности снижения металлоемкости листа проявляются при создании на его поверхности регулярно-ячеистого макрорельефа [9, 10, 11, 12]. Основа эффекта в перераспределении материала по высоте рельефа, увеличении и расположении выступов, образующих регулярный ячеистый рельеф (рис. 2, в).

В этом варианте рельеф срабатывает на «блокирование» смазки в начальный момент контактирования листа с инструментом. Осадка макрорельефа в процессе деформирования поверхности приводит к выдавливанию «заблокированной» в ячейках смазки, разделению поверхностей листа и инструмента в течение практически всего процесса.

Первичными критериями при определении параметров макрорельефа поверхности тонколистовой стали групп ГВ для глубокой вытяжки и ОСВ для особо сложной вытяжки были: эффективность листа при формообразующих операциях и отсутствие следов продавливания рельефа на лицевую поверхность деталей.

Получение макрорельефа с шагом неровностей 0,5...1,25 мм различной высоты [13] осуществлялось в процессе прокатки листовой стали 08 Ю толщиной 1 мм с обжатиями от 2 до 12 % в валках с соответствующей обработкой для формирования нелицевой ячеистой поверхности и лицевой с шероховатостью случайного микрорельефа в пределах требований ГОСТ.

Величина обжатий контролировалась степенью деформаций по длине листов – ε_1 . С учетом закона постоянства объемов $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$. В условиях отсутствия деформаций по ширине листов $\varepsilon_2 = 0$, $\varepsilon_1 = -\varepsilon_3$. Однако при макропрофилировании поверхности равенство по абсолютной величине деформаций

по длине и толщине листов нарушается, т.е. $\varepsilon_1 \neq -\varepsilon_3$. В этом случае удлинение листа является суммарным результатом его утонения t_1/t_0 , измеренного по вершинам неровностей поверхностей, и формирования ячеек макрорельефа – М. Влиянием формирования микрорельефа лицевой поверхности листа, вследствие его малости, можно пренебречь.

Увеличение шага неровностей макрорельефа – p приводит к увеличению деформаций по толщине листа (рис. 3) и высоты неровностей (рис. 4) с увеличением обжатия при макропрофилировании.

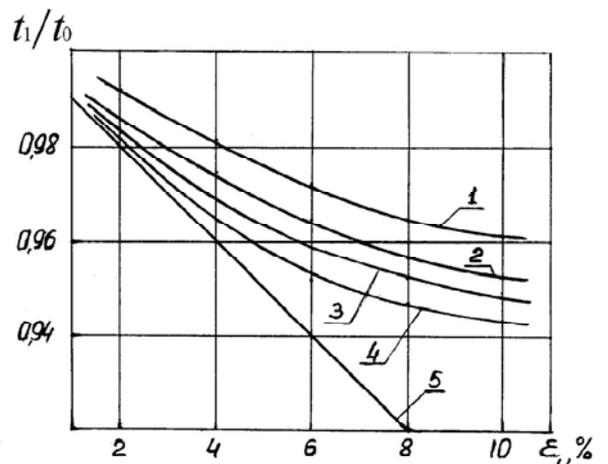


Рис. 3. Зависимость относительной толщины t_1/t_0 от степени продольной деформации – ε_1 листовой стали в процессе обжатия при макропрофилировании поверхности прокаткой. Шаг макрорельефа: 1 – 0,5 мм; 2 – 0,75 мм; 3 – 1,0 мм; 4 – 1,25 мм; 5 – микрорельеф 0,8...1,6 мкм R_a .

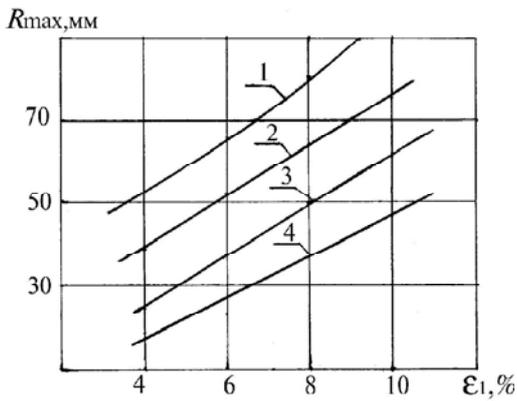


Рис. 4. Зависимость высоты макрорельефа – R_{\max} от степени деформации – ε_1 листовой стали при прокатке.

Шаг макрорельефа:
1 – 0,5 мм; 2 – 0,75 мм; 3 – 1,0 мм; 4 – 1,25 мм

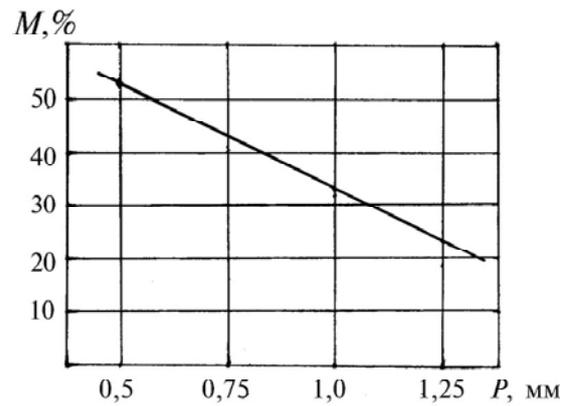


Рис. 5. Зависимость доли снижения металлоемкости за счет формирования ячеек макрорельефа –

$M = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}{\varepsilon_1} \cdot 100\%$ от величины шага макрорельефа при макропрофилировании листовой стали

При постоянном обжатии, например 6 %, с увеличением шага с 0,5 до 1,25 мм глубина ячеек (высота профиля R_{\max}) уменьшается с 65 до 28 мм. Доля удлинения листа за счет формирования ячеек –

$$M = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}{\varepsilon_1} \cdot 100\%$$

падает с 53 до 23 % (рис. 5), что связано с уменьшением доли канавок на контактной поверхности валков, для затекания металла, формирующего высоту профиля макрорельефа.

Из характера кривых опорной поверхности макрорельефа (рис. 6, б) следует, что с увеличением шага макрорельефов – p с 0,5 до 1,25 мм (рис. 6, а), количество материала, формирующего вершины, уменьшается почти на треть, а объем впадин соответственно возрастает. Еще более существенное перераспределение материала происходит при перехо-

де от случайного микрорельефа к макрорельефу поверхности.

Некоторое увеличение объема металла в верхней части макрорельефа по сравнению со случайным микрорельефом $R_a = 0,8 \dots 1,6$ мкм позволяет оптимизировать сминаемость рельефа поверхности (рис. 6, б).

Формирование макрорельефа сопровождается ростом предела прочности – σ_B в диапазоне обжатий 8...10 % на 10...12 %, предела текучести на 64...66 %, что свидетельствует о потере пластичности металла в связи с его упрочнением (рис. 7).

Оценка штампуемости металла по методу Свифта путем вытяжки цилиндрического колпачка и формовки лунки по методу Эриксона позволила установить существенное влияние макропрофиля поверхности на условия контактного трения в процессах деформирования листов.

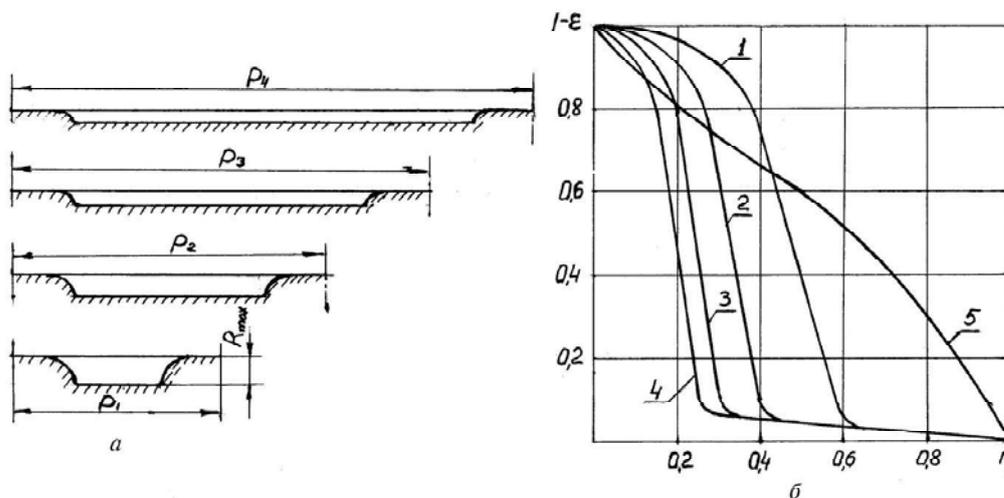


Рис. 6. Относительные размеры сечений макрорельефа и кривые опорной поверхности рельефов листовой стали. Шаг макрорельефа: 1 – 0,5 мм; 2 – 0,75 мм; 3 – 1,0 мм; 4 – 1,25 мм; 5 – поверхность с нерегулярным микрорельефом 0,8-1,6 мкм R_a

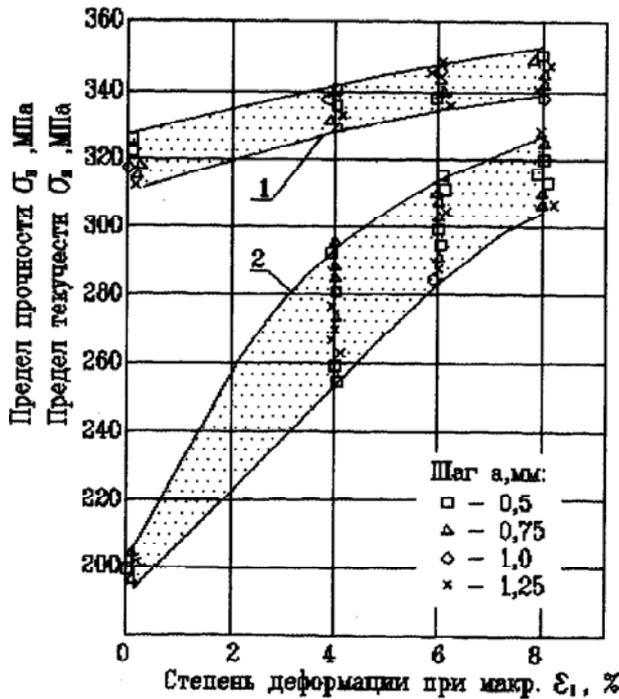


Рис. 7. Зависимости предела текучести – σ_T и предела прочности – σ_B тонколистовой стали толщиной 1 мм от степени деформации – ϵ_1 при формировании макрорельефа с шагом: \square – 0,5 мм; \triangle – 0,75 мм; \diamond – 1,0 мм; \times – 1,25 мм

Установлено (рис. 8), что в процессах формообразования детали за счет перетекания металла с фланцевых частей заготовки – вытяжкой, штампуемость металла, макропрофилированного с обжатиями до 6 %, растет при расположении поверхности с макропрофилем к матрице (рис. 8, кривая 2) и падает при обратном расположении (рис. 8, кривая 1).

В варианте 1 падение штампуемости происходит в связи со снижением пластичности металла и неблагоприятными контактными условиями деформирования в виде снижения трения в зонах контакта пуансона с макропрофилированной поверхностью и повышения трения в зонах контакта с матрицей лицевой поверхности с шероховатостью 0,8...1,6 мкм R_a .

В варианте 2 влияние снижения пластичности металла перекрывается реализацией позитивных для вытяжки условий трения – уменьшения при контактировании матрицы с макропрофилированной поверхностью листов и увеличения между контактной поверхностью пуансона и лицевой поверхностью листа.

Результаты испытаний при формовке (рис. 9) находятся в полном соответствии с ранее изложенными при вытяжке с учетом специфики влияния сил трения при формовке. Увеличении глубины лунки – $H_{Эр}$ наблюдалось (рис. 9, кривая 1), при расположении макропрофилированной поверхности листа к пуансону и уменьшение при обратном расположении (рис. 9, кривая 2).

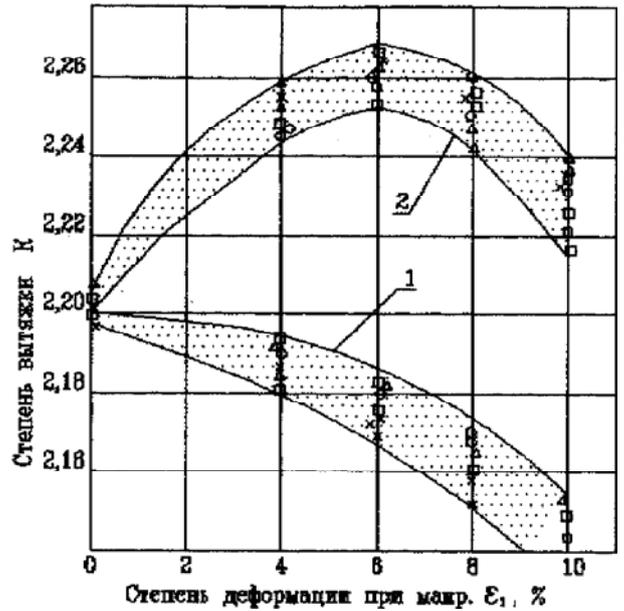


Рис. 8. Зависимости степени вытяжки – K по Свифту от степени деформации – ϵ_1 тонколистовой стали толщиной 1 мм при формировании макрорельефа поверхности (МП) с шагом: \square – 0,5 мм; \triangle – 1,0 мм; \times – 1,25 мм; \diamond – 0,75 мм; 1 – поверхность с МП контактирует с пуансоном; 2 – с матрицей

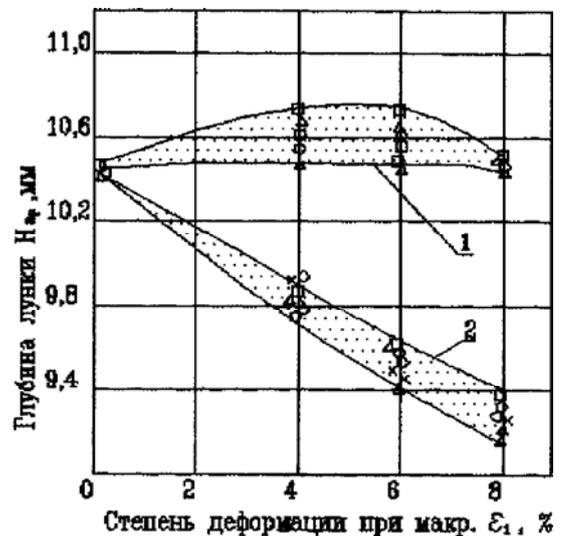


Рис. 9. Зависимости глубины лунки по Эриксену – $H_{Эр}$ от степени деформации – ϵ_1 тонколистовой стали толщиной 1 мм при формировании макрорельефа поверхности (МП) с шагом: \square – 0,5 мм; \triangle – 1,0 мм; \times – 1,25 мм; \diamond – 0,75 мм; 1 – поверхность с МП контактирует с пуансоном; 2 – с матрицей

Увеличение обжатий при макропрофилировании до 10-12 % приводит штампуемость листа на исходный до макропрофилирования уровень, что обусловлено преимущественным влиянием, в этом диапазоне обжатий, потери пластичности листа в балансе факторов, определяющих его штампуемость.

По результатам исследований для листовой стали толщиной 1 мм применение листов с шагом макрорельефа 1,25 мм нецелесообразно для лицевых деталей по причине его возможного продавливания при штамповке на лицевую поверхность, а листов шагом рельефа 0,5 мм как менее эффективного для снижения металлоемкости деталей.

Результаты исследований [12, 13] и решений в соответствии с авторскими свидетельствами и патентами [7, 9, 10, 11] легли в основу разработанных технологий, оборудования и инструмента для получения тонколистовой стали с макрорельефом поверхности в линиях штамповки деталей и предварительного макропрофилирования поверхности листов в кузовном производстве «ЗАТ ЗАЗ».

Выводы

Применение технологий получения и штамповки листа с макропрофилем поверхности обеспечивает снижение металлоемкости деталей на 4-8 % при одновременном повышении их прочности на 8-10 %. Результаты исследований и технологии могут использоваться в прокатном производстве тонколистовой стали.

Перечень ссылок

1. Основные направления развития металлических материалов для легкого автомобилестроения на период 2006-2015 г. / С.З. Афонин, А.К. Тихонов // Сталь, 2006. – № 11. – С. 146-148.
2. Исаченков Е.И. Контактное трение и смазки при обработке металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1978. – 208 с.
3. Белый Е.Т. Влияние различной шероховатости поверхности сторон тонколистовой холоднокатаной малоуглеродистой стали на ее штампуемость: Автореферат дис. ... канд. техн. наук. Спец. 05.16.05. – Днепропетровск. 1976. – 23 с.

4. Влияние микрогеометрии поверхности холоднокатаной малоуглеродистой тонколистовой стали на ее штампуемость. / С.З. Юдович, Л.И. Живов, Д.Е. Цивирко, Е.Т. Белый // Гос. регистрация № 50144, М., 1964 г.
5. А.с. 489608 СССР В23р. 1/00. Способ получения шероховатой поверхности/ С.З. Юдович, П.А. Михайлов, Е.Т. Белый, Л.И. Живов и др. – № 2006932; Заявлено 21.03.74, Опубл. 30.10.75, Бюл. № 40.
6. Шероховатость поверхности листа для глубокой вытяжки. // А.П. Чекмарев, В.И. Мелешко, А.П. Кагайлов, В.Л. Мазур // Сталь. – 1969. – № 12. – С. 1108-1111.
7. А.с. 260575 СССР В21в. Способ изготовления листового металла / С.З. Юдович, Л.И. Живов, Е.Т. Белый, Н.А. Шулико и др. – № 1288811; Заявлено 10.12.68, Опубл. 6.01.10, Бюл. № 4.
8. Влияние различной шероховатости поверхности сторон холоднокатаной листовой стали на ее свойства /А.П. Чекмарев, С.З. Юдович, В.И. Мелешко, Е.Т. Белый // Сталь. – 1971. – № 6. – С. 530-532.
9. А.с. 427749 СССР В21в 1/38 Способ поверхностной обработки листового металла давлением. / С.З. Юдович, П.А. Михайлов, Л.И. Живов, Е.Т. Белый и др. – № 1860668, Заявлено 28.12.72, Опубл. 1974 г., Бюл. №18.
10. А.с. 1084091 СССР В21в 1/38 Способ обработки поверхности листа /Е.Т. Белый, Л.М. Белач, С.И. Кравчун и др. – № 3552468, Заявлено 17.02.83, опубл. 17.04.84. № 13
11. Патент України 18803 В21в 1/38. Спосіб обробки поверхні листа /С.Т. Білий, В.Є. Білий, С.І. Кравчун, М.А. Потіп. – № 4782382, Заявл. 15.01.90, Надрук. 25.12.97, Бюл. № 6.
12. Исследование возможности использования листовой стали со специальным макропрофилем поверхности для снижения металлоемкости кузовных деталей автомобилей ЗАЗ-966 и ЗАЗ-968. (Закл. отчет) /Запорожский машиностроительный институт им. В.Я. Чубаря; Руководитель темы Е.Т. Белый. – № ГР 01820077180. – Запорожье, 1982 г. – 43 с.
13. Разработать оптимальные параметры макропрофиля поверхности холоднокатаной тонколистовой стали для снижения металлоемкости деталей автомобиля и проверить технологический процесс изготовления деталей в условиях опытного производства (Отчет) / Запорожский машиностроительный институт им. В.Я. Чубаря; Руководитель темы Е.Т. Белый. – № ГР 01820077180. – Запорожье, 1984 г. – 74 с.

Одержано 17.12.2007

Наведено аналіз та дослідження впливу нерегулярного і регулярного рельєфу поверхні листа на металомісткість штампованих деталей. Установлена залежність регулярного макрорельєфу листа і металомісткості деталей. Визначені режими прокатки та параметри макрорельєфу листа для зменшення металомісткості деталей.

Research and analysis of influence of regular and irregular profile applied on a surface of thin sheet steel over stamping parts mass reduction are performed. The dependence of regular macroprofile parameters and stamping parts mass reduction is established. The appropriate regimes of sheet rolling and parameters of macro profile for stamping parts mass reducing are founded.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 534.1:534.232

Д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв, М. А. Безверха

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

РОЗПОВСЮДЖЕННЯ В'ЯЗКОПРУЖНИХ ХВИЛЬ У ТІЛАХ З НЕОДНОРІДНОЮ СТРУКТУРОЮ

У роботі розглянуто процес розповсюдження в'язкопружних хвиль у твердих тілах з неоднорідною багат шаровою структурою при дії на них нестационарного нерівномірно розподіленого по поверхні навантаження. Використано інтегральні перетворення по двох просторових змінних у сполучі зі скінченно-різницевою апроксимацією по третій просторовій координаті та часовій змінній.

Проблеми, пов'язані з розв'язком динамічних нестационарних задач теорії пружності та в'язкопружності, виникають при розрахунках на міцність та жорсткість деталей машин, елементів конструкцій, підземних споруд, на які діють ударні навантаження або навантаження, що залежать від часової змінної. Ці навантаження іноді викликають напруження і деформації, що значно перевершують відповідні статичні навантаження та не можуть бути врахованими коефіцієнтами динамічності, які застосовуються у розрахунковій практиці. Часто подібних розрахунків вимагають об'єкти складної неоднорідної багат шарової структури [1], [2] що пов'язано з їх кращим опором динамічним навантаженням. Наприклад, захисні оболонки атомних електростанцій, що складають з двох чи трьох сталевих та бетонних шарів, розраховуються на ударні навантаження при можливому падінні літака та на нестационарні навантаження від різкого підвищення внутрішнього тиску при газопаровому вибуху. У сучасних умовах при побудові підземних споруд таких, як метро, тунелі, особливо у сейсмонезбезпечних районах, застосовуються багат шарові конструкції з демпфуючими шарами. Такі конструкції також розраховуються на динамічні навантаження від дії землетрусів та робочих навантажень. Багат шарові захисні покриття із полімерних матеріалів, що мають демпфуючі властивості, а також ґрунти зазвичай мають виражені реологічні властивості [3]. Це вимагає в динамічних розрахунках враховувати також такі явища, як повзучість та релаксація, що можуть бути описані співвідношеннями лінійної теорії в'язкопружності. При цьому, маловивченим залишається питання про розповсюдження пружних хвиль у тілах, що складаються з різномінеральних матеріалів. У роботі розглянуті питання застосування для розв'язку вказаних задач інтеграль-

них перетворень у поєднанні з сучасними чисельними методами розв'язку рівнянь теорії в'язкопружності. Таке поєднання дозволяє використовувати переваги чисельних та аналітичних методів для розрахунків багатоконпонентних та багат шарових конструкцій і тіл.

Постановка задачі

Розглянемо нестационарну задачу для просторового в'язкопружного тіла з багат шаровою структурою необмеженого у напрямках осей x_1 , x_2 (рис. 1). При цьому, матеріали шарів можуть бути неоднорідними у напрямку осі x_3 , але однорідними вздовж осей x_1 , x_2 . На поверхнях $x_3 = 0, H$ задаються нормальні та дотичні навантаження або переміщення точок тіла. Контакт між шарами жорсткий, тобто напруження та переміщення на поверхнях контакту неперервні.

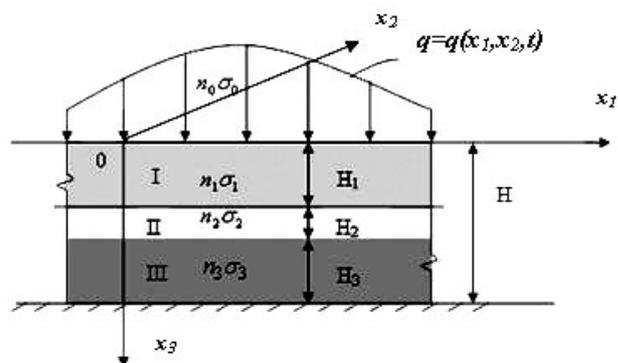


Рис. 1. Схема прикладення навантаження до в'язкопружного трьохшарового тіла

Запишемо рівняння руху [4] в'язкопружного тіла у переміщеннях в тензорному вигляді

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\delta_{ij} L \cdot \varepsilon + M \cdot \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \right), \quad (1)$$

де $\bar{u}(u_1, u_2, u_3)$ – вектор переміщень точок тіла;
 $i, j = 1, 2, 3$;

ρ – щільність матеріалу; $\varepsilon = \text{div}(\bar{u})$ – об'ємна деформація;

L, M – оператори в'язкопружності, що у позначеннях Больцмана мають вигляд

$$L = \lambda \left(1 - \int_0^t \Lambda(t - \tau) \cdot 1 d\tau \right), \quad (2)$$

$$M = \mu \left(1 - \int_0^t \Gamma(t - \tau) \cdot 1 d\tau \right), \quad (3)$$

де λ, μ – коефіцієнти пружності; $\Lambda(t - \tau), \Gamma(t - \tau)$ ядра операторів в'язкопружності.

Так ядра операторів релаксації у найпростішому випадку можуть бути представлені у вигляді

$$\Gamma(\xi) = \alpha_1 e^{-\beta \xi}, \quad \Lambda(\xi) = \alpha_2 e^{-\beta \xi}, \quad (4)$$

де параметри $\alpha_1(\bar{r}), \alpha_2(\bar{r}), \beta(\bar{r})$ – змінні параметри в'язкопружності, що характеризують реологічні властивості матеріалу.

Початкові умови задачі:

$$\begin{cases} \bar{u}(x, 0) = 0 \\ \frac{\partial \bar{u}(x, 0)}{\partial t} = 0. \end{cases} \quad (5)$$

Застосуємо до рівняння руху інтегральні перетворення Фур'є по координатах x_1 і x_2 та одержимо систему рівнянь у частинних похідних у просторі зображень

$$\rho \frac{\partial^2 U_k}{\partial t^2} = \frac{\partial}{\partial x_3} \left(q_k (L + M) \cdot U_3 + M \cdot \frac{\partial U_k}{\partial x_3} \right) - q_k (L + M) \cdot (q_1 U_1 + q_2 U_2) - (q_1^2 + q_2^2) M \cdot U_k,$$

$$\rho \frac{\partial^2 U_3}{\partial t^2} = \frac{\partial}{\partial x_3} \left((L + 2M) \cdot \frac{\partial U_3}{\partial x_3} \right) - (L + M) \cdot \left(q_1 \frac{\partial U_1}{\partial x_3} + q_2 \frac{\partial U_2}{\partial x_3} \right) - (q_1^2 + q_2^2) M \cdot U_3. \quad (6)$$

Тут iU_1, iU_2, U_3 – трансформанти переміщень; i – комплексна одиниця;

$$k = 1, 2;$$

q_1, q_2 – параметри перетворень Фур'є;

По координаті x_3 , нормальній до граничної площини, застосуємо скінченно-різницеву апроксимацію. Представимо систему звичайних диференціальних рівнянь (6) у вигляді векторної системи рівнянь першого порядку

$$\frac{\partial \bar{U}}{\partial t} = \bar{V}, \quad \frac{\partial \bar{V}}{\partial t} = \bar{W}, \quad (7)$$

де $\bar{U} = (U_1, U_2, U_3)$, а \bar{V}, \bar{W} – відповідно швидкості і прискорення точок тіла.

Розв'язок системи (7) представимо у вигляді розкладу в ряд Тейлора поблизу деякого моменту часу $t = t_k$ і на цій основі побудуємо ітераційний обчислювальний процес. При цьому, виберемо достатньо малий крок за часом Δt_k , чого вимагає опис швидкозмінних процесів у цій задачі. Одержимо

$$\bar{U}_{k+1} = \bar{U}_k + \bar{V}_k \Delta t_k + \bar{W}_k \frac{\Delta t_k^2}{2} + \frac{d\bar{W}_k}{dt} \frac{\Delta t_k^3}{6} + o(\Delta t_k^4), \quad (8)$$

$$\bar{V}_{k+1} = \bar{V}_k + \bar{W}_k \Delta t_k + \frac{d\bar{W}_k}{dt} \frac{\Delta t_k^2}{2} + o(\Delta t_k^3). \quad (9)$$

Значення компонентів вектора \bar{W}_k обчислюємо на основі правих частин рівнянь (6), що представлені в скінченних різницях. Значення компонентів вектора $\frac{d\bar{W}_k}{dt}$ обчислюємо також на основі правих частин рівнянь (6), тільки замість компонентів вектора $\bar{U} = (U_1, U_2, U_3)$ підставляємо компоненти вектора $\bar{V} = (V_1, V_2, V_3)$. Інтеграли, що входять у в'язкопружні оператори вираховуються чисельно. При цьому, використане рекурентне співвідношення, яке враховує значення тих інтегралів, які були знайдені на попередній ітерації

$$I_k \approx I_{k-1} + \Delta t_k \Gamma(\Delta t_k) f(t_k), \quad (10)$$

де I_k, I_{k-1} – значення інтегралів на послідовних ітераціях;

$\Gamma(\Delta t_k)$ – оператор релаксації;

$f(t_k)$ – функція, до якої застосовано оператор релаксації.

Для обернення інтегральних перетворень Фур'є застосовується швидке перетворення Фур'є по кожному з параметрів q_1, q_2 , що значно прискорює обчислення. Збіжність чисельних методів досліджувалась шляхом чисельних експериментів.

Розглянемо для прикладу трьохшарове тіло з наступним розподілом товщини

$$\frac{H_1}{H} = 0,2, \quad \frac{H_2}{H} = 0,8, \quad \frac{H_3}{H} = 0,2.$$

Постійні нормальні навантаження, що раптово прикладені в прямокутнику $a \times b$, де $\frac{a}{H} = 1, \frac{b}{H} = 2$, та на поверхні $x_3 = 0$, задані законом:

$$q(x_2, x_3, t) = q_0 \sin\left(\frac{\pi \cdot x_2}{a}\right) \cdot \sin\left(\frac{\pi \cdot x_3}{b}\right) \cdot e(t), \quad (11)$$

де $e(t)$ — одинична функція Хевісайда.

Дотичні навантаження на цій поверхні відсутні. На поверхні $x_3 = H$ задані нульові дотичні навантаження та нульові нормальні переміщення. При цьому, реологічні властивості має тільки середній шар, що має також вдвічі менші пружні характеристики λ та μ порівняно з несучими шарами. На рис. 2 наведений розподіл переміщень u_3 у перетині $x_3 = 0$. Лінії рівня показують зміну характеру розповсюдження хвилі у середньому в'язкопружному шарі. На рис. 3 показана

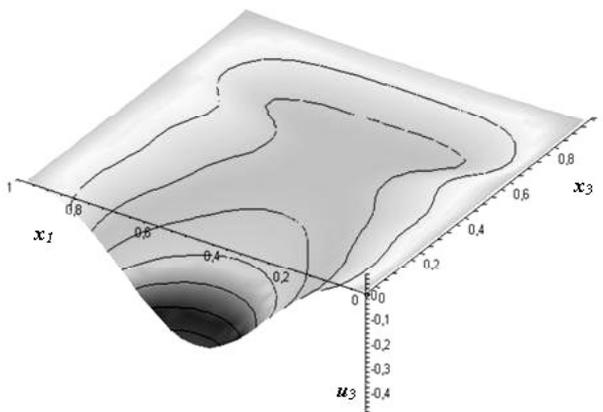


Рис. 2. Переміщення в трьохшаровому тілі з урахуванням в'язкості

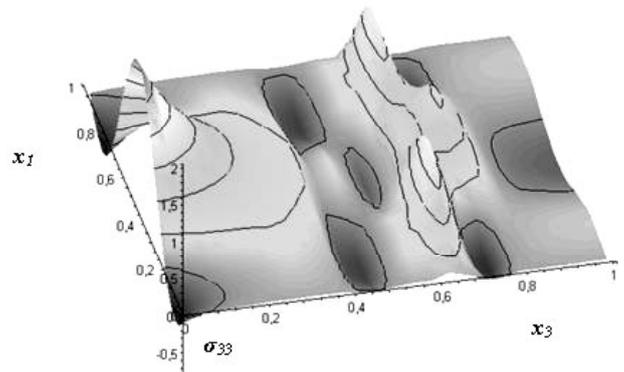


Рис. 3. Напруження в трьохшаровому тілі з урахуванням в'язкості

картина розподілу напружень σ_{33} після відбиття пружної хвилі від нерухомої поверхні. Помічене роздвоєння максимуму напружень. Крім того, порівняння з розв'язком відповідної задачі без реологічних складових, показало помітне згладжування розривних фронтів напружень у в'язкопружному шарі.

Основні висновки та результати

1. У роботі пропонується чисельно-аналітичний метод для розв'язку нестационарних задач динаміки в'язкопружних тіл з використанням інтегральних перетворень та їх чисельним оберненням за допомогою швидкого перетворення Фур'є у поєднанні зі скінченно-різницевою методом.
2. Збіжність методу доведена на основі чисельних експериментів.
3. Виявлено ряд нових ефектів для динамічного навантаження багатокомпонентних в'язкопружних тіл.
4. Зроблено оцінку впливу в'язкої складової на характер розповсюдження хвиль, їх дисипацію та на демпфуючі властивості середовища.
5. Проаналізовано зміну пружних хвиль на межі різношарів та при відбитті від нерухомої основи.

Перелік посилань

1. Горшков А. Г., Пожув В. И. Стационарные задачи динамики многослойных конструкций. – М.: Машиностроение, 1992. – 223 с.
2. Пожув В. І., Безверха М. А. Розповсюдження збурень у пружному просторовому шарі // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2005. – №2. – С. 94 – 99.
3. Победра Б. Е. Модели линейной теории вязкоупругости // Механика твердого тела. – Изд. Рос. акад. Наук, 2003. – № 3. – С. 120 – 134.
4. Савін Г. М., Руцицький Я. Я. Елементи механіки спадкових середовищ. – Київ: «Вища школа», 1976. – 251 с.

Одержано 24.12.2007

В работе рассмотрен процесс распространения вязкоупругих волн в твердых телах с неоднородной структурой под действием нестационарной нагрузки, неравномерно распределенной по поверхности. Использован метод интегральных преобразований по двум пространственным переменным в сочетании с конечно-разностной аппроксимацией по третьей пространственной координате и по времени.

In this work the process of the viscoelastic wave's distribution in solid bodies with non-uniform structure under the action of non-stationary irregularly distributed load over the surface is considered. The method of integral transformations for two spatial variables is used in combination with the finite-difference approximation for the third spatial value and for the time value.

УДК 621.793.7

А. Г. Попович, канд. техн. наук В. Г. Шевченко

Национальный технический университет, г. Запорожье

МЕТОДИКА ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВА ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ГРАДИЕНТА ТЕМПЕРАТУР

На основе теорий термоупругости и теплопередачи разработана методика снижения температурных напряжений в покрытиях на деталях, работающих в условиях неоднородного температурного поля. Методика позволяет рассчитывать концентрации компонентов смеси, из которой путем напыления формируется защитное покрытие.

Вступление

При увеличении рабочих температур в деталях с нанесенными покрытиями в системах «покрытие-основа» резко возрастают напряжения, что часто приводит к разрушению покрытий. Температурные напряжения вызваны разницей коэффициентов термического расширения материалов покрытия и подложки. Для повышения работоспособности и надежности деталей с покрытиями, функционирующих в условиях повышенных температур и агрессивных сред, важно уметь регулировать температурные напряжения, возникающие в покрытиях во время эксплуатации. Для этой цели применяют многослойные покрытия, используют подслои между подложкой и покрытием, обеспечивающие плавный переход свойств от материала подложки к материалу покрытия. С помощью программируемой автоматики можно наносить сначала подслои металлического покрытия, далее непрерывно меняющуюся по составу металлокерамическую смесь, затем богатую керамикой керамико-металлическую смесь, и, наконец, полностью керамический наружный слой. Выполнить это можно путем управления количеством подаваемых от разных питателей керамического и металлического порошков, без остановок процесса напыления [1].

Оценка влияния изменения коэффициента термического расширения на температурные напряжения в покрытиях не нашла должного отражения в литературе.

Цель работы – аналитически определить, как нужно выбирать состав покрытий, чтобы температурные напряжения в них были минимальны.

Основная часть

Причиной разрушения большинства покрытий являются напряжения 1-го рода, которые уравниваются в объемах, соизмеримых с размерами всего покрытия [2]. Поэтому для аналитической оценки температурных полей в деталях с покрытиями и вызываемых ими температурных напряжений допустимо использовать теорию физики сплошной среды.

Рассмотрим сначала, как должен меняться по объему тела коэффициент его термического расширения, чтобы при наличии в теле неоднородного температурного поля (градиент температур) вызываемые этим полем температурные напряжения были как можно меньше. Наличие градиента температур связано с процессом стационарной теплопередачи, например, от горячей жидкости в резервуаре или трубе через стенки к наружной поверхности.

Задача термоупругости [3] состоит в нахождении шести функций – компонентов σ_{ij} симметричного тензора напряжений. Они должны удовлетворять уравнениям равновесия

$$\sum_{j=1}^3 \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} + F_i = 0, \quad i = 1, 2, 3 \quad (1, a)$$

с граничными условиями

$$\sum_{j=1}^3 \sigma_{ij} \cdot n_j = f_i(x_1, x_2, x_3), \quad i = 1, 2, 3 \quad (1, \delta)$$

и уравнениям совместности деформаций:

$$\sum_{n=1}^3 \left(\frac{\partial^2 \varepsilon_{ij}}{\partial x_n^2} - \frac{\partial^2 \varepsilon_{in}}{\partial x_j \partial x_n} - \frac{\partial^2 \varepsilon_{nj}}{\partial x_n \partial x_i} + \frac{\partial^2 \varepsilon_{mn}}{\partial x_j \partial x_i} \right) = 0, \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (1, \epsilon)$$

где деформации выражаются через напряжения по обобщенной формуле:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E} \cdot \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \cdot \sum_{k=1}^3 \sigma_{kk} \cdot \delta_{ij} + \alpha_T \cdot \theta \cdot \delta_{ij} \quad (2)$$

В приведенных формулах использованы обозначения:

x_1, x_2, x_3 – декартовы координаты, м;

\bar{F} – сила, действующая на единицу объема тела, Н/м³;

\bar{f} – сила, действующая на единицу ограничивающей тело поверхности, Н/м²;

\bar{n} – единичный вектор, направленный по внешней нормали к поверхности тела;

δ_{ij} – символ Кронекера, имеющий значения

$$\delta_{ij} = \begin{cases} 1 & \text{при } i = j \\ 0 & \text{при } i \neq j \end{cases}$$

E – модуль упругости 1-го рода, Н/м²;

ν – коэффициент Пуассона;

α_T – средний коэффициент линейного термического расширения в интервале температур (T_0, T), определяемый выражением

$$\alpha_T = \frac{1}{\theta} \cdot \int_0^\theta \alpha d\theta,$$

где α – истинный коэффициент линейного термического расширения,

$\theta = T - T_0$ – приращение температуры T в данной точке тела по отношению к исходной температуре T_0 , при которой оно находится в ненапряженном состоянии.

В работе [3] выводится уравнение совместности деформаций в напряжениях для случая, когда α_T не зависит от координат (т.е. свойства тела не изменяются по его объему). Проведя аналогичные выкладки для α_T переменного по объему тела, найдем уравнения совместности деформаций (1, ϵ) в напряжениях в виде:

$$\begin{aligned} & (1+\nu) \cdot \sum_{n=1}^3 \frac{\partial^2 \sigma_{ij}}{\partial x_n^2} + \sum_{n=1}^3 \frac{\partial^2 \sigma_{nn}}{\partial x_i \partial x_j} + \\ & + \frac{\nu \cdot (1+\nu)}{1-\nu} \cdot \delta_{ij} \cdot \sum_{k=1}^3 \frac{\partial F_k}{\partial x_k} + \\ & + (1+\nu) \cdot \left(\frac{\partial F_i}{\partial x_j} + \frac{\partial F_j}{\partial x_i} \right) + \\ & + E \cdot \left(\frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot \sum_{n=1}^3 \frac{\partial^2 (\alpha_T \cdot \theta)}{\partial x_n^2} \cdot \delta_{ij} + \right. \\ & \left. + \frac{\partial^2 (\alpha_T \cdot \theta)}{\partial x_i \partial x_j} \right) = 0, \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (3) \end{aligned}$$

Пусть объемные силы и поверхностные нагрузки малы и не вызывают опасных напряженных состояний в теле. Тогда можем сформулировать решаемую задачу таким образом: при какой зависимости α_T от координат для данного температурного поля $\theta(x_1, x_2, x_3)$ и $\bar{f} = 0, \bar{F} = 0$ решение $\sigma_{ij} = 0$ удовлетворяет уравнениям (1, a), (1, δ) и (3).

Очевидно, что в теле, свободном от поверхностных и объемных сил ($f_i = 0, F_i = 0, i = 1, 2, 3$) решение $\alpha_{ij} = 0 (i, j = 1, 2, 3)$ обращает уравнения (1, a) и (1, δ) в тождества [3], а уравнения (3) запишутся как

$$\begin{aligned} & E \cdot \left(\frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot \delta_{ij} \cdot \sum_{n=1}^3 \frac{\partial^2 (\alpha_T \cdot \theta)}{\partial x_n^2} + \right. \\ & \left. + \frac{\partial^2 (\alpha_T \cdot \theta)}{\partial x_i \partial x_j} \right) = 0, \quad i, j = 1, 2, 3. \end{aligned}$$

$$\alpha_T \cdot \theta = C_0 + C_1 \cdot x_1 + C_2 \cdot x_2 + C_3 \cdot x_3, \quad (4)$$

где C_0, C_1, C_2, C_3 – постоянные интегрирования.

Учет изменения не только α_T , но и E и ν по объему тела также приводит к уравнению (4), связывающему коэффициент температурного расширения с температурой в произвольной точке тела.

В практике более часто встречаются тела криволинейной формы (трубы, цилиндрические и сферические резервуары), в которых температурное поле имеет осевую (цилиндр) или центральную (сфера) симметрию, а поэтому не может линейно изменяться в функции декартовых координат. Поэтому окончательный вывод для поставленной задачи следующий: чтобы температурные напряжения в теле были равны нулю, произведение коэффициента термического расширения α_T на приращение температуры θ в данной точке тела над температурой T_0 , должно быть постоянной величиной

$$\alpha_T \cdot \theta = \text{const.} \quad (5)$$

В частности, если температура по объему тела постоянна, т.е. градиента температур нет ($\theta = \text{const}$), то температурные напряжения в теле, свободном от поверхностных и объемных сил, будут отсутствовать только в случае постоянства коэффициента термического расширения по объему тела $\alpha_T = \text{const}$. Поэтому, если деталь с нанесенным покрытием в рабочих условиях нагрета равномерно по объему, то снизить температурные напряжения в покрытии можно только путем выбора материалов покрытия и основы с как можно более близкими коэффициентами термического расширения. На практике достичь этого часто не удается, и в покрытии, толщина, а следовательно, и жесткость которого мала по сравнению с толщиной основы, возникают напряжения, пропорциональные разности коэффициентов термического расширения покрытия и основы. Напряжения в основе при этом много меньше напряжений в покрытии. Однако и в этом случае применение градиентного подслоя или слоя с промежуточным значением α_T между покрытием и основой повысит работоспособность системы «покрытие-основа». Причина этого состоит в том, что важнейшей характеристикой покрытия является прочность его сцепления с основой (адгезия). В случае применения градиентного промежуточного слоя покрытия материал тонкого слоя со стороны покрытия, непосредственно прилегающего к поверхности основы, будет иметь значение α_T такое же, как и у основы (рис. 1). Поэтому напряжения в этом ответственном слое (ведь адгезионная прочность меньше когезионной) будут

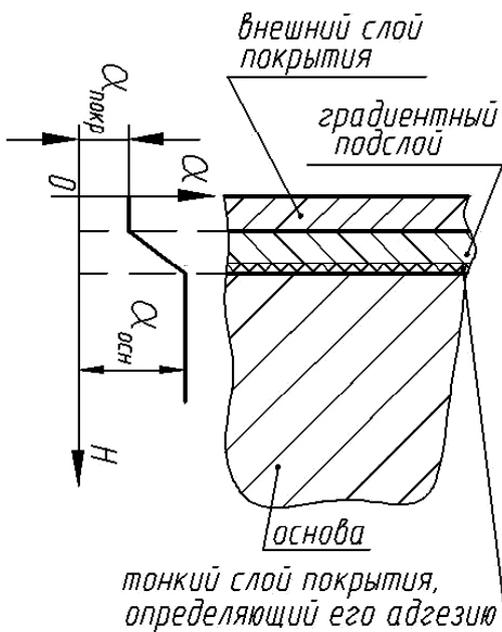


Рис. 1. Схема изменения коэффициента термического расширения покрытия по толщине

меньше напряжений во внешнем слое покрытия. Конечно, промежуточный подслоя может повышать работоспособность системы «покрытие-основа» и за счет того, что адгезия этого подслоя как к основе, так и к внешнему слою покрытия может быть выше адгезии внешнего слоя покрытия непосредственно к основе. Однако мы здесь рассматриваем механические, а не физико-химические аспекты повышения работоспособности покрытий.

Перейдем к следующему вопросу. Если тело изготовлено из градиентного композиционного материала, то как должен изменяться состав композиции, чтобы выполнялось условие минимизации температурных напряжений (5)?

Пусть имеется двухкомпонентная композиция (например, металл-керамика) и $c = c_1$ — концентрация одного из компонентов (металла) композиции в рассматриваемой точке тела; тогда концентрация второго компонента (керамики) $c_2 = 1 - c$. При этом теплофизические свойства такой смеси будут функциями концентрации c :

$$\alpha_T = \alpha_T(c), \quad \lambda_T = \lambda_T(c),$$

где λ_T — теплопроводность смеси при температуре T .

Если компоненты смеси не взаимодействуют друг с другом, то теплофизические свойства можно выразить в виде линейных функций от концентрации:

$$\alpha_T(c) = \alpha_{T1} \cdot c + \alpha_{T2} \cdot (1-c) = \alpha_{T2} + c \cdot (\alpha_{T1} - \alpha_{T2}),$$

$$\lambda_T(c) = \lambda_{T1} \cdot c + \lambda_{T2} \cdot (1-c) = \lambda_{T2} + c \cdot (\lambda_{T1} - \lambda_{T2}),$$

где α_{T1} и α_{T2} , λ_{T1} и λ_{T2} — коэффициенты термического расширения и теплопроводности для тела, изготовленного только из 1-го компонента (металла) или только из 2-го (керамики) соответственно.

Для большей точности определения теплофизических свойств смеси в зависимости от ее состава можно воспользоваться экспериментально полученными табулированными зависимостями.

Эта задача сводится к решению системы двух уравнений (6 и 7):

уравнения теплопроводности [3] для стационарного температурного поля $\left(\frac{\partial \theta}{\partial t} = 0\right)$ при отсутствии внутренних источников тепла ($w = 0$)

$$\text{div}(\lambda_T(c(P)) \cdot \text{grad} \theta(P)) = 0 \quad (6)$$

с его граничными условиями и

условия минимизации температурных напряжений

$$\alpha_T(c(P)) \cdot \theta(P) = \alpha_T^*(c(P^*)) \cdot \theta(P^*). \quad (7)$$

Из этих двух уравнений должны быть определены две функции координат точки P тела: искомая концентрация одного из компонентов c , определяющая состав смеси, и температурное поле θ в теле. Для описанной зависимости теплофизических свойств смеси от ее состава систему уравнений (6) и (7) можно переписать в виде:

$$\left\{ \begin{aligned} & \operatorname{div}((\lambda_{T_2} + c(P)) \cdot (\lambda_{T_1} - \lambda_{T_2})) \cdot \\ & \quad \cdot \operatorname{grad}\theta(P) = 0 ; \\ & (\alpha_{T_2} + c(P) \cdot (\alpha_{T_1} - \alpha_{T_2})) \cdot \theta(P) = \\ & \quad = \alpha_{T^*}(c(P^*)) \cdot \theta^* . \end{aligned} \right. \quad (8)$$

В формулах (7) и (8) $\theta = \theta(P^*)$ – приращение температуры в характерной точке P^* тела (например, на внутренней поверхности резервуара, содержащего горячую жидкость), $\alpha_{T^*}(c(P^*))$ – коэффициент термического расширения смеси состава, соответствующего точке P^* , при температуре $T^*=T_0+\theta^*$.

Если изменение температуры по объему тела не слишком велико, то при расчетах можно использовать значения теплофизических свойств компонентов смеси, взятые при средней температуре.

Пример. Рассматривается сферический резервуар (рис. 2), передача тепла идет от внутренней поверхности к наружной, температура является функцией только радиуса $\theta = \theta(r)$.

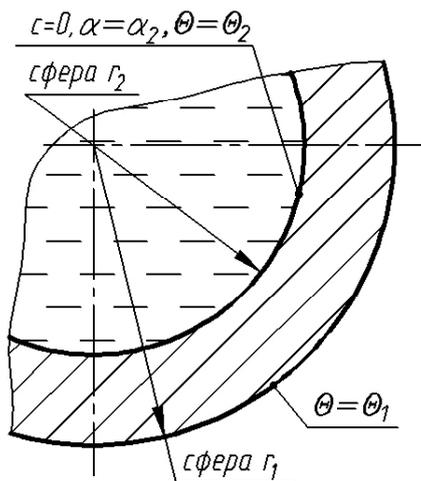


Рис. 2. Сферический резервуар

Уравнение теплопроводности запишем в сферических координатах; α_1 и α_2 , λ_1 и λ_2 будем понимать как теплофизические свойства металла и керамики при усредненной температуре. Тогда система уравнений (8) примет вид:

$$\left\{ \begin{aligned} & \frac{1}{r^2} \cdot \frac{d}{dr} [r^2 \cdot (\lambda_2 + c(r)) \cdot (\lambda_1 - \lambda_2)] \cdot \\ & \quad \cdot \frac{d\theta(r)}{dr} = 0 ; \quad (9) \\ & (\alpha_{T_2} + c(r) \cdot (\alpha_{T_1} - \alpha_{T_2})) \cdot \theta(r) = \\ & \quad = \alpha_{T_2} \cdot \theta_2 . \quad (10) \end{aligned} \right.$$

В уравнении (10) принято $c(P^*) = c(r_2) = 0$, тогда $\alpha_{T^*}(c(P^*)) = \alpha_{T_2}$, т.е. слой, контактирующий с горячей коррозионно-активной жидкостью – полностью керамический.

В качестве граничных условий для уравнения теплопроводности могут быть заданы, например, температуры на внутренней $T_2 = (T_0 + \theta_2)$ и наружной $T_1 = (T_0 + \theta_1)$ поверхностях резервуара.

Выразив из уравнения (10) $\theta(r)$ через $c(r)$

$$\theta(r) = \frac{\alpha_2 \cdot \theta_2}{\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c(r)}$$

и подставив в уравнение (9), получим одно нелинейное дифференциальное уравнение

$$\frac{d}{dr} [r^2 \cdot (\lambda_2 + (\lambda_1 - \lambda_2) \cdot c(r)) \cdot \frac{d}{dr} \left(\frac{\alpha_2 \cdot \theta_2}{\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c(r)} \right)] = 0$$

с граничными условиями:

$$c(r_2) = 0, \quad c(r_1) = \frac{\alpha_2}{\alpha_1 - \alpha_2} \cdot \left(\frac{\theta_2}{\theta_1} - 1 \right).$$

Физический смысл описываемой методики состоит в следующем. Если слои материала, имеющие в рабочих условиях более высокую температуру, будут иметь меньший коэффициент термического расширения, то эти слои получат при выполнении соотношения (7) такую же величину деформации, как и слои, функционирующие при меньшей температуре, но имеющие больший коэффициент термического расширения. В результате одни и другие слои будут расширяться как бы независимо, не надавливая и не растягивая друг друга. Ясно, что условие (7) может быть выполнено в том случае, если слои композиции, имеющие большую температуру, будут обогащены тем компонентом смеси, который имеет меньший коэффициент термического расширения (например, керамика по сравнению с металлическим материалом). Следует также указать, что все слои композиции должны в рабочих условиях иметь большую температуру, чем температура T_0 , чтобы можно было выполнить условие (7).

Теперь можно рассмотреть задачу о минимизации температурных напряжений в покрытии, находящемся на подложке (сцепленном с ней), в условиях градиента температур. Для этого необходимо удовлетворить два условия. Первое: чтобы в покрытии не возникало температурных напряжений из-за неодинаковой температурной деформации различных слоев самого покрытия, нужно выполнить условие (7). Второе: чтобы в покрытии не возникало температурных напряжений из-за разности деформаций слоя

покрытия, непосредственно прилежащего к основе, и слоя основы, на который наносится покрытие, необходимо, чтобы перемещение точек покрытия и основы на поверхности их контакта были равны. (Основа имеет постоянный состав.) Тогда эта задача сводится к решению системы уравнений (11-14). Нелинейное уравнение теплопроводности для покрытия:

$$\operatorname{div}(\lambda_T(c(P)) \cdot \operatorname{grad}\theta(P)) = 0. \quad (11)$$

Условие минимизации температурных напряжений в покрытии:

$$\alpha_T(c(P)) \cdot \theta(P) = \alpha_{T_0+\theta_1}(c^{(1)}) \cdot \theta_1. \quad (12)$$

Здесь полагаем, что точка P^* принадлежит множеству точек P_{zp1} поверхности контакта покрытия и основы, тогда $\theta(P^*) = \theta_1$, а концентрация $c(P^*) = c^{(1)}$ определяется с помощью условия (14).

Уравнение теплопроводности основы

$$\operatorname{div}(\lambda_{T_{осн}} \cdot \operatorname{grad}\theta_{осн}(P)) = 0. \quad (13)$$

Температура основы $\theta_{осн}(P)$ однозначно определяется уравнением (13) с граничными условиями для функции $\theta_{осн}(P)$:

$\theta_{осн}(P_{нар}) = \theta_{нар}$ – температура наружной поверхности основы;

$$-\lambda_{(T_0+\theta_{нар})осн} \cdot \operatorname{grad}\theta_{осн}(P_{нар}) = q,$$

где $P_{нар}$ – множество точек наружной поверхности основы;

q – величина теплового потока, отводимого с единицы площади наружной поверхности основы.

Температуры и тепловые потоки со стороны покрытия и основы должны быть одинаковыми на поверхности их контакта:

$$\theta(P_{zp1}) = \theta_{осн}(P_{zp1}) = \theta_1;$$

$$\begin{aligned} \lambda_{(T_0+\theta_1)}(c(P_{zp1})) \cdot \operatorname{grad}\theta(P_{zp1}) &= \\ &= \lambda_{(T_0+\theta_1)осн} \cdot \operatorname{grad}\theta_{осн}(P_{zp1}). \end{aligned}$$

Условие равенства перемещений точек покрытия $u_{покр}$ и основы $u_{осн}$ на поверхности их контакта

$$u_{покр}(P_{zp1}) = u_{осн}(P_{zp1}). \quad (14)$$

Здесь перемещения точек покрытия определяются по относительной деформации слоя покрытия, прилежащего к основе. При отсутствии напряжений в покрытии эта деформация является чисто температурной

$$\varepsilon_{покр}(P_{zp1}) = \alpha_{T_1}(P_{zp1}) \cdot \theta_1.$$

Перемещения точек основы определяются как полем температур, так и полем напряжений в основе. Выражения для этих перемещений могут быть получены в результате аналитического или численного (например, методом конечных элементов) решения соответствующей задачи термоупругости.

Укажем, что для полого шара (сферический резервуар) с центрально-симметричным температурным полем из равенства радиальных перемещений u_r соседних сферических слоев вытекает равенство их деформаций ε_ψ (и перемещений) в тангенциальном направлении, поскольку $\varepsilon_\psi = \frac{u_r}{r}$ [3].

Для полого цилиндра с нанесенным покрытием из равенства радиальных перемещений слоев покрытия и основы, непосредственно прилежащих к поверхности их контакта $u_{r\text{ покр}}(r_1) = u_{r\text{ осн}}(r_1)$, следует равенство тангенциальных $\varepsilon_{\psi\text{ покр}}(r_1) = \varepsilon_{\psi\text{ осн}}(r_1)$ и осевых $\varepsilon_{z\text{ покр}}(r_1) = \varepsilon_{z\text{ осн}}(r_1)$ деформаций этих слоев покрытия и основы. Докажем это утверждение. При выполнении соотношений (11-14) в покрытии будут отсутствовать напряжения, и деформации, как следует из (2), будут чисто температурными

$$\begin{aligned} \varepsilon_{z\text{ покр}}(r_1) &= \varepsilon_{\psi\text{ покр}}(r_1) = \\ &= \alpha_{T_0+\theta_1}(c^{(1)}) \cdot \theta_1. \end{aligned} \quad (15)$$

Тангенциальные деформации цилиндра связаны с радиальными перемещениями соотношением [3]:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\psi\text{ покр}}(r_1) &= \frac{u_{r\text{ покр}}(r_1)}{r_1}, \\ \varepsilon_{\psi\text{ осн}}(r_1) &= \frac{u_{r\text{ осн}}(r_1)}{r_1}. \end{aligned} \quad (16)$$

Если в покрытии отсутствуют напряжения, то цилиндрическую поверхность основы, на которую нанесено покрытие, следует считать свободной от нагрузки ($\sigma_r = 0$), и тогда из (2) вытекает

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\psi\text{ осн}}(r_1) &= \alpha_{осн} \cdot \theta_1 + \\ &+ \frac{1}{E_{осн}} \cdot (\sigma_{\psi\text{ осн}}(r_1) - \nu_{осн} \cdot \sigma_{z\text{ осн}}(r_1)), \\ \varepsilon_{z\text{ осн}}(r_1) &= \alpha_{осн} \cdot \theta_1 + \\ &+ \frac{1}{E_{осн}} \cdot (\sigma_{z\text{ осн}}(r_1) - \nu_{осн} \cdot \sigma_{\psi\text{ осн}}(r_1)). \end{aligned} \quad (17)$$

(σ_ψ , σ_z и σ_r являются главными напряжениями).

В работе [3] для цилиндра, торцевые поверхности которого свободны от напряжений, доказано, что $\sigma_z = \sigma_r + \sigma_\psi$. Поскольку на поверхности основы, на которую нанесено покрытие, $\sigma_r = 0$, то для этой поверхности $\sigma_{z\text{ осн}} = \sigma_{\psi\text{ осн}}$. А тогда, согласно (17), можно записать

$$\begin{aligned} \varepsilon_{z\text{ осн}}(r_1) &= \varepsilon_{\psi\text{ осн}}(r_1) = \alpha_{осн} \cdot \theta_1 + \\ &+ \frac{1 - \nu_{осн}}{E_{осн}} \cdot \sigma_{\psi\text{ осн}}(r_1). \end{aligned} \quad (18)$$

Из формул (15), (16) и (18) находим, что при $u_{r\text{ покр}}(r_1) = u_{r\text{ осн}}(r_1)$ справедливо:

$\varepsilon_{z\text{ покр}}(r_1) = \varepsilon_{ш\text{ покр}}(r_1) = \varepsilon_{ш\text{ осн}}(r_1) = \varepsilon_{z\text{ осн}}(r_1)$, что и требовалось доказать.

Пример. Пусть химико-технологический процесс осуществляется в цилиндрическом резервуаре, наружная поверхность которого охлаждается водой (водяная рубашка) для отведения выделяемой при химических реакциях теплоты и избежания перегрева (рис. 3). Стальная стенка резервуара имеет внутренний радиус $r_1 = 0,5\text{ м}$ и толщину 9 мм (т.е. наружный радиус $r_0 = 0,509\text{ м}$); на ее внутреннюю поверхность нанесено защитное покрытие $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ni}$ толщиной 1 мм (тогда $r_2 = 0,499\text{ м}$). Комнатная температура (при которой в металлической стенке и керамико-металлическом покрытии отсутствуют термические напряжения) $T_0 = 20\text{ }^\circ\text{C}$. Допустимая температура нагрева наружной поверхности стальной стенки $T_{\text{нар}} = 90\text{ }^\circ\text{C}$ (вода в водяной рубашке не должна закипать), т.е. $\theta_{\text{нар}} = T_{\text{нар}} - T_0 = 70\text{ К}$. Средняя температура воды в рубашке $T_{\text{охл}} = 30\text{ }^\circ\text{C}$, т.е. $\theta_{\text{охл}} = 10\text{ К}$.

Задача – выбором состава покрытия (концентрации Ni в нем) минимизировать температурные напряжения в покрытии.

Количество теплоты, отдаваемое путем вынужденной конвекции от наружной поверхности стальной стенки к воде за единицу времени с единицы площади

$$q = \kappa \cdot (\theta_{\text{нар}} - \theta_{\text{охл}}),$$

где κ – средний коэффициент теплоотдачи.

Зная температуру наружной поверхности стальной стенки и плотность теплового потока, найдем температуру ее внутренней поверхности [4]:

$$\begin{aligned} \theta_1 &= \theta_{\text{нар}} + \frac{\kappa \cdot r_0}{\lambda_{\text{осн}}} \cdot \ln \frac{r_0}{r_1} \cdot (\theta_{\text{нар}} - \theta_{\text{охл}}) \approx \\ &\approx \theta_{\text{нар}} + \frac{\kappa \cdot h}{\lambda_{\text{осн}}} \cdot (\theta_{\text{нар}} - \theta_{\text{охл}}). \end{aligned}$$

Здесь и далее наряду с общими формулами приведем более удобные для практических расчетов приближенные формулы, которые получаются, если учесть, что толщина стенки резервуара $h = r_0 - r_1 \ll r_1$.

Тогда распределение температуры в цилиндрической стенке [4] составит

$$\begin{aligned} \theta_{\text{осн}}(r) &= \theta_1 - (\theta_1 - \theta_{\text{нар}}) \cdot \frac{\ln \frac{r}{r_1}}{\ln \frac{r_0}{r_1}} \approx \\ &\approx \theta_1 - (\theta_1 - \theta_{\text{нар}}) \cdot \frac{x}{h}, \end{aligned}$$

где $x = r - r_1$.

Перемещение точек внутренней поверхности цилиндрической стенки определяется из решения зада-

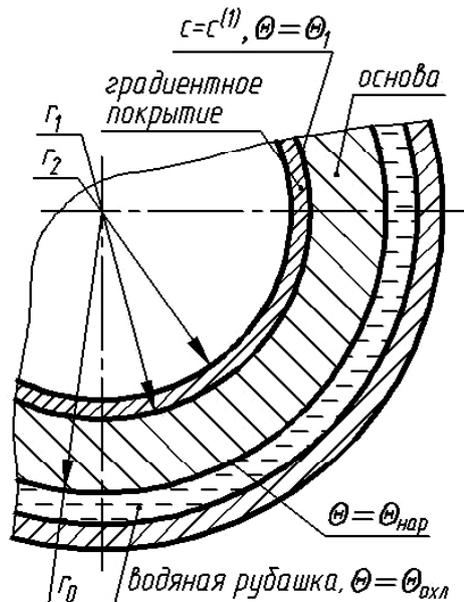


Рис. 3. Поперечное сечение охлаждаемого цилиндрического резервуара

чи о неравномерно нагретом цилиндре (с осесимметричным распределением температуры), имеющем возможность свободно расширяться в радиальном и осевом направлениях [5]. Это перемещение выражается формулой

$$\begin{aligned} u_{r\text{ осн}}(r_1) &= \frac{2 \cdot \alpha_{\text{осн}} \cdot r_1}{r_0^2 - r_1^2} \cdot \int_{r_1}^{r_0} \theta_{\text{осн}}(r) \cdot r \, dr \approx \\ &\approx r_1 \cdot \alpha_{\text{осн}} \cdot \frac{\theta_1 + \theta_{\text{нар}}}{2}. \end{aligned}$$

Перемещение точек градиентного покрытия на поверхности его контакта с основой определяется выражением:

$$u_{r\text{ покр}}(r_1) = r_1 \cdot (\alpha_2 + c^{(1)} \cdot (\alpha_1 - \alpha_2)) \cdot \theta_1,$$

где $c^{(1)}$ – концентрация Ni в слое покрытия, непосредственно прилежащем к основе.

Приравняв выражения для $u_{r\text{ покр}}(r_1)$ и $u_{r\text{ осн}}(r_1)$, найдем $c^{(1)}$:

$$\begin{aligned} c^{(1)} &= \frac{1}{\alpha_1 - \alpha_2} \cdot \left[\frac{2 \cdot \alpha_{\text{осн}}}{r_0^2 - r_1^2} \cdot \frac{1}{\theta_1} \cdot \int_{r_1}^{r_0} \theta_{\text{осн}}(r) \cdot r \, dr - \right. \\ &\quad \left. - \alpha_2 \right] \approx \frac{1}{\alpha_1 - \alpha_2} \cdot \left(\alpha_{\text{осн}} \cdot \frac{\theta_1 + \theta_{\text{нар}}}{2 \cdot \theta_1} - \alpha_2 \right) = \\ &= \frac{\alpha_{\text{осн}}}{\alpha_1 - \alpha_2} \cdot \frac{\theta_{\text{нар}} + \frac{\kappa \cdot h}{2 \cdot \lambda_{\text{осн}}} \cdot (\theta_{\text{нар}} - \theta_{\text{охл}})}{\theta_{\text{нар}} + \frac{\kappa \cdot h}{\lambda_{\text{осн}}} \cdot (\theta_{\text{нар}} - \theta_{\text{охл}})} - \frac{\alpha_2}{\alpha_1 - \alpha_2}. \end{aligned}$$

На рис. 4 приведен график зависимости $c^{(1)}$ от коэффициента теплоотдачи κ (при указанных геометрических параметрах основы и покрытия).

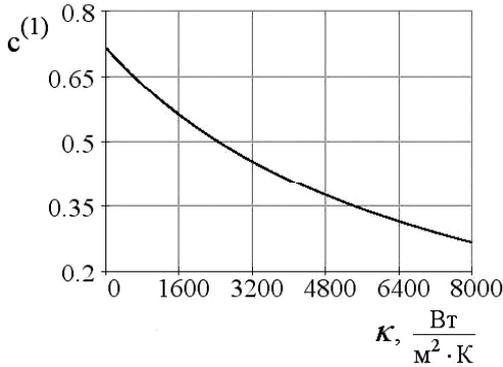


Рис. 4. Зависимость концентрации Ni в слое покрытия, прилежащем к основе, от интенсивности теплоотдачи

Дифференциальное уравнение теплопроводности покрытия (11) в цилиндрических координатах запишется так:

$$\frac{d}{dr} \left[r \cdot (\lambda_2 + (\lambda_1 - \lambda_2) \cdot c(r)) \cdot \frac{d\theta}{dr} \right] = 0. \quad (19)$$

Распределение температур $\theta(r)$ в покрытии выразим через $c(r)$ согласно (12):

$$\theta(r) = \theta_1 \cdot \frac{\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c^{(1)}}{\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c(r)}, \text{ тогда}$$

$$\frac{d\theta}{dr}(r) = -\theta_1 \cdot \frac{dc}{dr}(r) \cdot \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \cdot (\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c^{(1)})}{(\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c(r))^2}. \quad (20)$$

Подставив (20) в дифференциальное уравнение (19), после преобразований получим:

$$\begin{aligned} \frac{d^2c}{dr^2}(r) + \frac{1}{r} \cdot \frac{dc}{dr}(r) + \\ + \frac{\left(\frac{dc}{dr}(r)\right)^2 \cdot (\lambda_1 - \lambda_2)}{\lambda_2 + (\lambda_1 - \lambda_2) \cdot c(r)} - \\ - \frac{2 \cdot \left(\frac{dc}{dr}(r)\right)^2 \cdot (\alpha_1 - \alpha_2)}{\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c(r)} = 0. \end{aligned} \quad (21)$$

Условие равенства тепловых потоков со стороны покрытия и основы на поверхности их контакта имеет вид:

$$\begin{aligned} (\lambda_2 + c^{(1)} \cdot (\lambda_1 - \lambda_2)) \cdot \frac{d\theta}{dr}(r_1) = \\ = \lambda_{осн} \cdot \frac{d\theta_{осн}}{dr}(r_1). \end{aligned}$$

Подставив в это выражение соотношение (20), найдем:

$$\begin{aligned} v^{(1)} = \frac{dc}{dr}(r_1) = \frac{\theta_1 - \theta_{нар}}{\theta_1 \cdot r_1 \cdot \ln \frac{r_0}{r_1}} \cdot \\ \cdot \frac{\lambda_{осн} \cdot (\alpha_2 + (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot c^{(1)})}{(\lambda_2 + (\lambda_1 - \lambda_2) \cdot c^{(1)}) \cdot (\alpha_1 - \alpha_2)}. \end{aligned}$$

Под $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_{осн}, \alpha_1, \alpha_2, \alpha_{осн}$, понимаются усредненные для характерных интервалов температур теплофизические свойства компонентов покрытия (Ni, Al_2O_3) и материала основы соответственно.

Зная значения искомой функции $c(r)$ и ее производной $v(r)$ при $r = r_1$, можно численно решить дифференциальное уравнение (21) по четырехчленной схеме Рунге-Кутты (наиболее употребительной при расчетах на ЭВМ [6]) и определить зависимость $c(r)$. Результаты такого расчета при $\kappa = 3500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ приведены на рис. 5.

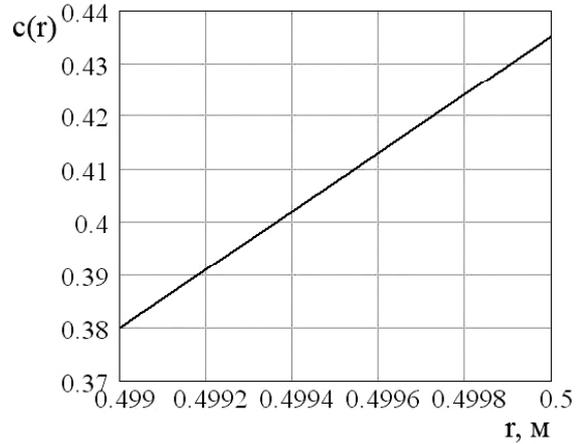


Рис. 5. График изменения концентрации Ni в защитном покрытии при $\kappa = 3500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$

Выводы

На основе теорий термоупругости и теплопередачи разработана методика расчета состава покрытий для деталей, работающих в условиях градиента температур. Методика направлена на снижение в покрытиях температурных напряжений, вызываемых различиями

в коэффициентах термического расширения материалов основы и покрытия, а также их неравномерным нагревом. Она позволяет определять концентрации компонентов смеси (например, порошков керамики и коррозионно-стойкого металла), из которой путем напыления формируется покрытие для защиты от коррозии при повышенных температурах.

Методику целесообразно применять для повышения работоспособности и долговечности покрытий на охлаждаемых снаружи резервуарах, в которых находятся агрессивные среды и протекают технологические процессы с выделением теплоты (но без термических ударов).

Дальнейшие исследования могут быть направлены на изучение напряженного состояния покрытий для аппаратуры, эксплуатируемой в условиях градиентов температур и высоких давлений.

На основі теорій термопружності й теплопередачі розроблено методику зниження температурних напружень у покриттях на деталях, що працюють в умовах неоднорідного температурного поля. Методика дозволяє розраховувати концентрації компонентів суміші, з якої шляхом напылювання формується захисне покриття.

A technique for thermal stress decrease in detail coatings, which work in temperature gradient conditions, is elaborated on the basis of thermoelasticity and heat transfer theories. The technique allows to calculate mixture components concentrations used for protective coatings formation by spraying.

Перечень ссылок

1. Herman H. Advances in Thermal Spray Technology / Advanced Materials & Processes. – 1990. – №4. – pp. 41-45.
2. Кудинов В.В., Иванов В.М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М.: Машиностроение, 1981. – 192 с.
3. Коваленко А.Д. Термоупругость. – К.: Вища школа, 1975. – 216 с.
4. Исаченко В.П., Осипова В.А., Сукомел А.С. Теплопередача. – М.: Энергия, 1975. – 488 с.
5. Сопrotивление материалов / Под ред. Писаренко Г.С. – К.: Вища школа, 1986. – 775 с.
6. Калиткин Н.Н. Численные методы. – М.: Наука, 1978. – 512 с.

Одержано 17.01.2008

УДК 621.771.01

Д-р техн. наук О. П. Максименко

Государственный технический университет г. Днепродзержинск

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ В РЕЖИМЕ КОНТАКТНО-ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ТРЕНИЯ

В статье теоретически обоснована устойчивость режима холодной прокатки при однозонном скольжении металла. Получены уравнения, позволяющие разработать технологию холодной прокатки с технологическими смазками в условиях «отрицательного» опережения.

Введение

Исследования, приведенные в работах [1-4], показывают, что процесс холодной прокатки с эффективными технологическими смазками может протекать устойчиво, без частичных пробуксовок, при однозонном скольжении металла в очаге деформации. Этому способствует зависимость удельных сил трения от скорости скольжения и толщины слоя смазки. Как известно, прокатка без подпирющего действия сил трения ведется при минимальных энергозатратах [3], следо-

вательно, изучение закономерностей прокатки при однозонном скольжении имеет четкую практическую направленность.

Для более детального изучения закономерностей прокатки при однозонном скольжении металла в валах проанализируем распределение контактных напряжений, а также текущей результирующей втягивающих и выталкивающих сил при кулоновской и контактно-гидродинамической моделях трения в очаге деформации.*

В работе [5] приведена модель контактно-гидродинамического трения, в основе которой лежит закон Ньютона:

* В работе принимал участие инженер Никулин А.А.

$$\frac{t_x}{\beta\sigma_T} = \frac{f_{cp} \cdot P_{cp}}{v_{ск.ср} \cdot \beta\sigma_T} \cdot (v_\theta - v_x),$$

$$\eta_{cp} = \frac{f_{cp} \cdot P_{cp} \cdot \xi_{cp}}{v_{ск.ср}}. \quad (1)$$

Подставляя эту модель в дифференциальное уравнение равновесия Кармана, и решая его, имеем

$$\frac{P_x}{\beta\sigma_T} = 1 + \ln \frac{h_x}{h_0} - A \sqrt{\frac{R}{h_1}} \times$$

$$\times \left\{ (1-S) \left[\arctg \sqrt{\frac{h_x - h_1}{h_1}} - \arctg \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} - (S+1) \right] - \right.$$

$$\left. - \left[\sqrt{\frac{(h_x - h_1)h_1}{h_x}} - \sqrt{\frac{\Delta h \cdot h_1}{h_0}} \right] \right\}, \quad (2)$$

$$A = \frac{f_{cp} \cdot P_{cp}}{\beta\sigma_T} \cdot \frac{3h_1}{\Delta h},$$

где h_0 , h_1 и h_x – толщина полосы на входе в валки, конечная толщина и ее текущее значение соответственно;

Δh и R – абсолютное обжатие металла и радиус валков;

S – опережение;

P_x и P_{cp} – давление в очаге деформации и его среднее значение;

$\beta\sigma_T$ – вынужденный средний предел текучести;

f_{cp} – средний коэффициент трения в очаге деформации, как отношение полной силы трения к силе нормального давления;

η_{cp} и ξ_{cp} – средние значения динамической вязкости и толщины смазочной пленки в очаге деформации.

Заметим, что уравнение (2) получено с учетом известного граничного условия на входе в очаг деформации. Граничное условие на выходе из него используем для определения опережения:

$$S = \frac{\arctg \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} - \sqrt{\frac{\Delta h \cdot h_1}{h_0}} - \frac{1}{A} \cdot \sqrt{\frac{h_1}{R}} \ln \frac{h_0}{h_1}}{\arctg \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} + \sqrt{\frac{\Delta h \cdot h_1}{h_0}}}. \quad (3)$$

Задавая значение опережения, из уравнения (3) можно получить величину параметра A , а также найти требуемое значение физических свойств смазки, при которых процесс прокатки будет протекать с заданными кинематическими параметрами.

Проанализируем распределение контактных напряжений с указанными моделями трения и разным опережением. Расчет давления при кулоновской модели трения проводили по формуле А. И. Целикова [6] с учетом замены дуги окружности параболой. Оперережение определяли по известной формуле Головина-Дрездена. Пусть прокатка ведется в валках диаметром 200 мм, $h_0 = 1$ мм, обжатие $\Delta h = 0,36$ мм, угол захвата $\alpha_y = 0,06$ рад.

Результаты расчета контактных напряжений в случае контактно-гидродинамической модели трения приведены на рис. 1. Как уже отмечено в работе [5], при прокатке с нулевым оперережением (рис. 1, а; б кривые 2) рас-

пределение давления $\frac{P_x}{\beta\sigma_T}$ имеет куполообразный вид

и ни в одном сечении очага деформации оно не меньше единицы. Тогда, как при кулоновской модели трения безразмерное давление практически по всей длине зоны контакта металла с валками меньше единицы (рис. 2, а, кривая 1). Следовательно, в первом случае в очаге деформации продольные нормальные растягивающие напряжения отсутствуют, во втором (при кулоновском трении) они действуют практически по всей длине зоны контакта полосы с валками. Проведенный анализ показал, что модель трения при однозонном скольжении металла в валках во многом определяет развитие растягивающих напряжений. При контактно-гидродинамической модели эти напряжения появляются вблизи выхода из очага деформации только в случае прокатки с «отрицательным» оперережением (рис. 1, а, кривая 3). Кривые распределения удельных сил трения при разных моделях трения и разных оперережениях приведены на графиках рис. 1, б и 2, б.

При оценке возможности процесса прокатки с нулевым или «отрицательным» оперережением воспользуемся графиками изменения текущей результирующей втягивающих и выталкивающих сил Q_x по длине очага деформации:

$$Q_x = b \cdot R \cdot \int_{\varphi}^{\alpha} \frac{t_x \cos \varphi - p_x \sin \varphi}{\beta\sigma_T} d\varphi, \quad (4)$$

где b – ширина полосы;

α – угол захвата.

Изменение этих сил показано на рис. 1, в и 2, в. Как видно во всех представленных случаях прокатки на выходе из очага деформации соблюдается баланс между вытягивающими и выталкивающими силами. Однако, в случае контактно – гидродинамического режима трения как при прокатке с оперережением, так и при $S = 0$, текущая сила Q_x по всей длине очага деформации остается положительной, способствующей процессу деформации. При этом среднее ее значение:

$$Q_{cp} = \frac{1}{\alpha} \int_0^{\alpha} Q_x d\varphi \quad (5)$$

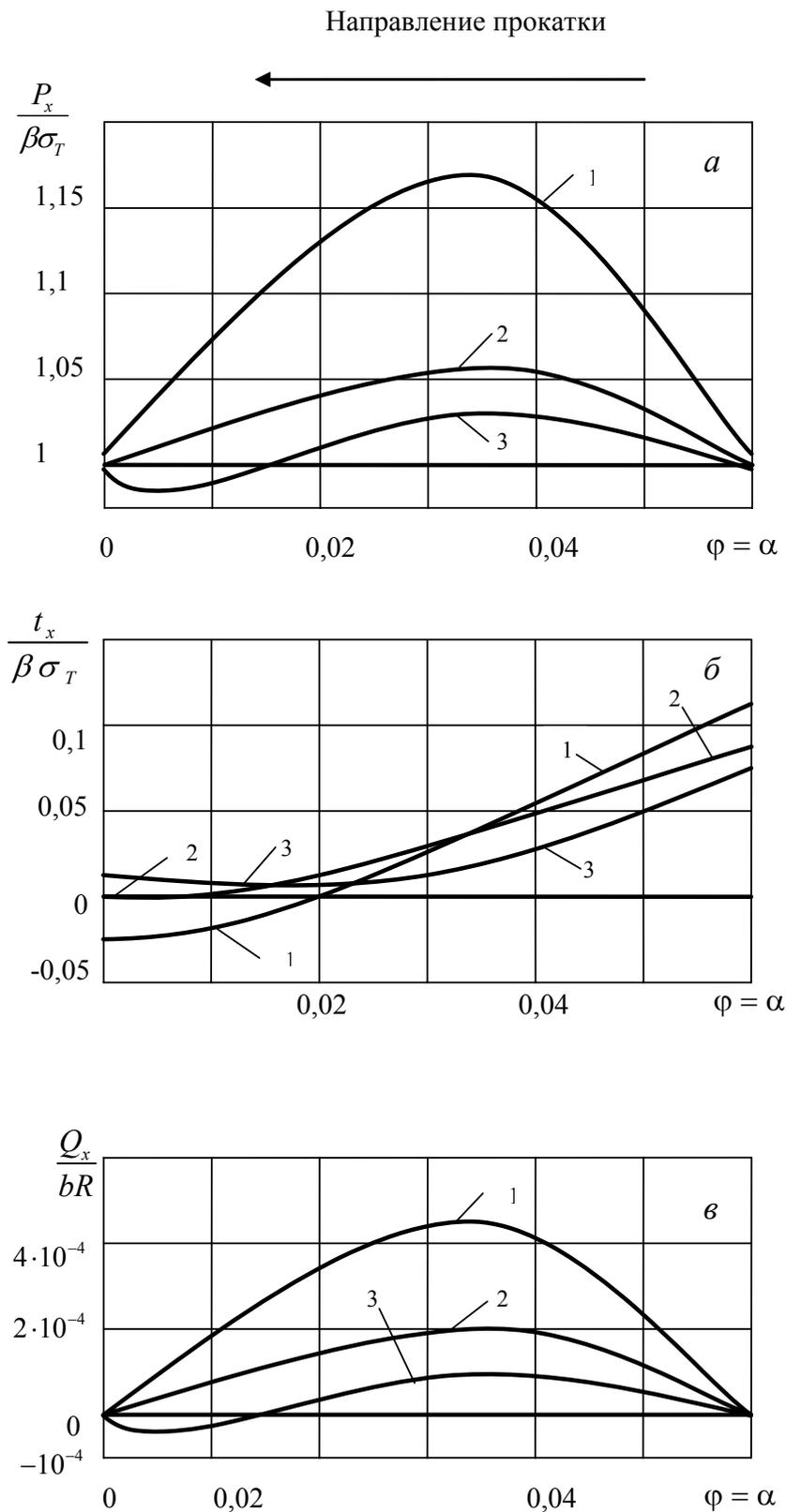


Рис. 1. Распределение контактных напряжений и текущей равнодействующей горизонтальных сил при контактно-гидродинамическом трении

1 – $s = 2\%$; $A = 3,164$; 2 – $s = 0$; $A = 2,73$; 3 – $s = -2\%$; $A = 2,4$

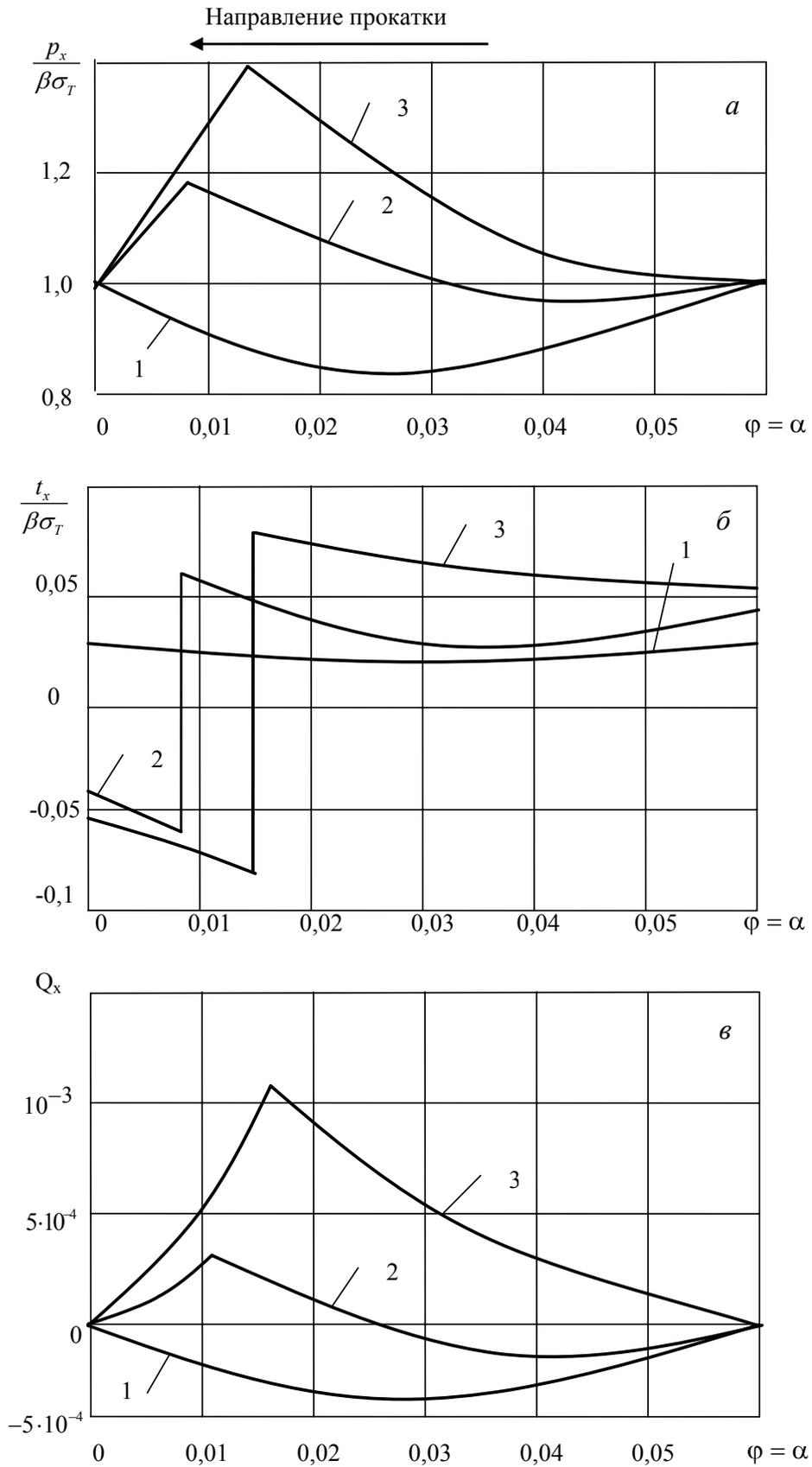


Рис. 2. Распределение контактных напряжений и текущей равнодействующей горизонтальных сил при кулоновском трении:

1 – $s = 0\%$; $f = 0,03$; 2 – $s = 1,8\%$; $f = 0,0405$; 3 – $s = 4,5\%$, $f = 0,06$

больше нуля (рис. 1, в, кривые 1 и 2). Только при прокатке с «отрицательным» опережением (рис. 1, в, кривая 3) сила Q_x ближе к выходу металла из валков принимает отрицательное значение, противоположное направлению прокатки, но и в этом случае $Q_{cp} > 0$. Следовательно, во всех приведенных случаях деформации, в том числе и при прокатке с нулевым и «отрицательным» опережением, в очаге деформации действует результирующая положительная сила Q_{cp} , способствующая устойчивому протеканию процесса.

В случае прокатки с кулоновской моделью трения при нулевом опережении (рис. 2, в, кривая 1) сила практически по всей длине очага деформации является отрицательной. Направление ее среднего значения противоположно направлению прокатки. Сила в этих условиях является выталкивающей, тормозящей прокатку. Поэтому прокатка с однозонным скольжением при кулоновской модели трения невозможна. При прокатке с $f = 0,0405$ по-видимому, наступают предельные условия деформации (рис. 2, в, кривая 2), так как сила близка к нулю.

В случае прокатки с $f = 0,06$, текущая сила Q_x по всей длине очага деформации положительна. Таким образом, режим трения в очаге деформации во многом определяет возможность устойчивого процесса прокатки при однозонном скольжении металла в валках. По-видимому, и захватывающая способность валков в установившемся режиме зависит не только от баланса продольных сил на выходе из очага деформации, как утверждается в работе [3], но и от выполнения условия $Q_{cp} \geq 0$.

Анализ графиков рис. 2 показывает, что процесс прокатки может прерываться при значительном опережении по причине того, что сила Q_{cp} отрицательна. Следует заметить, что опытные данные А.П. Грудева

[3], Ю.В. Гончарова [7] подтверждают выше сказанное.

Выводы

На основе анализа контактных напряжений, а также изменения результирующей продольных сил в очаге деформации и ее среднего значения показано, что режим трения существенно влияет на устойчивость процесса прокатки с однозонным скольжением металла в валках. Модель трения также в значительной мере влияет на развитие продольных нормальных растягивающих напряжений в очаге деформации. В случае кулоновской модели трения возможно торможение полосы в валках при наличии опережения.

Перечень ссылок

1. Павлов И.М., Белосевич В.К. К вопросу об отрицательном опережении при прокатке // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1961. – № 10. – С. 46-49.
2. Мидзуно Т. Оценка механизма смазки. Экспериментальное исследование холодной прокатки // Сосэй то како. – 1966. – т. 7.– № 66. – С. 363-389.
3. Грудев А.П. Захватывающая способность прокатных валков. – М.: С.-П. Интернет инженеринг, 1998. – 283 с.
4. Помп А., Виддиге Г. Исследование холодной прокатки стали плакированной никелем, медью и латунью // Металлург, 1938. – № 7-8. – С. 144-146.
5. Максименко О.П., Самохвал В.М. Исследование процесса прокатки в режиме гидродинамического трения // Изв. вуз. Черная металлургия, 2007, № 2. – С. 40-43.
6. Целиков А.И. Теория расчета усилий в прокатных станах. – М.: Металлургиздат, 1962. – 496 с.
7. Гончаров Ю.В., Прокофьев В.И. Исследование экспериментальных методов определения коэффициента внешнего трения при прокатке. // Обработка металлов давлением: Тр. Днепропетровского металлургического института. – Вып. 49. – М.: Металлургия, 1965. – С. 238-254.

Одержано 10.12.2007

В статті теоретично обґрунтовано стійкість режиму холодної прокатки при однозонному ковзанні металу. Отримано рівняння, які дозволяють розробити технологію холодної прокатки з технологічними мастилами в умовах «негативного» випередження.

The stability of a cold-rolling regime is theoretically grounded at one-zonal slipping of metal. The equations that permit to develop a cold-rolling technology with technological lubrications in conditions of a «negative» forward flow are obtained.

ДИСКРЕТНА МОДЕЛЬ ПОШИРЕННЯ НЕСТАЦІОНАРНОЇ ПОДОВЖНЬОЇ ХВИЛІ В ПРУЖНОМУ СТЕРЖНІ

Запропоновано дискретну модель поширення нестационарного хвильового збурювання в пружному стержні. Принциповою особливістю нової моделі є східчастий вид залежності пружних характеристик моделі (пружин) від деформації. Результати досліджень показали, що запропонована модель при ров'язанні нестационарних задач дає результати, що краще узгоджуються з континуальною моделлю, чим відомі дискретні моделі.

У класичній механіці суцільного середовища фізично нескінченно малий обсяг розглядається як матеріальна точка, що не має розмірів. Відповідна континуальна модель успішно описує рух суцільного середовища, а також розподіл напруг і деформацій у гладких областях при плавних навантаженнях.

У тих же випадках, коли характерний розмір збурювання має порядок розміру мікроструктури, класичні континуальні моделі стають або не зовсім адекватними, або їхнє використання приводить до значних математичних труднощів. Так, облік мікроструктурних ефектів важливий при моделюванні ультрадисперсних і нанокристалічних матеріалів [1, 2], при описі височастотних вібрацій у складних кристалічних ґратах органічних речовин [3], у вершинах тріщин і на фронті хвилі руйнування [4, 5], при структурних перетвореннях і виникненні дефектів [5, 6]. У подібних ситуаціях у тому або іншому ступені приходиться враховувати дискретний характер структури речовини.

Одним з підходів, спрямованих на ров'язання зазначеної проблеми, є побудова нових континуальних моделей, здатних відображати специфіку внутрішньої структури речовини [7]. Інший – припускає будувати споконвічно дискретні моделі замість континуальних. При цьому відпадає необхідність у застосуванні процедури дискретизації, неминучої при використанні стандартних чисельних методів до ров'язання задач у рамках континуальних моделей. У зазначеному напрямку отримані визначені результати [8, 9], однак, у цілому, розвиток дискретних моделей механіки суцільних середовищ істотно відстає від розвитку континуальних моделей.

У даній роботі запропонована дискретна модель, що дозволяє адекватно описувати поширення нестационарного хвильового збурювання уздовж пружного стержня за рахунок наявності в ній «дискретних» пружин.

Континуальна і дискретна моделі стержня

Розглянемо спочатку коротко найбільш відомі і широко використовувані моделі стержня. У якості те-

стової приймемо класичну задачу про поширення нестационарної подовжньої хвилі в пружному стержні, що виникає внаслідок раптово прикладеної до одного з кінців стержня постійної сили. Другий кінець стержня жорстко закріплений.

Відповідно до елементарної теорії Бернуллі подовжні коливання такого стержня в рамках континуальної моделі описуються рівнянням

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} - a^2 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = 0 \quad (1)$$

при початкових і граничних умовах відповідно

$$u|_{t=0} = \frac{\partial u}{\partial t} \Big|_{t=0} = 0, \quad (2)$$

$$\frac{\partial u}{\partial x} \Big|_{x=0} = P, \quad \frac{\partial u}{\partial x} \Big|_{x=l} = 0. \quad (3)$$

У рівнянні (1) $a = \sqrt{E/\rho}$ – швидкість поширення хвилі, E – модуль Юнга, ρ – щільність матеріалу стержня.

Ров'язання [10] даламберовського типу задачі (1)-(3), тобто у формі хвилі, що біжить, представлено на рис. 2 пунктирною лінією. Зверху – графік подовжнього зусилля, унизу – подовжнього переміщення.

Розглянемо тепер дискретну модель того ж стержня, представивши його у вигляді ланцюжка точкових мас, з'єднаних між собою пружними зв'язками (пружинами) (рис. 1). Ланцюжок складається з $n + 1$ част-

ки масою $m = \frac{\rho Fl}{n}$, де F – площа поперечного перерізу стержня, l – його довжина. Твердість кожної пружини дорівнює $c = \frac{nEF}{l}$.

Позначаючи переміщення i -ї крапки в напрямку осі x через u_i запишемо диференціальні рівняння руху ланцюжка:

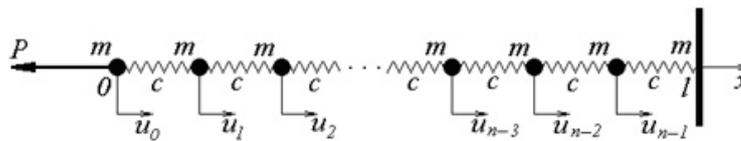


Рис. 1. Дискретна модель стержня з лінійними пружинами

$$\begin{aligned} m\ddot{u}_0 + c(u_0 - u_1) &= -P \\ m\ddot{u}_i + c(u_i - u_{i-1}) + c(u_i - u_{i+1}) &= 0 \quad (i = 2, \dots, n-1) \\ m\ddot{u}_{n-1} + c(u_{n-1} - u_{n-2}) + cu_{n-1} &= 0. \end{aligned} \quad (4)$$

Ров’язання даної системи, розшукуване у вигляді суми окремого рішення неоднорідної системи і загального ров’язання однорідної системи, тут не приводиться через його громіздкість.

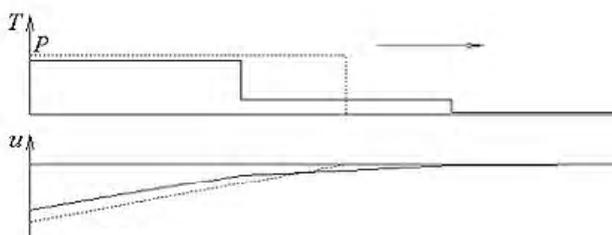


Рис. 2. Поширення навантаження від лівого торця в континуальній (пунктирна лінія) і дискретній моделі з лінійними пружинами (безперервна лінія)

На рис. 2 безперервною лінією зображені графіки переміщень і зусиль у ланцюжку, отримані в результаті рішення системи (4) при $n = 3$. При цьому графік переміщень має вигляд ламаної кривої, а графік зусиль – східчастий вигляд. Добре видно, що дискретна модель дає, у даному випадку, досить грубе наближення, причому збурювання, що поширюється, не має фронту. Із самого початку поширення хвилі починає рухатися весь ланцюжок від навантаженого до закріпленого кінця.

Ситуація поблизу фронту практично не поліпшується із зростанням n (рис. 3). Фактично, тут має місце ефект Гіббса, що виявляється при розкладанні розривних функцій у ряд Фур’є.

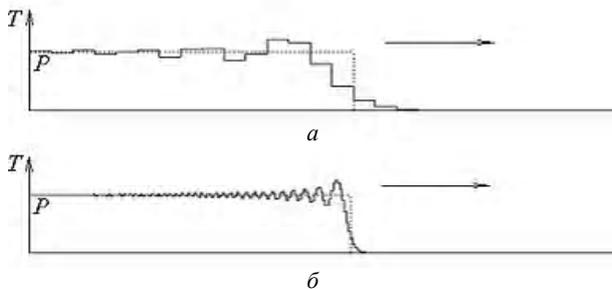


Рис. 3. Графік подовжнього зусилля в континуальній і дискретній моделі при: $a - n = 3$; $b - n = 300$

Таким чином, заміна континуальної моделі стержня дискретною моделлю не тільки не спростила задачу про поширення нестационарної пружної хвилі, але зробила її рішення більш складним, а результати – менш достовірними.

Останнім часом у літературі з’явилося досить багато робіт, у яких розглядаються нові підходи до побудови континуальних апроксимацій дискретного середовища, здатних враховувати мікроструктурні ефекти [11, 12]. Однак, якщо при рішенні стаціонарних задач пропонувані моделі дозволяють одержувати достовірні результати, то їхнє використання в нестационарному випадку є, як правило, не зовсім коректним з погляду опису ситуації поблизу фронту хвилі.

Дискретна модель з дискретними пружинами

Детальний аналіз розглянутої вище дискретної моделі дозволяє пояснити її недостатню ефективність при описі нестационарних збурювань половинчастістю цієї моделі. У ній процесові дискретизації піддається тільки маса стержня, а його пружні властивості моделюються пружинами з лінійними, тобто безперервними характеристиками. Інакше кажучи, можна вважати, що пружні характеристики стержня не дискретизуються.

Розглянемо новий варіант дискретної моделі, у якому усувається зазначений недолік. На рис. 4 приведені графіки подовжнього зусилля T для колишнього варіанта, що відповідає співвідношенню

$$T = c\Delta u \quad (5)$$

(пунктирна лінія) і пропонуваного варіанта (жирна східчаста лінія), описуваного співвідношенням

$$T = -P \cdot \left[\frac{\Delta u}{\Delta} \right], \quad (6)$$

де квадратні дужки позначає округлення аргумента до найближчого цілого числа.

Таким чином, зусилля в новій моделі змінюється стрибкоподібно при зміні деформації на величину $\Delta = P/c$. При зростанні деформації Δu у діапазоні від 0 до $\Delta/2$ реакція пружини дорівнює нулю, а потім стрибкоподібно зростає до величини P . Наступний стрибок на ту ж величину відбувається при досягненні деформацією значення $3\Delta/2$, потім значення $5\Delta/2$ і т.д. Аналогічна зміна реакції відбувається і при негативних значеннях деформації. Таким чином, характерною рисою запропонованої моделі є те, що параметр дискретизації Δ залежить від прикладеного навантаження.

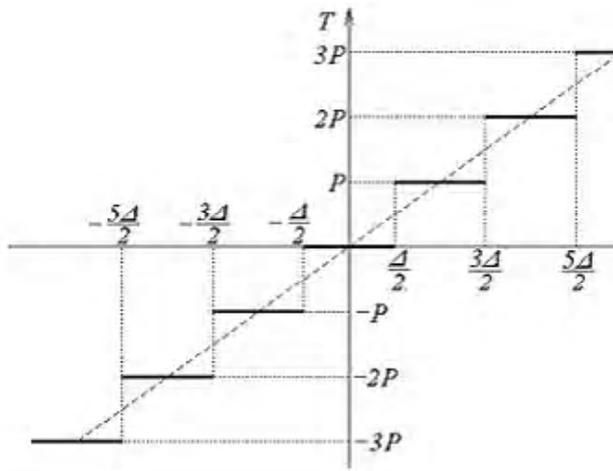


Рис. 4. Залежність подовжньої сили від деформації в моделях з лінійними (пунктирна лінія) і дискретними пружинами (жирна лінія)

Рух часток у ланцюжку під дією раптово прикладеної сили P буде описуватися системою рівнянь

$$\begin{aligned} m\ddot{u}_0 + P \cdot \left[\frac{u_0 - u_1}{\Delta} \right] &= -P \\ m\ddot{u}_i + P \cdot \left[\frac{u_i - u_{i-1}}{\Delta} \right] + P \cdot \left[\frac{u_i - u_{i+1}}{\Delta} \right] &= 0 \quad (i = 1, \dots, n-2) \\ m\ddot{u}_{n-1} + P \cdot \left[\frac{u_{n-1} - u_{n-2}}{\Delta} \right] + P \cdot \left[\frac{u_{n-1}}{\Delta} \right] &= 0. \end{aligned} \quad (7)$$

Оскільки зусилля в ланцюжку передається з однієї частки на іншу через дискретні проміжки часу, задачу будемо вирішувати покроково, вивчаючи протягом відповідних проміжків часу зміни руху тільки однієї частки – тієї, до якої дійшло збурювання.

Так, на проміжку $0 < t < t_1$ під впливом прикладеної сили P починає рівноприскорений рух нульова частка; інші частки навантаженню не піддаються і не переміщуються. При цьому система рівнянь (7) стає еквівалентною одному рівнянню

$$m\ddot{u}_0 = -P, \quad (8)$$

з початковими умовами

$$u_0|_{t=0} = \dot{u}_0|_{t=0} = 0. \quad (9)$$

Ров'язання задачі (8), (9), що має вигляд

$$\dot{u}_0 = -\frac{P}{m}t \quad u_0 = -\frac{Pt^2}{2m}, \quad (10)$$

залишається справедливим до моменту t_1 , коли нульова частка під дією сили P не зміститься з початкового положення на відстань $\Delta/2$, так що

$$-\frac{\Delta}{2} = -\frac{Pt_1^2}{2m},$$

звідкіля

$$t_1 = \sqrt{\frac{m\Delta}{P}} = \sqrt{\frac{m}{c}}.$$

Починаючи з моменту часу t_1 на нульову частку діє урівноважена система сил у вигляді навантаження P (ліворуч) і рівної P реакції пружини (праворуч). Таж реакція діє і на першу частку. У підсумку система рівнянь (7) приймає вигляд:

$$\begin{aligned} m\ddot{u}_0 &= 0 \\ u_0|_{t=t_1} &= -\frac{Pt_1^2}{2m}, \quad \dot{u}_0|_{t=t_1} = -\frac{P}{m}t_1 \\ m\ddot{u}_1 &= -P \\ u_1|_{t=t_1} &= \dot{u}_1|_{t=t_1} = 0. \end{aligned} \quad (11)$$

Відповідно до системи (11) нульова частка, починаючи з моменту t_1 , продовжує рух з постійною швидкістю, досягнутою в момент часу t_1 :

$$\dot{u}_0 = -\frac{P}{m}t_1 \quad u_0 = -\frac{P}{m}t_1 \left(t - \frac{t_1}{2} \right), \quad (12)$$

а перша починає рухатися з прискоренням, повторюючи рух нульової частки з затримкою за часом на t_1 :

$$\dot{u}_1 = -\frac{P}{m}(t-t_1) \quad u_1 = -\frac{P}{2m}(t-t_1)^2 \quad t \geq t_1. \quad (13)$$

У момент часу $t_2 = 2t_1$ на відстань $\Delta/2$ зміщується перша частка, після чого стрибком виникає реакція правої від неї пружини, і перша частка починає рухатися з постійною швидкістю під дією урівноваженої системи сил:

$$\dot{u}_1 = -\frac{P}{m}t_1, \quad u_1 = -\frac{P}{m}t_1 \left(t - \frac{3t_1}{2} \right), \quad (14)$$

а друга частка починає рухатися рівноприскорено:

$$\dot{u}_2 = -\frac{P}{m}(t-t_2) \quad u_2 = -\frac{P}{2m}(t-t_2)^2 \quad t \geq t_2. \quad (15)$$

Неважко установити закономірність для руху довільної частки № i :

$$\dot{u}_i = \begin{cases} -\frac{P}{m}(t-t_i), & t_i \leq t \leq t_{i+1} \\ -\frac{P}{m}t_1, & t \geq t_{i+1}; \end{cases} \quad (16)$$

$$u_i = \begin{cases} -\frac{P}{2m}(t-t_i)^2, & t_i \leq t \leq t_{i+1} \\ -\frac{P}{m}t_1 \left[t - \frac{(2i+1)t_1}{2} \right], & t \geq t_{i+1}, \end{cases} \quad (17)$$

де $t_i = it_1, i \geq 0$.

Таким чином, рух кожної частки складається з двох етапів. Перший етап – розгін із прискоренням – P/m ; другий – рух з постійною швидкістю $\dot{u}_i = -Pt_1/m$.

Реакції всіх пружин, що з'єднують частки, що рухаються, рівні P . Емпора подовжнього зусилля практично збігається з епюрою для випадку континуальної моделі. Єдине істотне розходження полягає в тому, що тепер фронт рухається не з постійною швидкістю, а стрибками.

Знайдемо швидкість поширення фронту. Оскільки на проміжку $0 < t < t_1$ рухається тільки нульова частка, а в момент часу t_1 починає рухатися перша частка, що відстоїть від нульової спочатку на відстані $\Delta l = l/n$, то можна вважати, що фронт нестационарного збурювання пройшов відстань Δl за час t_1 зі швидкістю

$$a = \frac{\Delta l}{t_1} = \Delta l \sqrt{\frac{c}{m}} = \Delta l \sqrt{\frac{EF}{\Delta l} \frac{1}{\rho F \Delta l}} = \sqrt{\frac{E}{\rho}}. \quad (18)$$

Аналогічний результат має місце для всіх часток. Знайдена швидкість збігається зі швидкістю поширення фронту в рамках континуальної моделі. Різниця полягає тільки в тому, що тут фронт переміщується стрибками, переходячи за час t_1 з однієї частки на іншу.

Рішення (16), (17) описує тільки поширення хвилі від навантаженого кінця, що справедливо до моменту падіння фронту на праву опору. Далі починається відбиття хвилі від опори. Застосовуючи міркування, аналогічні вищевикладеним, неважко вивести закономірності, що будуть описувати всі чотири фази поширення збурювання:

$$u_i = \begin{cases} 0, & 0 < t < it_1, \\ -\frac{P}{2m}(t-it_1)^2, & it_1 < t < (i+1)t_1, \\ -\frac{P}{m}t_1 \left[t - \left(i + \frac{1}{2} \right) t_1 \right], & (i+1)t_1 < t < (2n-i)t_1, \\ \frac{P}{2m} \left[t - (2n+1-i)t_1 \right]^2 - 4(n-i)t_1^2, & (2n-i)t_1 < t < (2n+1-i)t_1, \\ -\frac{P}{m}2(n-i)t_1^2, & (2n+1-i)t_1 < t < (2n+1+i)t_1, \\ \frac{P}{2m} \left[t - (2n+1+i)t_1 \right]^2 - 4(n-i)t_1^2, & (2n+1+i)t_1 < t < (2n+2+i)t_1, \\ \frac{P}{m}t_1 \left[t - \left(4n-i + \frac{3}{2} \right) t_1 \right], & (2n+2+i)t_1 < t < (4n+1-i)t_1, \\ -\frac{P}{2m} \left[t - (4n+2-i)t_1 \right]^2, & (4n+1-i)t_1 < t < (4n+2-i)t_1. \end{cases}$$

Таким чином, у момент часу $t = (4n+2)t_1$ система повертається у вихідний стан. Погім процес повторюється, отже, період коливальних дорівнює

$$T = (4n+2)t_1 = (4n+2)\sqrt{\frac{m}{c}} = (4n+2)\sqrt{\frac{l\rho F}{n} \cdot \frac{l}{EFn}} = \left(4 + \frac{2}{n} \right) l \sqrt{\frac{\rho}{E}} \xrightarrow{n \rightarrow \infty} \frac{4l}{a},$$

що узгоджується зі значенням періоду для континуальної моделі.

Порівняння континуальної і дискретної моделей

При зіставленні результатів, отриманих за допомогою дискретних моделей з лінійними і дискретними пружинами, можна бачити принципове поліпшення якості моделі. При звичайних лінійних пружинах фронт узагалі відсутній і не забезпечується граничний перехід від дискретної до континуальної моделі. Збільшення числа часток у ланцюжку, що моделює стержень, не в змозі усунути ефект Гіббса поблизу того місця, де повинний бути фронт.

Дискретизація пружин привела до появи фронту, що поширюється з тією же середньою швидкістю, що і фронт у рамках континуальної моделі, але рухається стрибками. Усі параметри збурювання, що поширюється, практично збігаються з відповідними параметрами для випадку континуальної моделі; граничний перехід також виконується природним образом за рахунок зменшення довжин стрибків фронту при поділі стержня на більш дрібні частини.

Відмінною рисою запропонованої дискретної моделі є те, що завдяки скачкам у характеристиках пружини зусилля передається з однієї частки на іншу через дискретні інтервали часу, що дає можливість протягом відповідних проміжків вивчати зміну руху тільки однієї частки. Ця властивість моделі не зміниться й у випадку неоднорідного стержня, наприклад, у випадках різних мас часток або різних твердостей пружин.

Висновки

1. Запропоновано дискретну модель пружного стержня зі східчастою залежністю подовжнього зусилля від деформації.
2. У складних нестационарних випадках нова модель дає результати аналогічні результатам континуальної моделі.
3. Дискретна модель з тією же ефективністю може використовуватися й у випадку неоднорідного стержня.

Перелік посилань

1. Лизина С. А., Потапов А. И., Нестеренко В.Ф. Нелинейная гранулированная среда с вращающимися частицами: одномерная модель. – Акустический журнал, 2001. – № 5. – С. 685-793.
2. Косевич А. М. Теория кристаллической решетки – Х.: Вища школа, 1988. – 304 с.
3. Филимонов А. М. Континуальные и дискретные модели ограниченных одномерных сред в теории вязкоупругости – ПММ, 1997. – № 2. – С. 285-296.
4. Морозов Н. Ф., Паукшто М. В. Дискретные и гибридные модели механики разрушения. СПб.: Изд-во С.ПбГУ. – 1995. – 160 с.
5. Askes H., Sluys L. J. Explicit and implicit gradient series in damage mechanics Eur. J. Mech. A. Solids, 2002. – №21. – P. 379-390.

6. Pagano S., Paroni R. A simple model for phase transition: from the discrete to the continuum problem *Quart. Appl. Math.*, 2003. – №61 – P.89-109.
7. Аэро Э. Л. Существенно нелинейная микромеханика среды с изменяемой периодической структурой *Успехи механики*, 2002. – №3. – С. 130-176.
8. Shen W. Traveling waves in time periodic lattice dynamical systems *Nonlinear Analysis*, 2003. № 54. – P. 319-339.
9. Jensen J. S. Phononic band gaps and vibrations in one- and two-dimensional mass-spring structures *Journal of Sound and Vibration*, 2003. – №5. – P. 1053-1078.
10. Новацкий В. Теория упругости М.: Мир, 1975. – 872 с.
11. Адрианов И. В. Об особенностях предельного перехода от дискретной упругой среды к непрерывной – ПММ, 2002. – №2. – С. 271-275.
12. Askas H., Metrikine A.V. One-dimensional dynamically consistent gradient elasticity models derived from a discrete microstructure. Part 1: Generic formulation. *Eur. J. Mech. A. Solids*, 2002. – №21. – P. 573-588.

Одержано 24.12.2007

Предложена дискретная модель распространения нестационарного волнового возмущения в упругом стержне. Принципиальной особенностью новой модели является ступенчатый вид зависимости упругих характеристик модели (пружин) от деформации. Результаты исследований показали, что предложенная модель при решении нестационарных задач дает результаты, лучшие согласующиеся с континуальной моделью, чем известные дискретные модели.

The discrete model of propagation of non-stationary wave indignation in an elastic rod is offered. The distinguishing feature of this model is a stage type of relationship of elastic characteristics of the model (springs) upon the deformation. Research results have proved that proposed model gives better results, when solving non-stationary problems that agree with continual model in comparison with known discrete models.

УДК 621.771.23

Е. В. Байков

Государственное высшее учебное заведение «Донецкий национальный технический университет»,
г. Донецк

ИССЛЕДОВАНИЕ НА НЕПРЕРЫВНОМ СТАНЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ПРОДОЛЬНОЙ РАЗНОТОЛЩИННОСТИ ПОЛОС

На непрерывном четырехклетевом стане холодной прокатки исследовали продольную разнотолщинность полос при симметричном и асимметричном процессах прокатки. Асимметрию создавали только в четвертой клетки разницей скоростей вращения рабочих валков. Применение рассогласования скоростей валков позволило уменьшить среднее значение толщины полос на 1,9 %, а долю полос, прокатанных в отрицательном поле допусков по толщине увеличить с 69 % до 85 %.

Металлургические предприятия Украины большую часть своей продукции поставляют на мировой рынок. Это характерно и для металлургических предприятий Донецкой области. В таблице 1 приведена структура готового проката, произведенного и экспортированного металлургическими предприятиями Донецкой области в 2005 году [1].

Как видно из таблицы, в 2005 г. предприятия Донецкой области экспортировали 82,55 % готового проката. Экспорт холоднокатаного листа был еще больше и составил 95,78 %.

Между тем, конкуренция на рынке металлопродукции непрерывно ужесточается, что является следствием наращивания производственных мощностей в ряде развивающихся стран, а также в Китае [2]. В свою очередь, ужесточение конкуренции на мировом рынке металлопродукции стимулирует повышение ее каче-

ства (подтвержденного сертификатом) и снижение себестоимости. В большинстве случаев производители и покупатели металлопродукции предпочитают сертифицировать ее в системе международных стандартов ИСО 9001 или ИСО 9002.

Получение продукции, отвечающей требованиям этих стандартов, предусматривает также использование технологии, обеспечивающей необходимое качество продукции.

Целью данной работы¹ является повышение точности геометрических размеров холоднокатаных полос за счет совершенствования технологии их прокатки на непрерывном стане.

¹ Работа выполнена под руководством д.т.н., проф. В. С. Горелика

Таблиця 1 – Структура готового проката, произведенного и экспортированного предприятиями Донецкой области в 2005 году

№№ п/п	Вид проката	Произведено		Экспортировано	
		тыс. тонн	%	тыс. тонн	%
1	Арматура	214	1,4	20	0,1
2	Средний сорт	541	3,5	168	1,3
3	Крупный сорт	805	5,2	477	3,7
4	Заготовка катаная	855	5,5	850	6,7
5	Заготовка литая	5201	33,6	5181	40,5
6	Толстый лист	3770	24,3	3021	23,6
7	Горячекатаный лист	2555	16,5	2366	18,5
8	Холоднокатаный лист	593	3,8	568	4,4
9	Оцинкованный лист	340	2,2	150	1,2
10	Рельсы	198	1,3	0	0
11	Катанка	423	2,7	0	0
12	Лента	12	0,1	0	0
Итого		15507	100	12801	100

Существующие способы регулирования точности геометрических размеров листового проката по принципу воздействия можно разделить на три группы:

I группа – способы регулирования без приложения дополнительных нагрузок (станочное профилирование, тепловое профилирование и т.п.).

II группа – способы регулирования предполагающие приложение дополнительных нагрузок (противоизгиб, гидрораспор и т.п.).

III группа – способы регулирования через воздействие на величину пластической деформации (различные виды асимметрии при прокатке).

Первая группа способов не позволяет оперативно реагировать на изменения размеров заготовок и полос, вторая – создает дополнительную нагрузку на валки и станины. Асимметричная прокатка позволяет оперативно реагировать на изменения размеров заготовок и полос и не вызывает увеличения нагрузки на станину и валки. Поэтому для снижения продольной разнотолщинности было предложено использовать рассогласование скоростей валков.

Следует отметить, что в отличие от симметричного процесса в очаге деформации при асимметричной прокатке возникает зона сдвиговой деформации, т.е. зона, в которой силы контактного трения со стороны ведущего (вращающегося с большей скоростью) и ведомого (вращающегося с меньшей скоростью) валков направлены в противоположные стороны (рис. 1). Протяженность этой зоны и, как следствие, повышение качества полос, определяется не только степенью рассогласования скоростей валков, а и режимом прокатки.

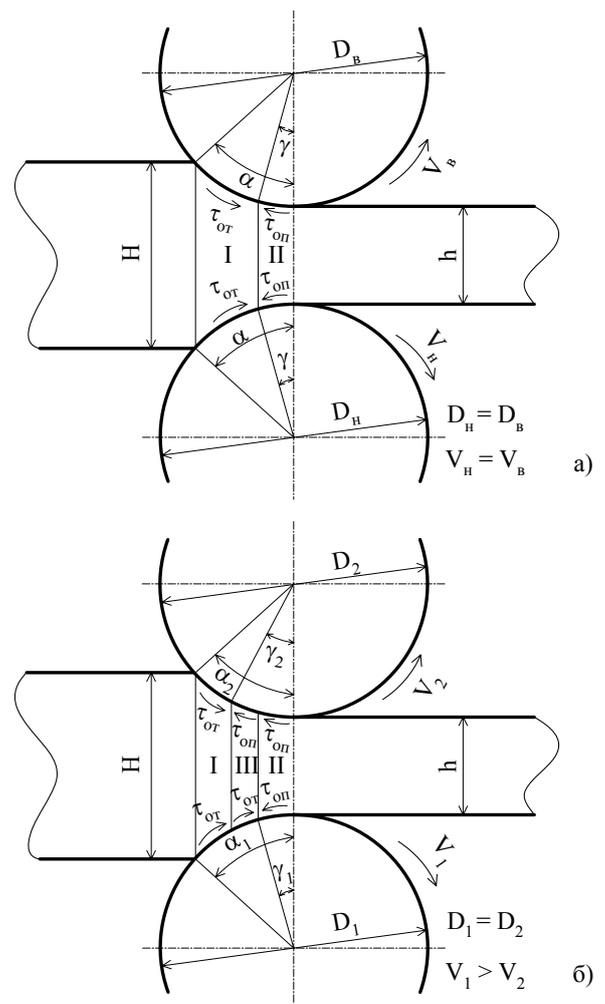


Рис. 1. Схема очага деформации при симметричном (а) и асимметричном (б) процессах прокатки

Применение асимметричной прокатки позволяет изменять текстуру проката и шероховатость его поверхности, получать прокат с требуемыми физико-механическими свойствами, управлять формой полосы. Также многие исследователи отмечают, что при асимметричной прокатке снижается сила прокатки, что позволяет уменьшить упругую деформацию клетки [3-10].

Задача данной работы состояла в том, чтобы изучить влияние скоростной асимметрии на продольную разнотолщинность полос, получаемых на непрерывном стане холодной прокатки.

Исследования² проводили на непрерывном четырехклетевом стане холодной прокатки 1700.

Продольную разнотолщинность оценивали по величине отклонения толщины полосы от заданной. Толщину полосы на стане измеряли при помощи рентгеновского толщиномера, установленного за четвертой клетью стана. Заданное значение толщины устанавливают вручную. Сигнал с толщиномера регистрируют при помощи УВМ и используют как управляющий в системе автоматического регулирования толщины и натяжения полосы (САРТиН), установленной на четвертой клетке стана.

При проведении исследования в первых трех клетях стана полосы прокатывали только по симметричному скоростному режиму, а в четвертой клетке – как по симметричному, так и по асимметричному скоростным режимам. Деформационно-скоростные режимы прокатки на стане (обжатие, натяжение и т.д.) при проведении исследования назначали в соответствии с технологической инструкцией. Равенство обжатия полос в четвертой клетке при симметричном и асимметричном процессах прокатки обеспечивала САРТиН.

Рассогласование скоростей валков в четвертой клетке стана создавали разницей скоростей вращения двигателей главного привода. Степень рассогласования скоростей валков назначали с учетом установленной ранее загрузки двигателей главного привода [11], а оценивали по разнице частоты вращения ведущего (ω_1) и ведомого (ω_2) двигателей главного привода по следующей зависимости

$$a = \frac{2 \cdot (\omega_1 - \omega_2)}{\omega_1 + \omega_2} \times 100 \%$$

Для измерения скорости вращения на двигателях главного привода были установлены импульсные датчики оборотов типа РЕТА. Сигналы с датчиков оборотов, а также токовую загрузку двигателей главного привода регистрировали при помощи осциллографа Н-117.

По результатам исследования рассчитали частотное распределение отклонения толщины полосы от заданного значения (рис. 2).

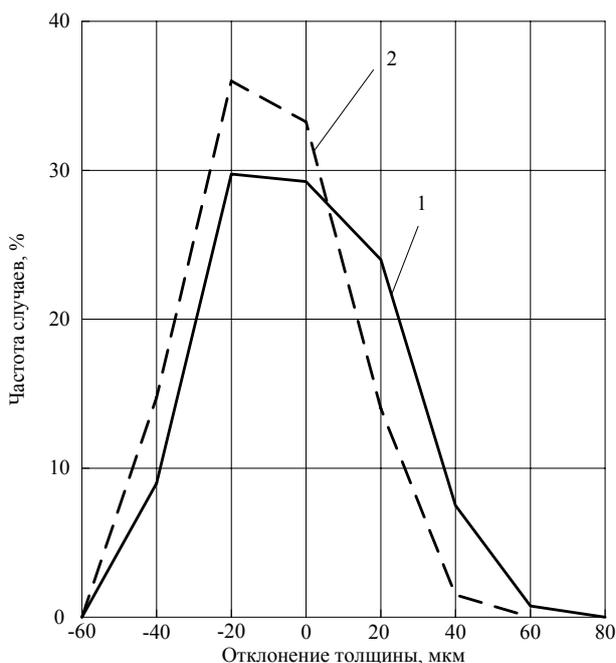


Рис. 2. Продольная разнотолщинность холоднокатаных полос после симметричной (1) и асимметричной (2) прокатки в четвертой клетке непрерывного стана холодной прокатки

Количественно продольную разнотолщинность полос оценивали по следующим показателям:

- отклонению среднего значения от заданного (уставки толщиномера) Δh_{cp}^{np} («+» – среднее значение выше номинального, «-» – ниже), мкм;
- среднеквадратичному отклонению σ_n^{np} , мкм;
- средней толщине полосы h_{cp} , мм;
- доле полос, прокатанных в отрицательном поле допуска по толщине L_{om}^{np} , проценты.

Разнотолщинность полос составила

	Δh_{cp}^{np}	σ_n^{np}	h_{cp}	L_{om}^{np}
симметричный процесс	-12,93	22,692	0,468	69
асимметричный процесс	-20,88	18,621	0,459	85

Как видно, применение рассогласования скоростей валков позволило уменьшить среднее значение толщины полос на 1,9 %. А это, в свою очередь, позволило увеличить долю полос, прокатанных в отрицательном поле допуска по толщине на 16 %.

Следует отметить, что при проведении исследования рассогласование скоростей валков не привело к возникновению дефектов плоскостности полос и превышению допустимого значения токовой загрузки двигателей главного привода.

²В проведении исследования принимали участие А. П. Митьев, И. В. Клименко, А. В. Феофилактов

Таким образом, применения рассогласования скоростей валков на непрерывном стане холодной прокатки позволяет снизить продольную разнотолщинность полос и, тем самым, повысить эффективность работы системы автоматического регулирования толщины полос и натяжения.

Перечень ссылок

1. Кисиль В.В., Жуков В.Д., Коновалов Ю.В. Металургийний комплекс Донецької області. Повідомлення 1 // Металл и литье Украины. – 2006. – № 3-4. – С. 5-11.
2. Смирнов А.Н., Смирнов Е.Н. Опыт производства сортовых заготовок для длинномерного проката // Металл. – 2005. – № 1. – С. 44-50.
3. Управление шероховатостью лент с помощью несимметричной прокатки / В. Е.Лунев, И. Г.Шубин, М. И.Румянцев и др. // Производство проката. – 2003. – № 6. – С. 28-29.
4. Агеев Л. М. Управляющие воздействия на форму полосы при прокатке // Труды 4 Конгресса прокатчиков, Магнитогорск, 16-19 окт., 2001. – Т. 1. – М., 2002. – С. 192-197.
5. Влияние сдвиговой прокатки на текстуры деформации фольги из алюминия высокой чистоты / Lu Aiqiang, Jiang Qiwu, Wang Fu and ect. // Jinshu xuebao = Acta met. sin. – 2002. – 38. – № 9. – С. 974-978.
6. Lee Dong Nyung, Kim Keun-Hwan. Effect of asymmetric rolling parameters on texture development in aluminum sheets // Abstr. 130th Annual International Meeting and Exhibition of TMS, New Orleans, La, Febr. 11-15, 2001. – JOM: J. Miner., Metals and Mater. Soc. – 2000. – 52, № 11. – С. 155.
7. Николаев В.О., Мазур В.Л. Технологія виробництва сортового та листового прокату. – Запоріжжя, видавництво ЗДІА, 2000. – Ч. II. – 220 с.
8. Исаевич Л. А., Сидоренко М.И., Смирнова Л.А. Периодическая прокатка полос в условиях интенсивной сдвиговой деформации // Кузнечно-штамповочное производство. – 2000. – 8. – С. 15-17.
9. Kawalek A., Dyja H., Markowski J. Effect of asymmetrical rolling on broadening of the product line of rolled sheets // Metalurgija (Zagreb). – 2003. – 42, № 3. – С. 207-211.
10. Федоринов В.А., Данько А.В., Шломчак Г.Г. Исследование контактных напряжений при асимметричной прокатке методом фотоупругости // // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематич. зб. наук. пр. – Краматорськ: ДДМА, 2007. – С. 369-373.
11. Байков Е.В. Исследование технологии холодной прокатки полос на непрерывном стане с рассогласованием скоростей валков // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематич. зб. наук. пр. – Краматорськ: ДДМА, 2007. – С. 424-427.

Одержано 10.12.2007

На безперервному чотирьохкільтовому стані холодного плющення досліджували подовжню різнотовщинність смуг при симетричному й асиметричному процесах плющення. Асиметрію створювали тільки в четвертій клітці різницею швидкостей обертання робочих валків. Застосування розузгодження швидкостей валків дозволило зменшити середнє значення товщини смуг на 1,9 %, а частку смуг, прокатаних в негативному полі допусків по товщині збільшити з 69 % до 85 %.

Variations in thickness strip at the symmetric and asymmetric processes of rolling are studied on the continuous four-stand cold-rolling mill. Asymmetry was set up only in the fourth stand through the difference in velocity of roll rotation. The application of discrepancy in roll velocity allowed to decrease average sheet thickness value by 1,9% and increase the part of the strips that were rolled in a negative zone of tolerance from 69 to 85%.

Д-р техн. наук С. М. Жучков, канд. техн. наук А. П. Лохматов,
К. Ю. Ключников, Ю. В. Кармазина

Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепропетровск

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ВОЛОЧЕНИИ КРУГЛОЙ ЗАГОТОВКИ В СВОБОДНО ВРАЩАЮЩИХСЯ ВАЛКАХ С ГЛАДКОЙ БОЧКОЙ

Проведен детальный анализ распределения напряженно-деформированного состояния металла при волочении круглой заготовки в свободно вращающихся валках с гладкой бочкой. Определены особенности изменения напряженно-деформированного состояния металла при волочении исходной круглой заготовки с различными значениями максимального относительного обжатия за переход.

В последнее время в теории ОМД получили развитие численные методы, которые являются одним из наиболее удобных средств анализа напряженно-деформированного состояния металла. Применение численных методов для моделирования процесса волочения в роликовых волоках позволит без проведения дорогостоящих физических экспериментов сформулировать представление о физических процессах происходящих в металле. Поэтому применение численных методов для анализа напряженно-деформированного состояния металла является актуальной задачей.

Целью настоящего исследования является теоретический анализ особенностей напряженно-деформированного состояния металла при волочении исходной круглой заготовки, деформируемой в свободно вращающихся валках с гладкой бочкой.

Задача исследований заключалась в последовательном анализе напряженно-деформированного состояния металла на всем протяжении геометрического очага деформации.

В качестве математического аппарата при расчетах использовался конечно-элементный пакет программ, который был адаптирован для условий волочения металла в роликовых волоках. Основные положения моделирования изложены в работе [1].

Методика проведения аналитического исследования

Моделирование проводили для случая деформирования исходной круглой заготовки волочением в двухроликовой волоке с различными значениями максимального относительного обжатия за переход (от 10 % до 40 %).

При выполнении расчетов в качестве исходных данных принимались следующие параметры: диаметр исходной заготовки – 3,67 мм; диаметр роликов с гладкой бочкой – 80 мм; материал исходной заготовки –

сталь 70; начальное значение сопротивления металла деформации – 916,4 Н/мм²; скорость волочения – 3,05 м/с; режимы деформирования, представленные в табл. 1; при расчетах исходная круглая заготовка разбивалась на 9480 конечных элементов.

Параметры моделирования были приняты с учетом возможностей технологического оборудования прокатной лаборатории для экспериментальной проверки результатов моделирования.

В результате выполненных расчетов было получено трехмерное поле скоростей течения металла, с использованием которого вычислены интенсивность скоростей деформации сдвига в каждой точке полосы, а затем и степени деформации металла в этих же точках.

Таблица 1 – Режим обжатия круглой заготовки диаметром 3,67 мм при проведении численного эксперимента

Относительное обжатие за переход, ϵ , %	10	20	30	40
Высота ленты после обжатия, h_1 , мм	3,27	2,93	2,54	2,20

По полученному деформированному состоянию определили напряженное состояние.

Для анализа напряженного состояния металла геометрический очаг деформации в продольном направлении был разбит на 11 поперечных сечений от $l_x/l_0 = 1,0$ до $l_x/l_0 = 0$ (l_x – расстояние от начала контакта металла с валками до конкретного сечения; l_0 – длина геометрического очага деформации). Каждое поперечное сечение разбивалось на 4 характерные области. Схема разбиения поперечного сечения на области представлена на рис. 1.

В каждой области поперечного сечения полосы на протяжении всего геометрического очага деформации определялись средние значения составляющих поля

скоростей течения металла (v_x, v_y, v_z) и поля напряжений ($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$). Изменение составляющих поля скоростей и напряжений в каждой области поперечного сечения по длине геометрического очага деформации представлено на рис. (5, 7, 9) и (6, 8, 10), соответственно.

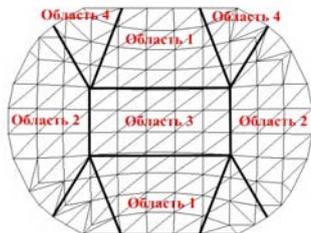


Рис. 1. Схема разбиения поперечного сечения очага деформации на области:

- 1 – область контакта металла с валками; 2 – боковая внеконтактная область; 3 – центральная область сечения; 4 – область на границе контактной и боковой внеконтактной областей

Анализ полученных результатов

Продольные напряжения (σ_x). До сечения $l_x/l_o = 0,4$ продольная составляющая скорости течения металла v_x в поверхностных слоях полосы (область 1) выше, чем в других областях сечения. Следовательно, область 1 в продольном направлении тянет за собой области 2, 3 и 4. В результате в области 1 до сечения $l_x/l_o = 0,4$ в продольном направлении возникают сжимающие на-

пряжения, а в областях 3 и 4 растягивающие напряжения.

В сечении $l_x/l_o = 0,4$ скорость течения металла в продольном направлении во всех областях сечения распределена равномерно (практически равны). Следовательно, в этом сечении напряжения уравниваются либо стремятся к нулю.

После сечения $l_x/l_o = 0,4$ происходит видоизменение распределения продольной составляющей поля скоростей. Продольная составляющая v_x в центральной области сечения (область 3) выше, чем в остальных областях сечения. Следовательно, область 3 в продольном направлении тянет за собой все остальные области сечения (1 и 4). В результате чего в области 3 в продольном направлении возникают сжимающие напряжения, а в областях 1 и 4 растягивающие напряжения.

Поперечные напряжения (σ_y). В поперечном направлении наибольшая скорость течения металла наблюдается в области 2. В этой области до сечения $l_x/l_o = 0,3$ в поперечном направлении металл подпирается деформируемым металлом из области 1, а после сечения $l_x/l_o = 0,3$, когда деформация достигла центральных слоев сечения, дополнительно и областью 3. Следовательно, в области 2 в поперечном направлении по всей длине очага деформации возникают растягивающие напряжения.

В области 1 скорость течения металла в поперечном направлении мала. Следовательно, напряжения в поперечном направлении будут ближе к нулю.

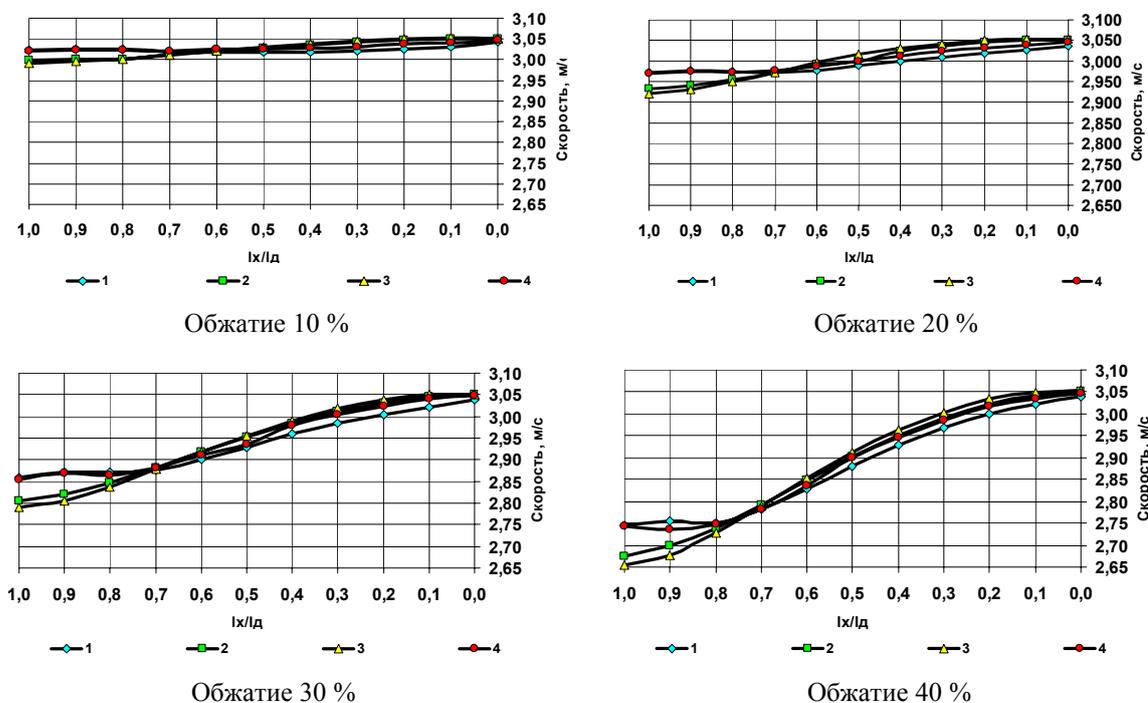


Рис. 2. Изменение продольной составляющей скорости течения металла v_x по областям поперечного сечения вдоль геометрического очага деформации

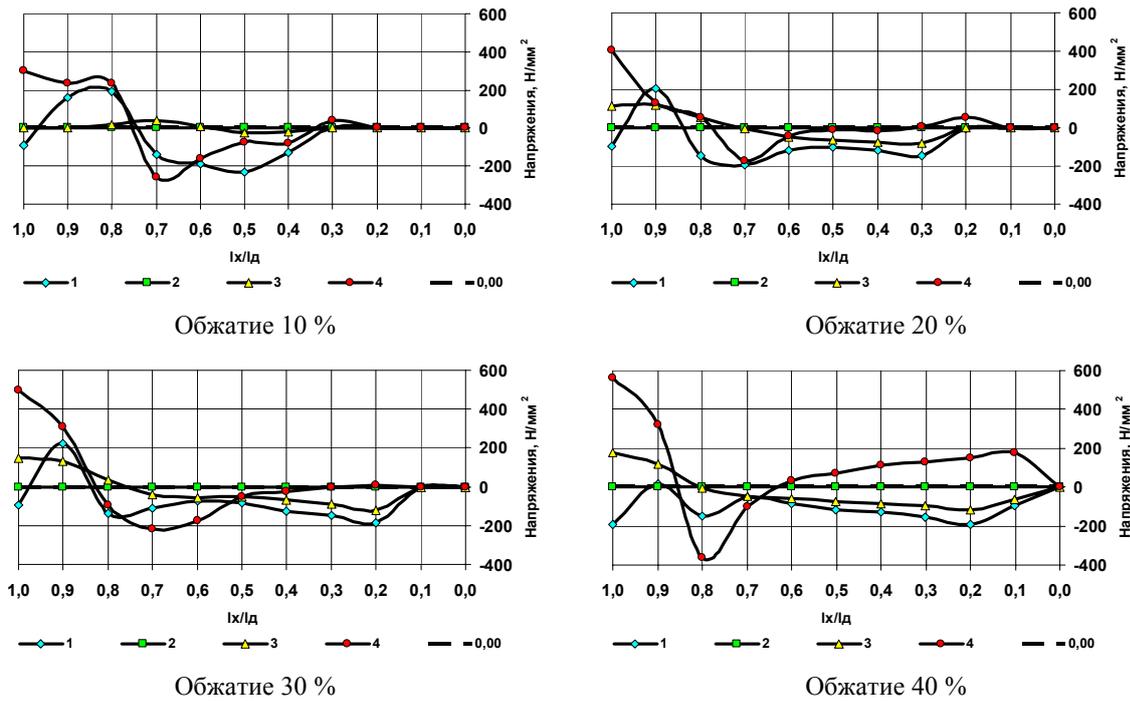


Рис. 3. Изменение продольной составляющей поля напряжений металла s_x по областям поперечного сечения вдоль геометрического очага деформации

До сечения $l_x/l_o = 0,3$ деформация в область 3 практически не проникает. На этом участке очага деформации в поперечном направлении наблюдается следующая картина течения металла. Металл из области 1 течет в область 2, увлекая за собой область 3. Следовательно, до сечения $l_x/l_o = 0,3$ в области 3 в поперечном направлении возникают растягивающие напряжения.

После сечения $l_x/l_o = 0,3$ деформация начинает проникать в центральные слои сечения. Металл из области 3 начинает течь в сторону уширения и подпирать область 2. Следовательно, в области 3 после сечения $l_x/l_o = 0,3$ возникают сжимающие напряжения.

Обжимаемый металл из области 1 в поперечном направлении течет в сторону уширения (область 2) и

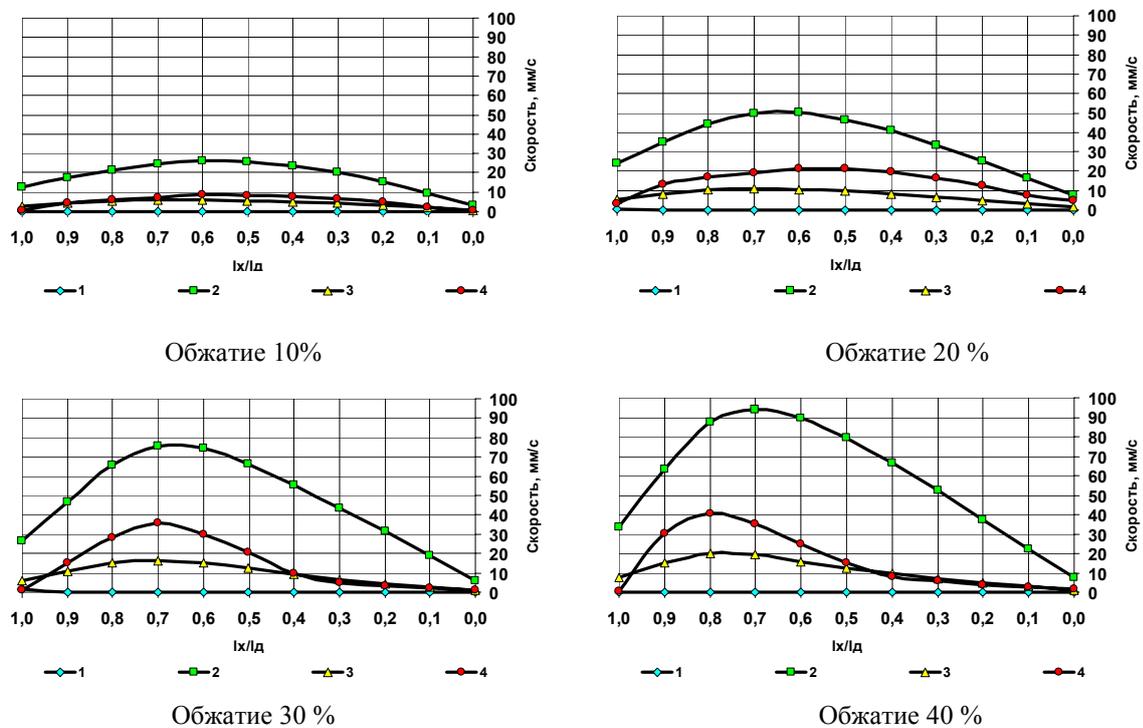


Рис. 4. Изменение поперечной составляющей скорости течения металла v_y по областям поперечного сечения вдоль геометрического очага деформации

тянет за собою область 4. Следовательно, в области 4 в поперечном направлении по всей длине очага деформации возникают растягивающие напряжения, которые по мере приближения к сечению выхода металла из валков уменьшаются за счет уменьшения интенсивности деформации поверхностных слоев (область 1).

Вертикальные напряжения (σ_z). В начале очага деформации сечение ($l_x/l_0 = 0$) в области 1 скорость течения металла в вертикальном направлении превышает скорость течения металла в области 4, т.е. область 1 в вертикальном направлении тянет за собою область 4. Следовательно, в области 4 в вертикальном

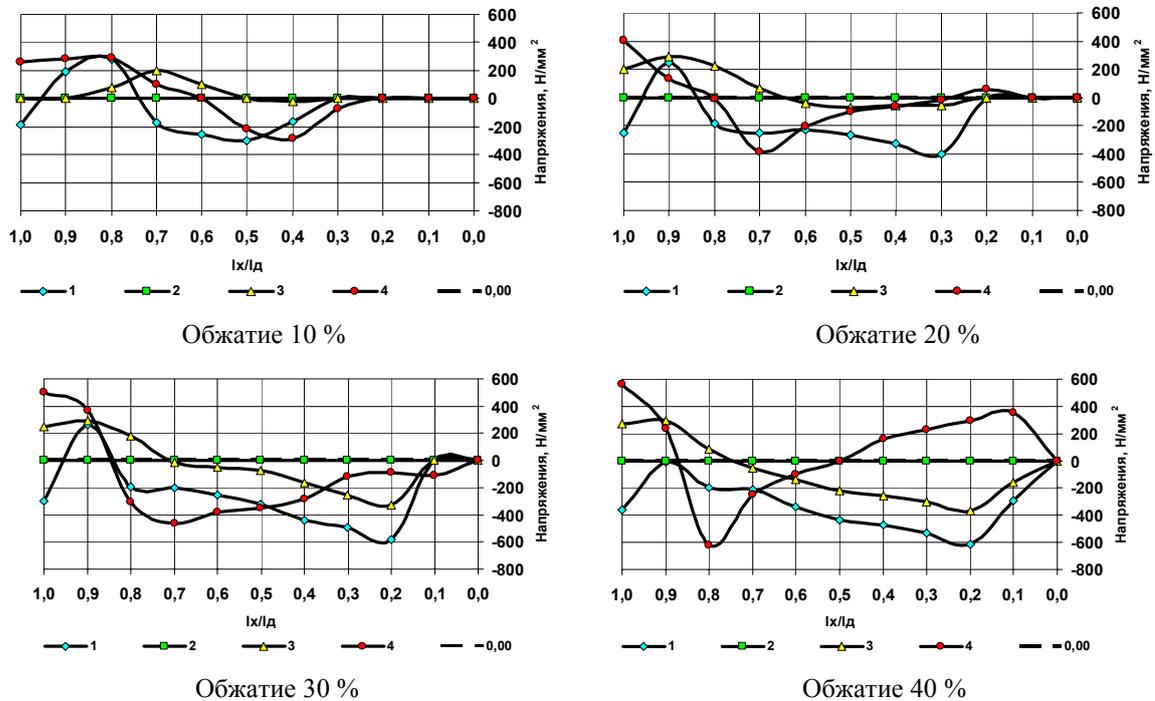


Рис. 5. Изменение горизонтальной составляющей поля напряжений металла σ_y по областям поперечного сечения вдоль геометрического очага деформации

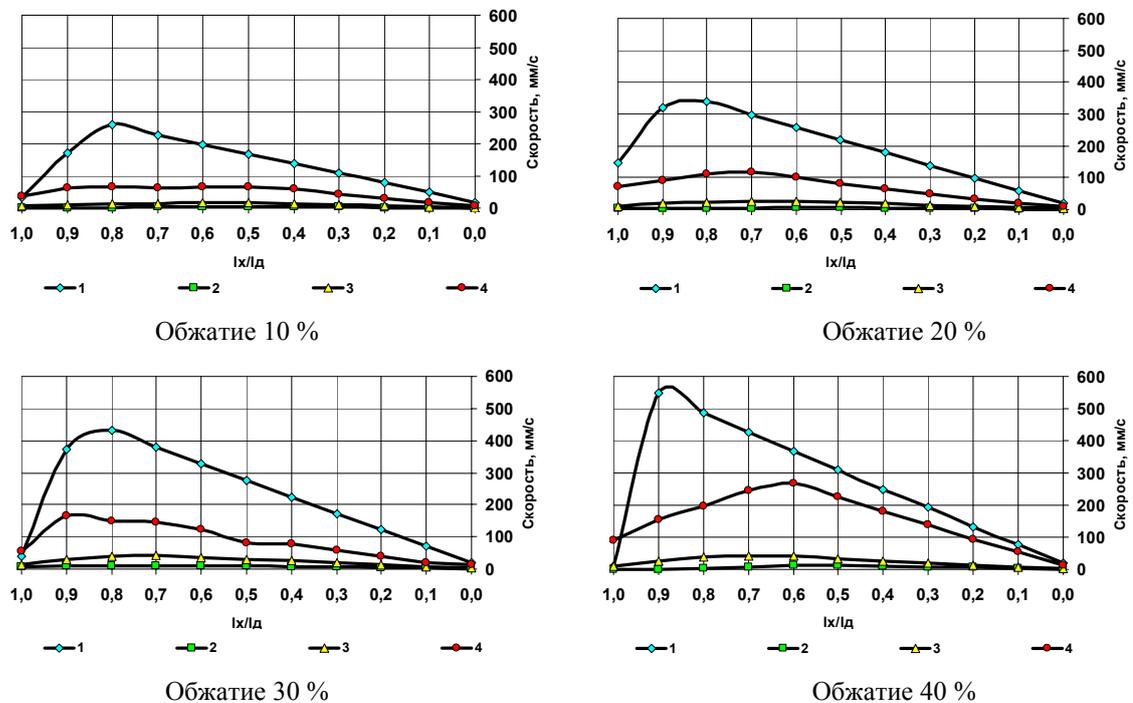


Рис. 6. Изменение вертикальной составляющей скорости течения металла v_z по областям поперечного сечения вдоль геометрического очага деформации

направлении в сечении $l_x/l_o = 0$ возникают растягивающие напряжения. После сечения $l_x/l_o = 0,1$ за счет того, что ширина контакта увеличивается металл в области 4 подвержен обжатию. Следовательно, в области 4 после сечения $l_x/l_o = 0,1$ возникают сжимающие напряжения.

В области 1 на протяжении всего очага деформации в вертикальном направлении возникают сжимающие напряжения, т.к. металл подвержен обжатию.

В области 3 в начале очага деформации в верти-

кальном направлении напряжения отсутствуют, т.к. деформация не проникла в центральные слои металла. По мере проникновения деформации в область 3 в вертикальном направлении возникают сжимающие напряжения, т.к. металл подвергается осадке.

Металл из области 1 в вертикальном направлении подпирает металл в области 2. Следовательно, в области 2 на всем протяжении очага деформации возникают сжимающие напряжения.

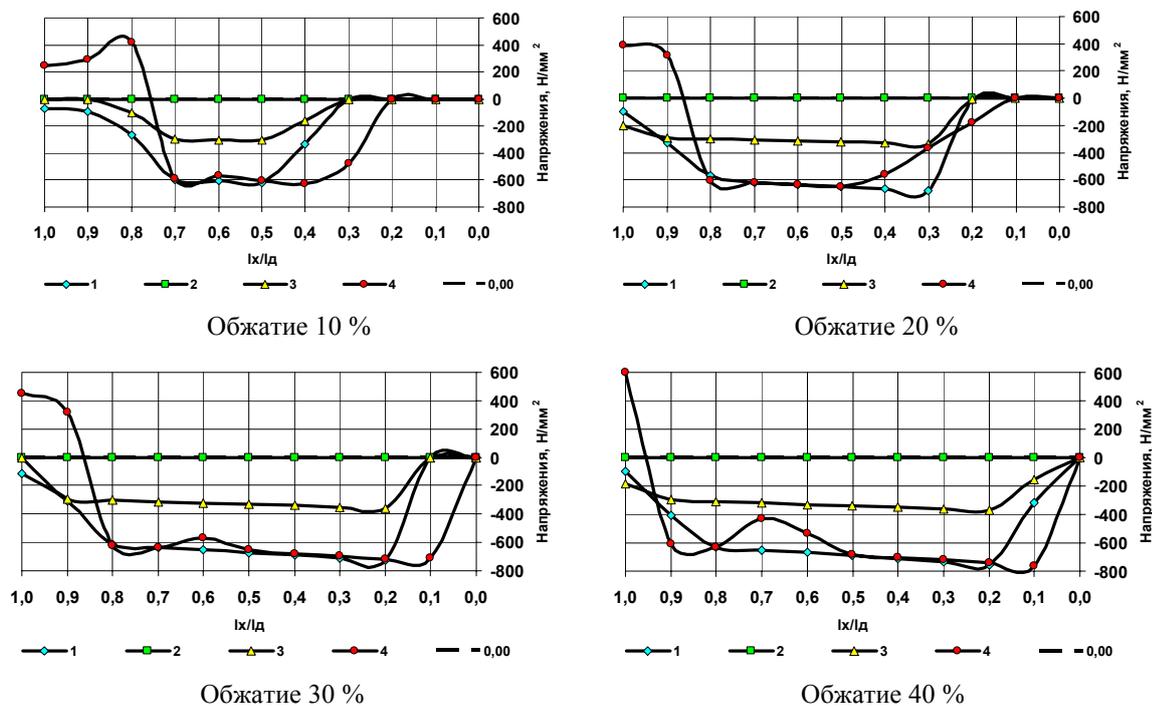


Рис. 7. Изменение вертикальной составляющей поля напряжений металла σ_z по областям поперечного сечения вдоль геометрического очага деформации

Выводы

Для разработки технологии производства стальной плетеной ленты методом волочения в роликовых волокнах для нужд машиностроения, выполнен детальный анализ распределения напряженно-деформированного состояния металла при волочении круглой заготовки в свободно вращающихся валках с гладкой бочкой. Определены особенности изменения напряженно-деформированного состояния металла при во-

лочении исходной круглой заготовки с различными значениями максимального относительного обжатия за переход.

Перечень ссылок

1. Илюкович Б.М., Огурцов А.П., Нехаев Н.Е., Ершов С.В. Теоретические основы обработки металлов давлением. В 2-х т. – Том 2. – Днепропетровск: РИА «Днепро-ВАЛ», 2002.

Одержано 10.12.2007

Проведено детальний аналіз розподілу напружено-деформованого стану металу при волочінні круглої заготовки у валяннях, що вільно обертаються, з гладкою бочкою. Визначені особливості зміни напружено-деформованого стану металу при волочінні початкової круглої заготовки з різними значеннями максимального відносного обтискання за перехід.

Detailed analysis of strain-deformed state of metal has been carried out when drawing a round billet through freely rotating barrel-shaped rolls. Peculiarities of metal strain-deformed state changes when drawing initial round billet with different values of maximum relative reduction per pass.

ИССЛЕДОВАНИЯ ВИДА ФУНКЦИИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ДЛЯ СОБСТВЕННЫХ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ СТАЛЬНОЙ БАЛКИ

Исследованы собственные изгибные колебания стальной балки при наличии внутреннего трения. Выполнен компьютерный анализ характера колебаний балки для различных видов и параметров функции трения. Показано, что использование комбинированной зависимости для функции трения позволяет сблизить расчетную и экспериментальную осциллограммы колебаний.

При математическом моделировании колебательных процессов, в том числе, изгибных колебаний упругих несущих элементов, представляет интерес вопрос о выборе функции описывающей силы внутреннего трения. Обычно для учета внутреннего трения используют одну из следующих зависимостей [1, 2, 4, 5]:

$$\text{- сухое трение } f_1 = -b_1 \cdot \text{sign}(\dot{y}); \quad (1)$$

$$\text{- вязкое сопротивление } f_2 = -b_2 \cdot \dot{y}; \quad (2)$$

$$\text{- сопротивление пропорциональное квадрату скорости}$$

$$f_3 = -b_3 \cdot \dot{y}^2 \cdot \text{sign}(\dot{y}). \quad (3)$$

При этом в литературе не приводится сведений о том, какую из данных функций и по какому критерию целесообразно принимать в расчетах для конкретного вида исследуемого объекта. В связи с этим указанный вопрос является актуальным.

В данной работе приведены результаты исследований собственных колебаний стальной балки. На первом этапе выполнен эксперимент, схема которого представлена на рис. 1. На консольно закрепленной стальной балке 1, имеющей прямоугольную форму поперечного сечения, закреплены датчики 2, которые

фиксируют деформацию балки в заданном сечении. Конец балки отклоняют на заданную величину V_0 и отпускают, балка совершает собственные колебания при заданных начальных условиях. Сигнал от тензодатчиков усиливается и обрабатывается АЦП, а затем через COM-порт передается в компьютерный осциллограф 3, где в режиме реального времени строится диаграмма колебаний.

В эксперименте использована стальная балка со следующими характеристиками: $\rho = 7,58 \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$;

$b = 1,5 \cdot 10^{-2} \text{ м}$; $h = 0,9 \cdot 10^{-2} \text{ м}$ – плотность и размеры поперечного сечения балки; $l = 0,295 \text{ м}$ – длина балки; $E = 2,06 \cdot 10^{11} \frac{\text{Н}}{\text{м}^2}$ – модуль упругости;

$$J = \frac{b \cdot h^3}{12} = 9 \cdot 10^{-11} \text{ м}^4 \quad \text{– осевой момент инерции;}$$

$$F = b \cdot h = 1,35 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2 \quad \text{– площадь поперечного сечения балки.}$$

Полученная с помощью компьютера осциллограмма представлена на рис. 2.

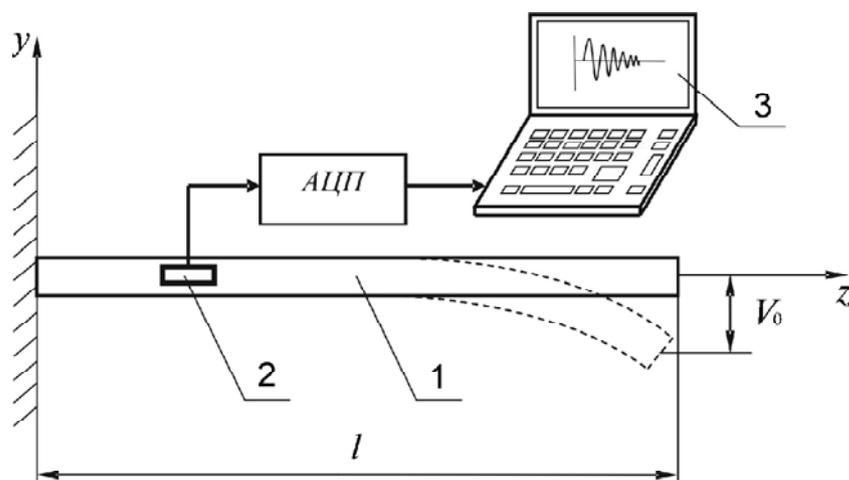


Рис. 1. Схема экспериментальной установки

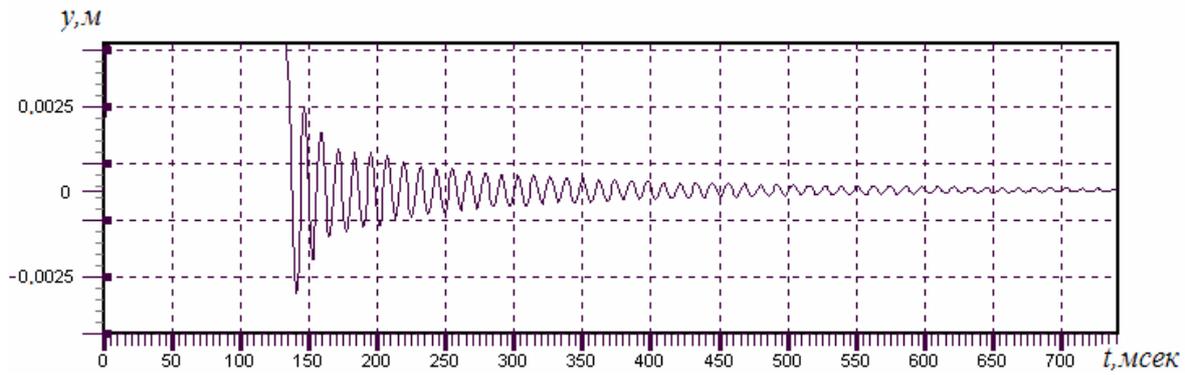


Рис. 2. Оциллограмма колебаний балки

Видно, что балка совершает затухающие колебания с периодом $T_{\text{э}} = 0,012$ с, полное затухание происходит за $\Delta t \approx 0,8$ с. Теоретическое значение круговой частоты k и периода T для первой формы собственных колебаний балки определяем по известным формулам [3]: $k = 1,875 \cdot \frac{1}{l^2} \cdot \sqrt{\frac{EJ}{\rho F}}$, $T = \frac{2\pi}{k}$. Для приведенных выше данных получим $k = 534 \frac{1}{\text{с}}$, $T = 0,01175$ с, что достаточно хорошо согласуется с экспериментом.

Выполним теоретический анализ затухающих колебаний балки, используя известное дифференциальное уравнение [3]:

$$\frac{\partial^2 V}{\partial t^2} + a^2 \cdot \frac{\partial^4 V}{\partial \tilde{z}^4} = -\Phi_{mp}, \quad (4)$$

где $a^2 = \frac{EJ}{m} \cdot \frac{1}{l^4}$, EJ – жесткость при изгибе; Φ_{mp} – удельная сила внутреннего трения; $m = \rho \cdot b \cdot h$ – удельная масса балки; $\tilde{z} = \frac{z}{l}$ – безразмерная координата.

Согласно методу Фурье прогиб V представляют в виде произведения двух функций:

$$V(\tilde{z}, t) = x(\tilde{z}) \cdot y(t), \quad (5)$$

где $V(\tilde{z}, t)$ – прогиб балки; $x(\tilde{z})$ – собственная функция задачи; $y(t)$ – функция, определяющая колебательный характер движения балки согласно уравнению:

$$\ddot{y} + k^2 y = -f_{mp}(\dot{y}), \quad (6)$$

где $k = p^2 \cdot a$ – круговая частота собственных колебаний, p – коэффициент зависящий от формы колебаний [3].

Остановимся подробно на выборе вида функции $f_{mp}(y)$. Это можно сделать, используя два критерия:

- соответствие теоретического и экспериментального значений времени затухания $\Delta t \approx 0,8$ с;
- соответствие теоретической и экспериментальной форм огибающей линии колебаний.

С учетом этих критериев выполнена серия численных экспериментов в MathCAD по решению уравнения (6) для различных видов и параметров функции трения. Расчеты выполнялись при начальных условиях: $y_0 = 0,003$ м, $\dot{y}_0 = 0$.

Для стандартных вариантов функций трения (1), (2), (3) коэффициенты b_i подбирались с учетом времени полного затухания $\Delta t = 0,8$ с. В результате приняты следующие значения $b_1 = 5$, $b_2 = 13$, $b_3 = 64$. Расчетные графики колебаний $y(t)$ показаны на рис. 3. Из графиков видно, что характер огибающей линии колебаний во всех трех случаях существенно отличается от экспериментальной кривой линии (рис. 2). Например, для функции трения вида (1) огибающая имеет форму прямой линии (рис. 3, а), а для функции (3) колебания балки при малых амплитудах практически не затухают (рис. 3, в). Таким образом, действительный вид функции трения, очевидно, имеет более сложный вид, чем принятые выше (1)–(3).

В связи с этим для функции трения введем следующую комбинированную зависимость:

$$f(\dot{y}) = k_1 \cdot f_1 + k_2 \cdot f_2 + k_3 \cdot f.$$

В данном случае с помощью соответствующего подбора коэффициентов k_i , b_i можно обеспечить соответствие теоретической и экспериментальной кривой колебаний одновременно по двум указанным выше критериям. Для исследуемой балки, как показали численные эксперименты, достаточно высокая степень соответствия достигается при $k_1 = 0,04$; $b_1 = 5$; $k_2 = 0,4$; $b_2 = 13$; $k_3 = 0,5$; $b_3 = 64$ (см. рис. 2 и 4).

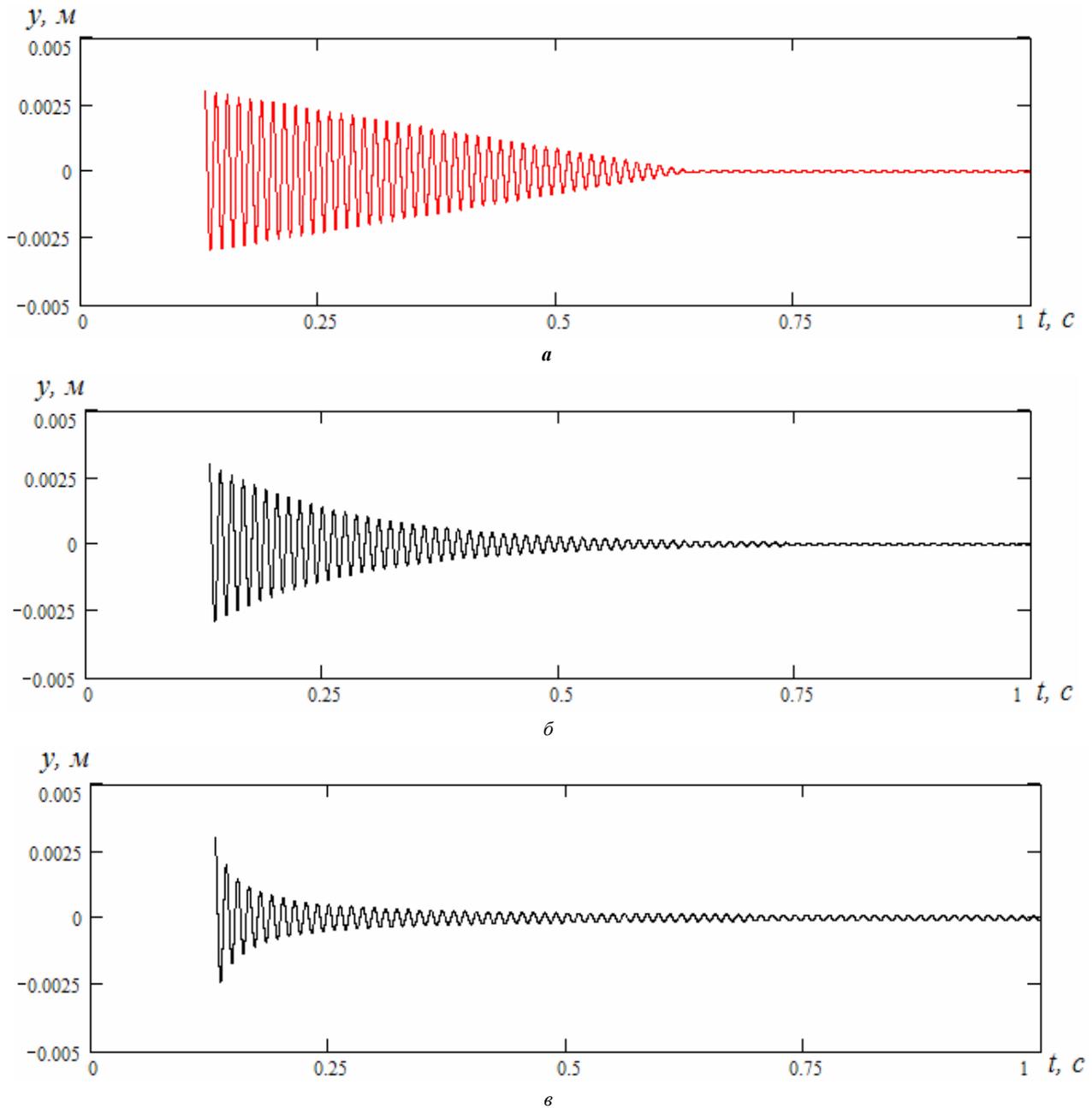


Рис. 3. Расчетные графики колебаний балки в случае простых функций трения

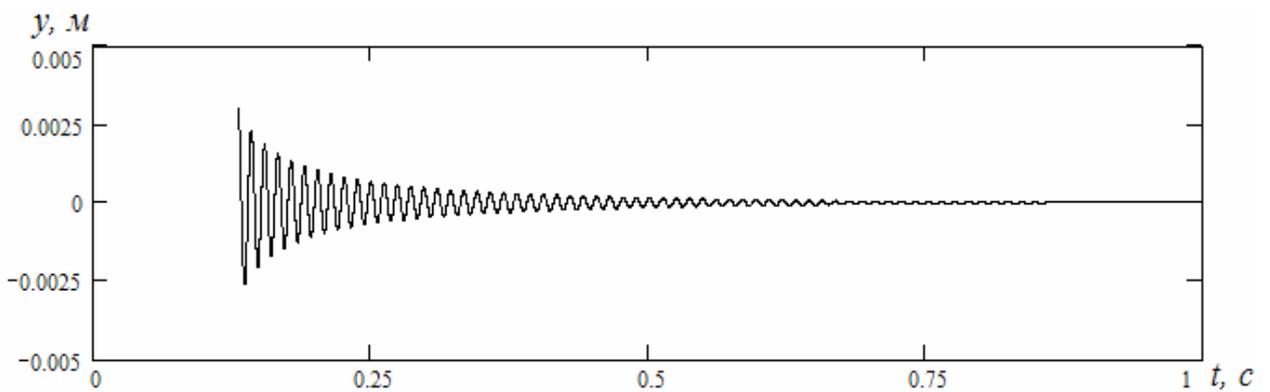


Рис. 4. Расчетный график колебаний балки в случае комбинированной функции трения

По результатам исследований можно сделать следующие выводы:

- действительная зависимость силы внутреннего трения имеет более сложный вид, чем обычно применяемые простые показательные функции;

- использование комбинированной зависимости для функции трения позволяет сблизить расчетную и экспериментальную осциллограммы колебаний как по времени, так и по характеру огибающей линии.

Предложенный подход описания функции трения может быть использован для построения уточненных моделей осцилляторов с внутренним трением.

Перечень ссылок

1. Пановко Я.Г. Основы прикладной теории колебаний. – М.: Машиностроение, 1967. – 313 с.
2. Тимошенко С.П. Теория колебаний в инженерном деле. – М.: Государственное научно-техническое изд-во, 1931. – 344 с.
3. Мойсеев А.А., Розенберг А.Н. Конструирование и расчет прочности судовых ТЗА. – Л.: Судостроение, 1964. – 510 с.
4. Писаренко Г.С. Обобщенная нелинейная модель учета рассеяния энергии при колебаниях. – К.: Наукова думка, 1985. – 235 с.
5. Рассеяние энергии при колебаниях механических систем // Материалы XIII научной конференции. – К.: Наукова думка, 1985. – 306 с.

Одержано 28.12.2007

Досліджено власні коливання вигину сталевій балки за наявності внутрішнього тертя. Виконано комп'ютерний аналіз характеру коливань балки для різних видів і параметрів функції тертя. Показано, що використання комбінованої залежності для функції тертя дозволяє зближувати розрахункову й експериментальну осцилограми коливань.

Selfbending oscillations of steel beam possessing inner friction are studied. Computer analysis of the character of beam oscillations for different types and parameters of friction function has been carried out. It is shown that the employment of a combined relationship for friction function permits to bring closer the computed and experimental oscillograms of vibrations.

УДК 539.3

Ю. А. Лымаренко

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ МАКРОХАРАКТЕРИСТИКИ НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗДЕЛИЙ

На примере задачи о колебаниях пластины, содержащей локализованное повреждение, изложен общий подход к решению задач о влиянии повреждений на динамические макрохарактеристики напряженно-деформированного состояния изделий. Предлагаемый подход заключается в последовательном применении матричных методов анализа колебаний с последующим уточнением динамических параметров вибраций на основе нестационарной модели повреждения.

Введение

Проблема прочности (надежности), характеризующаяся процессами, приводящими к разрушению конструкций, стимулировала постановку и решение задач динамики пластин и оболочек с локальными неоднородностями. Анализ существующих на данный момент подходов к решению таких задач позволил выделить следующие основные направления: 1) континуальный подход [1, 2], в котором рассматриваются лишь сквозные трещины; 2) континуально-дискретный подход [3, 4], в котором колебания всего объекта рассматриваются как движение континуума, а для моделирования

повреждения используется одномассовая модель с кусочно-постоянной жесткостью [5]; 3) дискретный подход [5], в котором либо развивается одномассовая система [6, 7], моделирующая «дышащие» трещины, либо рассматривается многомассовая система, моделирующая изделие со сквозной трещиной [8]; 4) конечноэлементный подход [9].

Несмотря на такое многообразие подходов, все они имеют один существенный недостаток. В каждом из этих подходов учитывается лишь один из двух характерных признаков наличия повреждения: это либо изменение формы колебаний, либо изменение спектраль-

ных характеристик колебаний: наличие высших гармоник, а также суб- и суперрезонансных режимов колебаний. В данной работе предлагается методика, которая позволяла бы учитывать оба этих признака. Учитывая опыт всех предыдущих исследований было решено использовать единый дискретный подход как при описании динамики изделия, так и при описании трещины.

Методика исследований

Рассмотрим прямоугольную пластину, два противоположных края которой шарнирно оперты. В пластине имеется поверхностное повреждение в виде макротрещины, параллельное сторонам с шарнирным закреплением (рис. 1). Две других стороны пластины считаются бесконечно удаленными.

Согласно уравнениям трехмерной теории упругости движение такой пластины описывается уравнениями [10]

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} - a_p^2 \left[\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \cdot \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} + \frac{1}{2(1-\nu)} \cdot \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial z} \right] = 0,$$

$$\frac{\partial^2 w}{\partial t^2} - a_p^2 \left[\frac{\partial^2 w}{\partial z^2} + \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \cdot \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \frac{1}{2(1-\nu)} \cdot \frac{\partial^2 u}{\partial x \partial z} \right] = 0, \quad (1)$$

где u, w – компоненты вектора перемещений в направлении осей x, z соответственно; $a_p = \sqrt{D/\rho}$ – скорость распространения фронта продольной трехмерной волны, $D = E(1-\nu)/((1+\nu)(1-2\nu))$; E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона.

Граничные условия включают в себя 1) условие отсутствия нагрузок на лицевых поверхностях

$$\sigma_z \Big|_{z=\pm \frac{1}{2}} = 0, \quad \tau_{xz} \Big|_{z=\pm \frac{1}{2}} = 0; \quad (2)$$

2) условие шарнирного опирания двух противоположных сторон пластинки

$$u \Big|_{x=0,L,z=0} = 0, \quad \sigma_x \Big|_{x=0,L} = 0, \quad \tau_{xz} \Big|_{x=0,L} = 0, \quad (3)$$

где σ_x, σ_z – нормальные напряжения, τ_{xz} – касательное напряжение.

Нужно найти решение задачи (1)-(3) с учетом поверхностной трещины, параллельной сторонам с шарнирным опиранием.

Воспользуемся 1) дискретной моделью тонкого упругого слоя [11], представляющей собой прямоугольную решетку, в узлах которой находятся точечные массы, соединенные между собой упругими связями в горизонтальном, диагональном и вертикальном направлениях, и 2) двухмассовой моделью трещины [12].

Предлагаемая методика решения задачи включает в себя три этапа. Первый этап предполагает нахождение собственных частот и форм колебаний пластинки без учета повреждения. Для этого предварительно запишем систему уравнений, описывающую колебания пластинки, в матричном виде

$$\mathbf{M}_0 \ddot{\mathbf{X}} + \mathbf{C}_0 \mathbf{X} = 0, \quad (4)$$

где \mathbf{X} – вектор-столбец перемещений,

\mathbf{M}_0 – матрица масс, имеющая диагональную структуру,

\mathbf{C}_0 – матрица жесткостей.

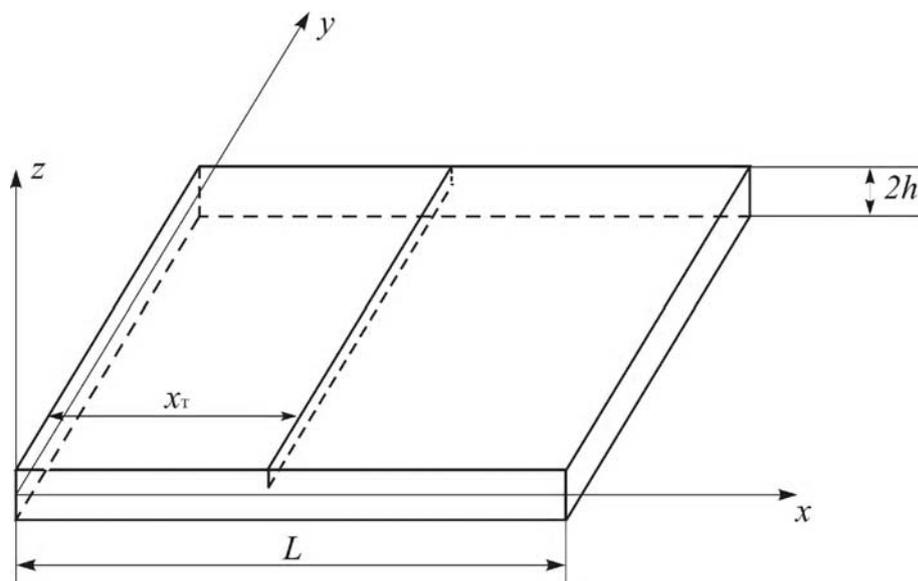


Рис. 1. Пластина с поверхностным повреждением

Разыскивая решение матричного уравнения (4) в виде

$$\mathbf{X} = \mathbf{A}_0 \sin(\omega_0 t + \alpha), \quad (5)$$

где \mathbf{A}_0 – вектор амплитуд, ω_0 – частота колебаний, α – начальная фаза колебаний, имеем

$$(\mathbf{C}_0 - \omega_0^2 \mathbf{M}_0) \mathbf{A}_0 = 0. \quad (6)$$

С помощью стандартных алгоритмов, например, метода вращений [13], находим собственные числа и собственные вектора заданной квадратной матрицы

$\mathbf{D}_0 = \mathbf{M}_0^{-1} \mathbf{C}_0$, являющиеся соответственно квадратами собственных частот колебаний ω_{0k}^2 , $k = \overline{1, N}$ и соответствующими им собственными формами $\mathbf{A}_{0,k} = (a_{1,k} \ a_{2,k} \ \dots \ a_{N,k})^T$.

Используя найденные собственные векторы \mathbf{A}_{0k} , перейдем к главным координатам

$$\mathbf{X} = \mathbf{U}_0 \mathbf{Y}, \quad (7)$$

где \mathbf{U}_0 – матрица перехода, по столбцам которой стоят собственные векторы. В главных координатах уравнение колебаний (4), распадается на N не связанных между собой уравнений [14], каждое из которых описывает колебания по одной из собственных форм

$$\tilde{M}_{0,k} \ddot{x} + \tilde{C}_{0,k} x = 0, \quad k = \overline{1, N}, \quad (8)$$

где $\tilde{M}_{0,k}$, $\tilde{C}_{0,k}$ – компоненты главных матриц масс $\tilde{\mathbf{M}}_0 = \mathbf{U}_0^T \mathbf{M}_0 \mathbf{U}_0$ и жесткостей $\tilde{\mathbf{C}}_0 = \mathbf{U}_0^T \mathbf{C}_0 \mathbf{U}_0$, имеющих диагональную структуру.

Учтем теперь влияние на колебательный процесс локализованного повреждения. Трещину будем моделировать, во-первых, ослаблением жесткости горизонтальных и диагональных пружин на величину, пропорциональную глубине трещины, во-вторых, уменьшением массы соответствующих частиц на величину Δm , эквивалентную объему участка с нарушенной сплошностью [15]. Свободные колебания системы с повреждением будут описываться матричным уравнением, аналогичным (5)

$$\mathbf{M} \ddot{\mathbf{X}} + \mathbf{C} \mathbf{X} = 0. \quad (9)$$

После нахождения собственных частот и форм колебаний переходим к главным координатам $\mathbf{X} = \mathbf{U} \mathbf{Y}$ и формируем главные матрицы масс и жесткостей $\tilde{\mathbf{C}}$ и $\tilde{\mathbf{M}}$, k -ые компоненты которых описывают колебания пластинки в пределах k -ой формы колебаний с частотой $\omega_k^2 = \tilde{C}_k / \tilde{M}_k$.

$$\text{Полученное решение } \mathbf{X} = \sum_{k=1}^N \mathbf{A}_k \sin(\omega_k t + \alpha_k)$$

описывает свободные колебания объекта в предположении, что влияние повреждения на жесткостные и инерционные характеристики проявляется на обоих полуциклах колебаний в равной степени, что справедливо, прежде всего, для рассеянных повреждений и крупномасштабных локализованных дефектов.

На рис. 2 (а-г) представлены первые четыре формы колебаний пластины без повреждения (тонкая линия) и с учетом повреждения (жирная линия). Формы посчитаны для случая, когда трещина находится в среднем сечении пластины. Рядом с формой колебаний приводится коэффициент β_1 , равный относительно изменению собственной частоты колебаний, выраженной в процентах, $\beta_1 = (\omega_0 - \omega_1) / \omega_0 \cdot 100\%$.

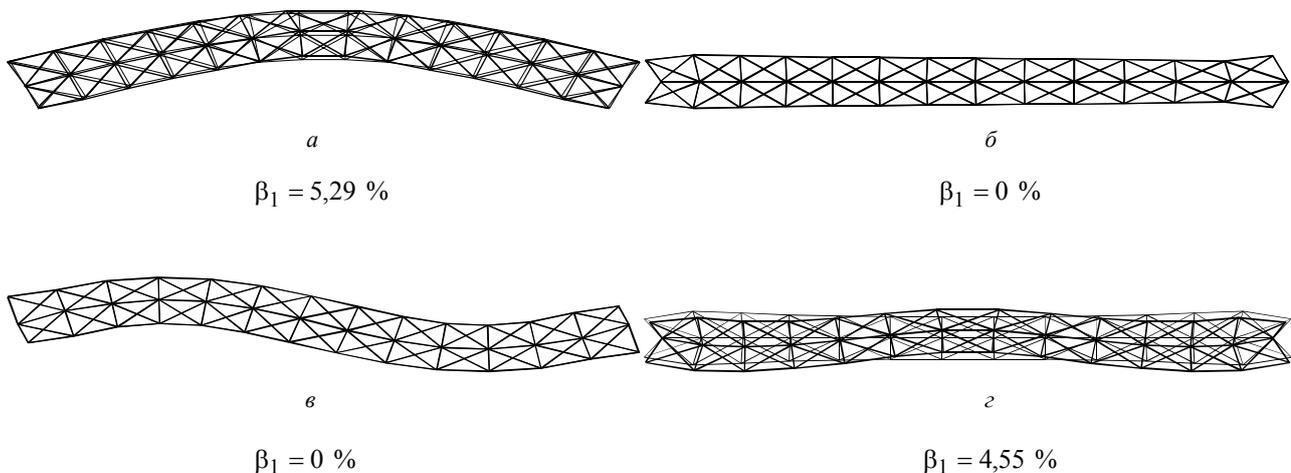


Рис. 2. Формы колебаний пластины (а, в – изгибные формы; б, г – продольные формы) без повреждения (тонкая линия) и с учетом повреждения (жирная линия)

Характерним признаком относительно небольшой трещины является нелинейный характер колебаний объекта вследствие различия его жесткостей на полциклах разного знака. Для учета динамических эффектов, связанных с раскрытием и закрытием трещины, воспользуемся нелинейной двухмассовой моделью повреждения [12].

Знание собственных форм колебаний дает возможность рассматривать дискретную модель пластины при ее колебаниях по одной из собственных форм как систему с одной степенью свободы.

Поэтому в качестве приведенных характеристик жесткости и массы пластины без повреждения и с повреждением будем использовать соответствующие компоненты главных матриц масс и жесткостей

$$C_0 = \tilde{C}_{0,k}, \quad M_0 = \tilde{M}_{0,k},$$

$$C_1 = \tilde{C}_k, \quad M_1 = \tilde{M}_k.$$

Следовательно,

$$C_2 = C_0 - C_1 = \tilde{C}_{0,k} - \tilde{C}_k,$$

$$M_2 = M_0 - M_1 = \tilde{M}_{0,k} - \tilde{M}_k.$$

При этом $C_2 = C_2(k)$, $M_2 = M_2(k)$, что позволяет учесть взаимосвязь между параметрами трещины, т.е. ее глубиной и месторасположением, и формой колебаний.

Определив таким образом все коэффициенты в системе уравнений (7) из [12], находим второе приближение задачи, учитывающее динамические эффекты, вызванные нелинейным характером колебаний системы с трещиной, путем численного интегрирования

системы методом Рунге-Кутты. На рис. 3 представлены амплитудно-частотные характеристики изгибных колебаний пластины, полученные с помощью двухмассовой модели повреждения. Левый график соответствует большому грузу модели, интегрально описывающему динамическое поведение всей пластины, правый – меньшему, характеризующему динамическое поведение пластины вблизи повреждения. Относительная глубина трещины, находящейся в сечении $x_T/L = 1/2$, составляет $\gamma = 0,2$. АЧХ построены в относительных координатах $A_{1,j}/x_{1,ст}$ ($A_{2,j}/x_{1,ст}$) и p/ω_0 , где $A_{1,j}$ ($A_{2,j}$) – амплитуды j -й гармоники колебаний 1-й (2-й) массы, $j = 1, 2$, $x_{1,ст}$ – величина статического отклонения массы M_1 , ω_0 – собственная частота колебаний системы без повреждения, p – частота возбуждающей силы.

Анализ полученных результатов

Анализируя формы колебаний пластинки, часть которых приведена на рис. 2, можно сделать следующие выводы:

- 1) при изгибных колебаниях наибольшие изменения частоты и формы колебаний имеют место в том случае, когда поврежденное сечение расположено вблизи максимума формы, а наименьшие изменения соответствуют расположению повреждения вблизи узловых точек;
- 2) при продольных колебаниях наибольшие изменения частоты и формы колебаний имеют место в том случае, когда повреждение находится вблизи узловой точки формы, а наименьшие – при совмещении повреждения с максимумом формы;

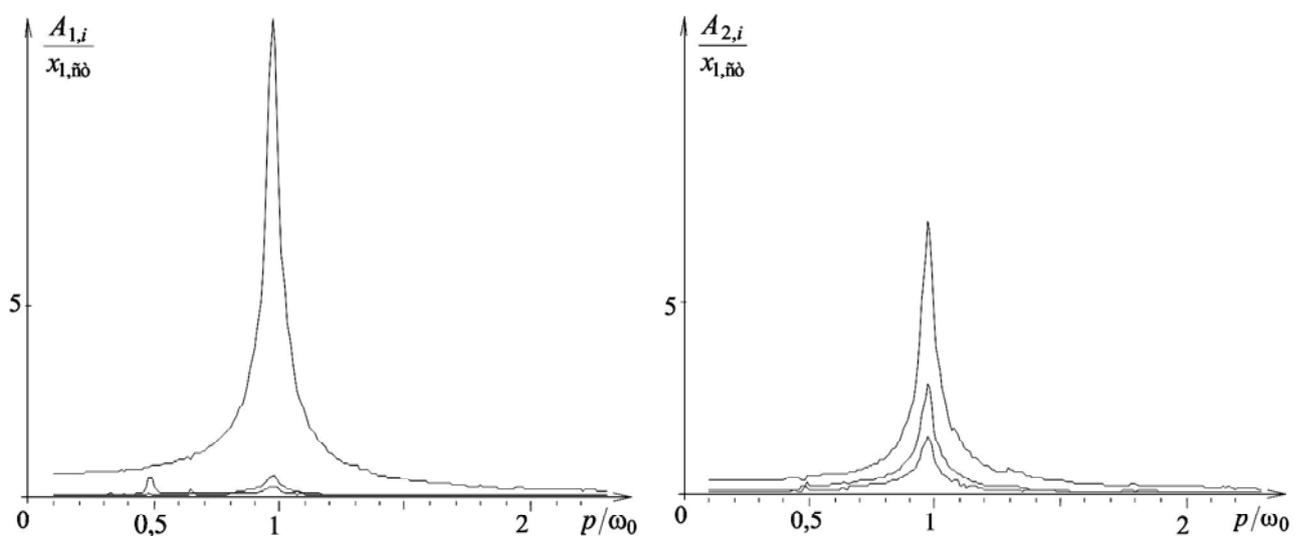


Рис. 3. Амплитудно-частотные характеристики колебаний прямоугольной пластины при колебаниях по первой изгибной собственной форме

3) при наличии повреждения в диагностируемом объекте не могут быть реализованы в отдельности ни изгибные ни продольные колебания: при возбуждении изгибных колебаний появляются и продольные формы, а при возбуждении продольных появляются и изгибные формы колебаний.

Как свидетельствуют графики, приведенные на рис. 3 характерным признаком относительно небольшой трещины является нелинейный характер колебаний объекта: в спектре колебаний помимо основной появляются высшие гармоники колебаний, наличие которых может свидетельствовать о наличии повреждения. В качестве диагностического критерия целесообразно использовать амплитуду второй гармоники при суперрезонансном режиме колебаний порядка 2/1.

На рис. 4 представлены графики зависимости относительного изменения частоты колебаний от относительной глубины трещины, расположенной в сечении $x_T/L=1/2$. Приводятся два значения: $\beta_1 = (\omega_0 - \omega_1)/\omega_0$, полученное на основе первого приближения (для открытой трещины) и $\beta = (\omega_0 - \omega)/\omega_0$, полученное на основе второго приближения (для дышащей трещины). На том же рисунке для сравнения приводятся графики относительного изменения частоты для открытой и закрытой трещины, взятые из работы В.В. Матвеева и О.Е. Богинич [4]. Приведенные графики демонстрируют удовлетворительное соответствие результатов.

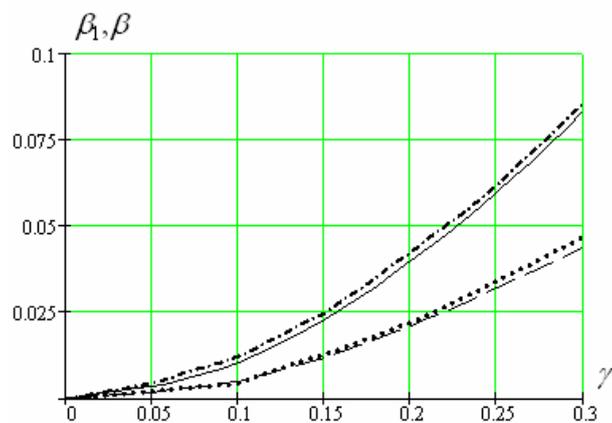


Рис. 4. Зависимости относительного изменения собственной частоты колебаний пластины, при изгибных колебаниях по первой форме, от относительной глубины трещины γ , вычисленные с помощью дискретной модели для открытой трещины (штрихпунктирная линия) и для дышащей трещины (обозначена точками), и взятые из работы В.В. Матвеева и О.Е. Богинич [4] в предположении об открытой трещине (пунктирная линия) и для дышащей трещины (сплошная линия)

Выводы

1. На основе дискретной модели тонкого упругого слоя и нелинейной двухмассовой модели повреждения рассмотрена задача о колебаниях упругой пластины, содержащей локализованное повреждение в виде трещины.

2. Сформулирован общий подход к решению подобного класса задач, заключающийся в последовательном применении матричных методов анализа колебаний с последующим уточнением динамических параметров вибраций на основе нестационарной модели повреждения.

3. В ходе решения задачи было исследовано влияние поверхностного повреждения на динамические характеристики колебаний пластины: форму колебаний, собственную частоту колебаний, амплитуды высших гармоник. В качестве диагностического критерия предложено использовать амплитуду второй гармоники при суперрезонансном режиме колебаний порядка 2/1.

Решения, полученные с помощью предложенного подхода сравнивались с известными аналитическими решениями и решениями, полученными другими авторами. Продемонстрировано удовлетворительное соответствие результатов.

Перечень ссылок

1. Murphy K.D., Zhang Y. Vibration and stability of a cracked translating beam // Journal of Sound and Vibration. – 2000. – 237(2). – P. 319-335.
2. Wu D., Law S.S. Damage localization in plate structures from uniform load surface curvature // Journal of Sound and Vibration. – 2004. – V. 276, №5. – P. 227-244.
3. Плахтиенко Н.П. Резонанс второго порядка пластины, содержащей протяженные дефекты целостности // Проблемы прочности. – 2001. – № 1. – С. 105-116.
4. Матвеев В.В., Богинич О.Е. Вибродинамические параметры усталостного повреждения прямоугольных пластин. Сообщение 2. Прямолинейные трещины постоянной глубины // Проблемы прочности. – 2005. – № 1. – С. 43-59.
5. Ройтман А.Б., Шамровский А.Д. Диагностика трещин путем анализа форм вынужденных колебаний. Новые технологические процессы и надежность ГТД. – М.: Тр. Центр. ин-та авиац. моторостроения. – 1976. – №4. – С. 41-46.
6. Бурау Н.И. Теоретические исследования временных и частотных характеристик нестационарной модели объекта виброакустической диагностики // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2002. – № 1. – С. 13-17.
7. Матвеев В.В. Приближенное аналитическое определение вибродиагностических параметров не линейности упругих тел, обусловленной наличием закрывающейся трещины. Сообщение 2. Определение диагностических параметров при основном и супергармоническом резонансе // Проблемы прочности. – 2004. – № 5. – С. 5-22.
8. Григорьева П.П., Шамровский А.Д. Исследование колебаний поврежденных дисков с лопатками газотурбинных двигателей на основе дискретной модели // Проблемы машиностроения. – 2005. – Т. 8. – №2. – С. 56-64.

9. Krawczuk M. Natural vibrations of rectangular plates with a through crack // *Archive of Applied Mechanics*. – 1993. – V. 63. – P. 491-504.
10. Новацкий В. Теория упругости. – М.: Мир, 1975. – 872 с.
11. Лымаренко Ю.А., Шамровский А.Д. Дискретное моделирование стационарных волновых процессов в тонком слое при симметричной деформации // *Вісник Харківського національного університету. Серія «Математика, прикладна математика і механіка»*. – 2005. – Т. 711. – С. 68-79.
12. Лымаренко Ю.А., Шамровский А.Д. Математическое моделирование процесса акустической эмиссии // *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*. – 2003. – № 1. – С. 30-33.
13. Теорія алгоритмів. Методичний посібник / Уклад. О.Д. Шамровський. – Запоріжжя: Вид.ЗДІА, 2005 – 150 с.
14. Бабаков И. М. Теория колебаний. – М.: Наука, 1968. – 560 с.
15. Бовсуновский А. П. К вопросу об определении собственной частоты Численное исследование колебаний нелинейной механической системы, моделирующей тело с трещиной // *Проблемы прочности*. – 1999. – № 6. – С. 65-79.

Одержано 28.12.2007

На прикладі задачі про коливання пластини, що містить локалізоване пошкодження, викладено загальний підхід до розв'язання задач про вплив пошкоджень на динамічні макрохарактеристики напружено-деформованого стану виробів. Запропонований підхід полягає в послідовному застосуванні матричних методів аналізу коливань із наступним уточненням динамічних параметрів вібрацій на основі нестационарної моделі пошкодження.

Presented is general approach to solving the problem of the influence of damage of dynamic macro-characteristics of a strained deformed state of parts. Proposed approach is based on consecutive use of matrix methods of vibrations analysis with subsequent refinement in dynamic parameters of vibrations on basis of non-stationary model of failure.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

РЕЦЕНЗИЯ

на монографію к.т.н., с.н.с. Баранова Д.А.

«Механотермические способы совершенствования многофазных железных сплавов»,
Донецк, ДонНТУ, 2006. – 232 с.

Монография посвящена механотермическим способам обработки многофазных высокоуглеродистых сплавов железа, благодаря которым улучшается их структура и комплекс механических и физико-химических свойств. На основании результатов экспериментального и теоретического исследования структурных изменений, происходящих в высокоуглеродистых фазах железных сплавов при обработке их давлением и термообработке, предложен ряд комплексных способов совершенствования литых сплавов, обладающих в исходном состоянии существенными недостатками. Так, автором разработан термоциклический способ устранения карбидной полосчатости ледебуритных сталей, не устраняемой другими методами. Предложенная технология диспергирования высокоуглеродистой и зеренной структуры фаз разрешает технические сплавы железа переводить в ультрадисперсные и нанокристаллические состояния. В монографии приведены и другие примеры повышения качества железных сплавов. Это позволяет заключить, что монография Д. А. Баранова содержит интересную научно-прикладную информацию и расширит сферу поиска путей совершенствования качества многофазных сплавов железа.

Монография включает 5 разделов и заключение. Объем ее составляет 232 стр. Она хорошо иллюстрирована оригинальными фотографиями микро- и макроструктур стали и чугуна. Опубликованные в монографии материалы представляют ценность для технологов и исследователей, занимающихся вопросами формоизменения цемента и графита, которые определяют качество железных сплавов. Монография в значительной мере устраняет разрыв, образовавшийся между практикой обработки давлением, литья из белого и высокопрочного чугуна и сведениями об изменении структуры и свойств деформированных материалов. Это позволяет расширить область применения высокопроизводительных способов обработки давлением в технологии чугунных изделий и повысить их качество. Полученные автором зависимости структуры и свойств чугуна от параметров деформации могут быть успешно использованы при разработке технологии деформированного чугуна. На основании научно-практических разработок автора монографии предложена новая концепция создания многофункциональных материалов на основе деформированного высокопрочного чугуна. Последняя была опробована при изготовлении высокопрочных, износостойких, коррозионностойких и шумопоглощающих крепежных изделий, которые найдут применение в машиностроении. Следует отметить, что механотермические способы воздействия на структуру и свойства металлургических сплавов соответствуют прогрессивным направлениям развития современного материаловедения.

Экспериментальные результаты автора, опубликованные в монографии, а также теоретический анализ воздействия пластической деформации и термической обработки на структуру и свойства высокоуглеродистых сплавов железа не вызывает, в общем, возражений, поскольку выполнены они с применением современных методов исследования и использованием достижений современного материаловедения. Не со всеми положениями монографии можно согласиться. Это, в частности, относится к теоретическому обоснованию термоциклической обработки деформированного чугуна, представленного в разделе «Заключение». Представленные схемы изменения энергии Гиббса фаз под действием деформации не учитывают изменения энергетического состояния твердого раствора. Приведенные на рис. 1 «Заключения» кривые энергии Гиббса фаз соответствуют температурам, лежащим выше порога рекристаллизации твердого раствора. Имея в виду, что отжиг дефектов атомно-кристаллического строения в высокоуглеродистых фазах железных сплавов происходит при значительно более высокой температуре, чем в аустените и феррите, приведенный на рис. 1 случай соответствует лишь узкому температурному интервалу. На наш взгляд, более доскональным должно быть и определение критической плотности дислокаций в избыточной фазе, меняющей направление диффузионных потоков в деформированном чугуне.

Отмеченные недостатки не уменьшают достоинств рецензируемой монографии Д. А. Баранова. Она позволяет по новому подойти к анализу процессов, происходящих при механотермическом воздействии на многофазные железные сплавы, и окажет помощь в разработке эффективных способов совершенствования железных сплавов, которые только недавно относились к литейным. В связи с этим считаем, что монография Д. А. Баранова «Механотермические способы совершенствования многофазных железных сплавов» отражает успехи, достигнутые в последние годы в области прикладного материаловедения и ее выход следует признать своевременным.

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ НА МЕСТНУЮ УДАРНУЮ ПРОЧНОСТЬ ЛОПАТОК

Расчет лопаток рассматривается на основании экспериментальных данных, полученных при различных видах упрочнения методом осадки цилиндрических образцов с торцевыми выточками, заполненными антифрикционной смазкой.

Для проведения исследований по оценке склонности к деформационному упрочнению титановых сплавов BT3-1 и BT8 были изготовлены по 9 образцов в каждой партии диаметром 10 мм и испытаны на гидравлическом прессе.

Показатели деформационного упрочнения сплава BT8 приведены в табл. 1, сплава BT3-1 – в табл. 2.

Таблица 1 – Показатели деформационного упрочнения сплава BT8

P, Н	До деформации		После деформации		Fφ, м ²	S, МПа	ε, %	e ₁ , %
	d ₀ , мм	h ₀ , мм	d, мм	h, мм				
10000	10,28	9,96	10,28	9,41	8,296E-05	118,25	5,522	5,6804
30000	10,19	10,14	10,19	9,62	8,151E-05	361,05	5,128	5,2644
50000	10,21	10,27	10,21	9,73	8,183E-05	599,4	5,258	5,4013
70000	10,24	10,2	10,24	9,74	8,231E-05	834,25	4,51	4,6147
90000	10,18	10,24	10,24	9,57	8,231E-05	1072,6	6,543	6,7668
110000	10,21	10,18	10,25	9,55	8,232E-05	1270,5	8,65	8,955
130000	10,23	10,23	10,26	8,08	8,264E-05	1543,3	21,02	23,593
150000	10,2	10,24	11,83	7,41	0,0001099	1339,4	27,64	32,347
170000	10,26	10,15	11,8	6,93	0,0001093	1525,8	31,72	38,161

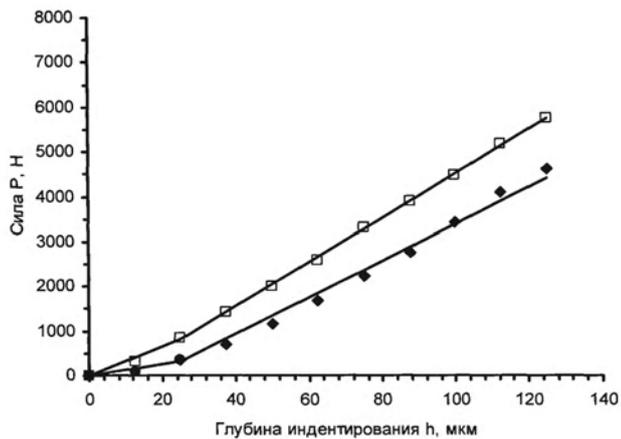
Таблица 2 – Показатели деформационного упрочнения сплава BT3-1

P, Н	До деформации		После деформации		Fφ, м ²	S, МПа	ε, %	e ₁ , %
	d ₀ , мм	h ₀ , мм	d, мм	h, мм				
10000	10,02	10,04	10,02	9,32	7,881E-05	124,47	7,171	7,4414
30000	9,99	10,06	9,99	9,27	7,834E-05	375,66	7,853	8,1784
50000	10,02	10,01	10,02	9,27	7,881E-05	622,35	7,393	7,6801
70000	10,01	10,01	10,01	9,27	7,866E-05	873,03	7,393	7,6801
90000	10,01	10,02	10,5	9,3	8,655E-05	1020,1	7,186	7,4569
110000	10,01	9,99	10,25	8,8	8,247E-05	1308,4	11,91	12,683
130000	10,0	10,05	10,67	8,3	8,937E-05	1427	17,41	19,132
150000	10,03	10,04	11,11	7,79	9,689E-05	1518,7	22,41	25,374
170000	10,0	10,02	11,56	7,2	0,0001049	1589,8	28,14	33,05

Зависимость силы от глубины индентирования показана на графиках рис. 1. Все технологические варианты предусматривали операцию виброполирование (ВП) поверхности с дальнейшим ее упрочнением шариками в ультразвуковом поле (УЗУ) и осаждения износостойкого покрытия (КИБ).

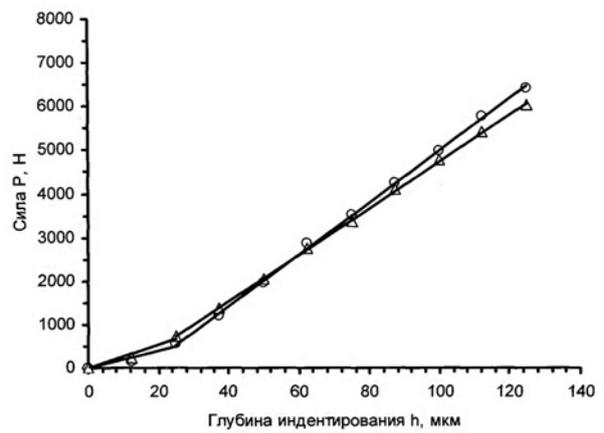
При индентировании лопатка покоилась на жестком основании, вследствие чего при расчете пренебрегаем волновыми явлениями и общими деформациями лопатки по сравнению с местными.

Задача соударения с криволинейной поверхностью тела в зоне контакта, установленного на массивном основании, рассматривается как чисто контактная, в которой общие перемещения ударяемой системы во внимание не принимаются. Экспериментально показано [1], что процесс роста и спада силы удара в области контакта полностью завершается задолго до появления общих перемещений достаточно массивного основания.



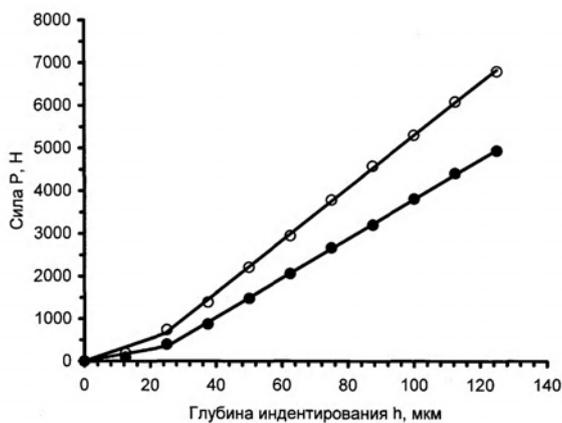
● – отжиг; □ – ВП + КИБ

a



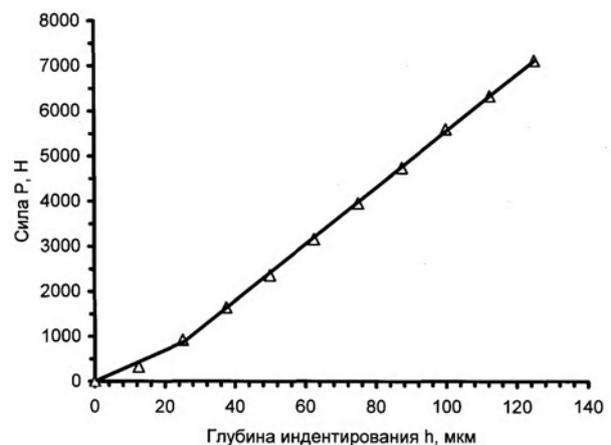
△ – ВП + УЗУ ($\tau = 5$ мин); ○ – ВП + УЗУ ($\tau = 10$ мин)

б



● – ВП; ○ – ВП + УЗУ + КИБ ($\tau = 5$ мин)

в



△ – ВП + УЗУ + КИБ ($\tau = 10$ мин)

г

Рис. 1. Зависимость силы от глубины инdentирования

Исследование характеристик поверхностного слоя деталей связано с определёнными трудностями. Одним из перспективных направлений можно считать применение и развитие метода кинетического макроинdentирования. Обнаружено, что непрерывное измерение одного из параметров испытания позволяет определять изменение модуля упругости и предела текучести материала по глубине приповерхностного слоя [2, 3].

Обнаружено, что непрерывное измерение одного из параметров испытания позволяет определять изменение модуля упругости и предела текучести материала по глубине приповерхностного слоя [2, 3].

Пластическая деформация при вдавливании локализуется в пределах определенных структурных элементов. При этом сопротивление контактным деформациям при постепенном непрерывном увеличении нагрузки на инdentор отражает структурное состояние материалов на различных уровнях приповерхностного слоя [4].

Индентирование – это контактное взаимодействие сопрягаемых тел, в результате которого формируется фактическая площадь контакта. В процессе изменения нагрузки на инdentор происходит соответствующее изменение площади механического контакта. В процессе кинетического инdentирования измеряемыми параметрами являются нагрузка на инdentор, глубина вдавливания и время испытания.

Для исследования закономерностей упругопластического деформирования в процессе кинетического макроинdentирования была использована специальная экспериментальная установка, разработанная на кафедре физики Запорожского национального технического университета [2]. Особенностью созданной установки является совокупность следующих возможностей: непрерывное синхронное измерение времени испытаний, нагрузки, контактного электросопротивления (КЭС), термо-ЭДС контактного соединения в процессе нагружения, высокая точность измерения КЭИ; возможность варьирования параметрами режима нагружения в процессе испытаний.

Рассмотрим взаимодействие индентора сферической формы с гладким образцом. При внедрении индентора под действием приложенной силы в плоский образец происходит деформация двух видов: упругая и пластическая. Соотношение между ними и степень их развития зависят от величины приложенной нагрузки, радиуса индентора, структуры и характеристик материала и координат рассматриваемого элемента деформируемого объема. Сначала рассмотрим процессы, происходящие при упругой деформации и соответствующие разгрузке контактной пары. Из решения задачи Герца для упругого соприкосновения двух сферических тел радиусами r и r' [5] следует, что радиус области соприкосновения определяется выражением

$$\rho = P^{1/3} \left(D \frac{rr'}{r+r'} \right)^{1/3}, \quad (1)$$

где контактный модуль упругости $D = \frac{3}{4} \left[\left(\frac{1-\mu^2}{E} \right) + \left(\frac{1-\mu_1^2}{E_1} \right) \right]$; μ, μ_1, E, E_1 – коэффициенты Пуассона и модули упругости образца и индентора соответственно. Величина сближения двух тел, обусловленная упругой деформацией, определяется формулой

$$h_y = P^{2/3} \left[D^2 \left(\frac{1}{r} + \frac{1}{r'} \right) \right]^{1/3}, \quad (2)$$

где r – радиус индентора, r' – радиус образца (для плоскости $r' \rightarrow \infty$).

Используя эти уравнения, получаем

$$h_y = \frac{PD}{\rho}. \quad (3)$$

Среднее контактное напряжение определяется следующим соотношением

$$\bar{\sigma} = \frac{P}{\pi \rho^2}, \quad (4)$$

тогда, сближение при упругой деформации во время нагрузки соприкасающихся тел можно записать в виде

$$h_y = \pi^{1/2} D \bar{\sigma}^{1/2} \rho^{1/2}. \quad (5)$$

Формулу для сближения при упругопластической деформации можно получить, используя результаты работы [3]

$$h_{y-n} = \frac{2P}{\pi C^2 r \bar{\sigma}}, \quad (6)$$

где коэффициент $C = 1,98$.

Условный предел текучести приповерхностного слоя определяли графическим способом по кривой в координатах «напряжение-деформация» с допуском на остаточную пластическую деформацию 0,02 %.

Принимая во внимание, что радиус соприкосновения в упругой и пластической области один и тот же, динамическое сближение при упругопластической деформации запишем в виде

$$h_{y-n} = \frac{2P^2}{C^2 r}. \quad (7)$$

Учитывая зависимость (1), получим

$$h_{y-n} = \frac{2}{C^2 r} \cdot P^{2/3} \left(D \frac{rr'}{r+r'} \right)^{2/3}. \quad (8)$$

Поскольку при динамическом нагружении контактный модуль упругости D , включающий только μ , и E , которые не зависят от скорости нагружения и в равной мере относится как к ударному, так и статическому нагружению.

Сближение образца и индентора запишем в виде, принимая для лопатки радиус кривизны $r_1 \rightarrow \infty$

$$h_{y-n} = \frac{2}{C^2} \cdot D^{2/3} r^{-1/3} P^{2/3}. \quad (9)$$

При этом работа силы удара P запишется в виде

$$A = P \cdot h_{y-n} = \frac{2}{C^2} \cdot D^{2/3} r^{-1/3} P^{5/3} . \quad (10)$$

Заметим, что работа (потенциальная энергия) при динамическом нагружении, в отличие от статического, когда усилия возрастают постепенно от нуля до конечного значения по линейному закону, выражается площадью треугольника, сила же удара действует мгновенно. Поэтому коэффициент S при определении работы при ударе не учитывается.

Кинетическая энергия сферы радиусом r определяется формулой

$$K = \frac{1}{2} m_0 V_0^2 , \quad (11)$$

где m_0 – масса сферы; V_0 – скорость сферы.

Согласно равенству кинетической энергии потенциальной

$$K = A , \quad (12)$$

получим

$$\frac{1}{2} m_0 V_0^2 = \chi \cdot P^{5/3} , \quad (13)$$

где $\chi = \frac{2}{C^2} \cdot D^{2/3} r^{-1/3} .$

Отсюда находим силу удара

$$P^{5/3} = \frac{1}{2} \chi^{-1} m_0 V_0^2 \quad (14)$$

или

$$P = \left(\frac{1}{2} \chi^{-1} m_0 V_0^2 \right)^{3/5} . \quad (15)$$

Определив силу удара, по формуле (4) находим среднее контактное давление.

Отметим, что при определении запасов при динамическом нагружении пределы прочности и текучести обычно возрастают на коэффициент динамичности k_d .

Приближенно принимают $k_d = 1,2 \dots 1,3$ для металлов; $k_d = 1,4$ – для композитных материалов. Нижнее значение $k_d = 1,2$ принимается для предела прочности, а верхнее k_d .

Приведенная методика расчета может быть распространена на выбор параметров упрочнения образца при обдывке дробью.

Перечень ссылок

1. Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.
2. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машиностроение, 1963. – 232 с.
3. Серпецкий Б.А., Лоскутов С.В., Левитин В.В. и др. Повышение точности и производительности рентгенодифрактометрических измерений макроскопических напряжений // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Физические методы исследования и контроля, 1998. – № 3 – С. 28-31.
4. Богуслаев В.А., Жеманюк П.Д., Яценко В.К., Бень В.П., Лоскутов С.В. Формирование характеристик поверхностного слоя лопаток компрессора комплексной обработкой // Вестник двигателестроения, 2003. – № 1. – С. 41–46.
5. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости. – М.: Наука, 1987. – 247 с.

© 2008 В. Б. Жуков¹, канд. техн. наук Г. В. Пухальская²

¹ ГП ЗМКБ «Прогресс» имени академика А.Г. Ивченко; ² Национальный технический университет, г. Запорожье

СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ ПРОИЗВОДСТВА ОСТРЯКОВЫХ РЕЛЬСОВ

Для достижения требуемого комплекса механических свойств изделий необходимо, чтобы технологические параметры выбирались с учетом исходной микроструктуры стали. Определение параметров исходной микроструктуры стали может быть выполнено с помощью неразрушающих методов исследований, в частности, ультразвуковым и магнитным [1].

Комплекс механических свойств зависит от структуры стали, которая определяется режимами термической обработки. В настоящее время стабильный комплекс механических свойств определяется неизменностью значений параметров технологии. Это основано на том, что химический состав стали должен быть постоянный. Однако химический состав стали изменяется от плавки к плавке в пределах марочного состава. В этой связи постоянство значений параметров технологии не может обеспечить получение заданной структуры стали. Поэтому целесообразно с целью обеспечения стабильного заданного комплекса механических свойств контроль технологического режима проводить непосредственно по изменению структуры стали. Контроль структуры стали можно осуществить путем магнитной структуроскопии.

Контроль качества изделий с использованием магнитноструктурного анализа широко используется при поточном производстве однотипных изделий. В качестве определяемых параметров могут быть твердость, глубина упрочненного слоя и качество микроструктуры. В работах [2-3] показано, что между значениями твердости и показателями коэрцитивной силы существует зависимость с коэффициентом корреляции 0,8-0,9. Показано [4-7], что глубина упрочненного слоя при закалке ТВЧ связана со значениями коэрцитивной силы с коэффициентом корреляции 0,6-0,7.

Целью работы было разработать принципиальную схему управления качеством производства остряковых рельсов на Керченском заводе стрелочных переводов.

Для получения конкурентоспособной металлопродукции необходимо иметь качественное сырье или полуфабрикат и соблюдать режим термической обработки с учетом исходного структурного состояния. Параметры режимов термической обработки назначают в зависимости от уровня требуемых стандартом механических свойств и качества исходной микроструктуры стали.

На Керченском стрелочном заводе производят остряковые рельсы для подъездных и магистральных железнодорожных путей. Горячекатаные рельсы поставляются с металлургического комбината «Азовсталь». Для получения товарной продукции в соответствии с ГОСТ 9960-85 головка рельса должна иметь твердость в пределах 321-388 НВ. Глубина закаленного слоя колеблется в пределах 7-9 мм. Достижение этих параметров проводится при закалке ТВЧ с самоотпуском головки рельса.

Для получения продукции с улучшенными технологическими свойствами необходимо проводить входной поштучный контроль, поступивших с «Азовстали» горячекатаных рельсов. Контроль проводится на выявление внутренних дефектов, определение химического состава и состояния качества микроструктуры стали.

Обнаружение внутренних дефектов проводится с использованием ультразвукового дефектоскопа. Дефектоскоп УДС1-РДМ-1М1 предназначен для выявления внутренних дефектов в рабочей части рельса. Рельсы, имеющие недопустимые по размерам внутренние дефекты отбраковываются.

Химический состав стали определяется на оптическом спектрометре «Спектролаб Ф».

Качество состояния микроструктуры стали можно количественно оценить магнитным способом по определению значений коэрцитивной силы с помощью коэрцитиметра, например, «Вега», КИФМ-1, КИФМ-2 и т.д. Суть метода состоит в том, что производится магнитное зондирование локального объема металла: вначале происходит намагничивание, а потом размагничивание с определением коэрцитивной силы.

В результате проведения химического и магнитноструктурного анализа стали каждое изделие относят к одной из этих групп качества: «мягкая плавка», «нормальная плавка», «твердая плавка». Эти группы характеризуют исходное состояние микроструктуры стали и являются критериями для назначения конкретных режимов термической обработки данного изделия.

После проведения входного контроля качества годные изделия отправляют на термическую обработку.

Для получения качественного изделия необходимо выбрать режим термической обработки в соответствии с исходным структурным состоянием стали и химсоставом. При закалке ТВЧ наиболее приемлемыми изменяемыми параметрами являются скорость охлаждения и остаточная температура детали после окончания охлаждения.

Контроль температуры нагрева изделия под закалку проводится с помощью оптического радиационного пирометра ТЕРА-50, соединенного с быстродействующим потенциометром КСП-4 (время измерения температуры составляет 1с).

Основные технические характеристики оптического радиационного пирометра ТЕРА-50:

1. Диапазон измерения температуры – (400-1200)°С.
2. Погрешность измерения температуры – не более 5 %.

В зависимости от принадлежности изделия к одной из групп качества назначают соответствующую скорость и температуру окончания охлаждения.

Скорость охлаждения регулируется расходом охлаждающей среды, какой является водовоздушная смесь. Для возможности прерывания охлаждения при заданной температуре необходимо, чтобы душирующее устройство состояло из трех секций. Для изделий с категорией качества «мягкая плавка» подается давление на охлаждающее устройство 0,5 МПа. Для изделий с категорией качества «нормальная плавка», и «твердая плавка» – 0,4 МПа и 0,3 МПа соответственно.

После проведения термической обработки, остряковые рельсы проходят выборочные сдаточные испытания на определение твердости в соответствии с ГОСТ 9960-85.

С целью улучшения качества продукции необходимо проводить выходной поштучный контроль поверхностной твердости изделий. Каждое пятидесятое изделие изымается из потока и проводится исследование, включающее определение твердости, глубины и качества упрочненного слоя головки рельса, и наличие внутренних дефектов.

Вследствие того, что при нагреве ТВЧ происходит локальный разогрев изделия, то возможно образование зон растяжения и сжатия, что приводит к появлению остаточных напряжений I рода. Наличие остаточных напряжений растяжения I рода способствует образованию внутренних дефектов. Поэтому необходимо проводить ультразвуковой выходной контроль изделий после термической обработки.

Параллельно со сдаточным контролем твердости надо проводить магнитное зондирование всех изделий с целью определения твердости неразрушающим методом, соответствия микроструктуры требованиям стандарта и определения глубины упрочненного слоя для всех изделий.

Для определения твердости с помощью магнитного метода предварительно устанавливается корреляционная зависимость между значениями твердости и коэрцитивной силы в виде:

$$HB = aH_c + b,$$

где HB – значения твердости по Бринеллю;

a, b – постоянные коэффициенты;

H_c – коэрцитивная сила, А/см.

В соответствии со значениями твердости по ГОСТ 9960-85 устанавливается интервал значений коэрцитивной силы, соответствующий требуемому интервалу твердости.

Магнитный способ позволяет определять глубину и качество закаленной зоны при закалке ТВЧ. Для этого предварительно устанавливается корреляционная связь между глубиной термоупрочненного слоя головки рельса со значениями коэрцитивной силы:

$$h = cH_c + d,$$

где h – глубина термоупрочненного слоя, мм;

c, d – постоянные коэффициенты;

H_c – значение коэрцитивной силы, А/см.

Так как глубина термоупрочненного слоя головки рельса должна быть в пределах 7-9 мм, то устанавливаются соответствующие пределы изменения значений коэрцитивной силы.

По результатам выходного контроля и сравнения их с требованиями стандарта делается заключение о годности изделия. Изделия, не прошедшие выходной контроль, направляются на повторную термическую обработку.

На основании проведенного анализа термической обработки рельсов составлена схема управления качеством остряковых рельсов (рис. 1).

Выводы

Проведение контроля изложенных физико-механических параметров на каждом изделии позволяет:

1. Оценить качество выпускаемой продукции по более широкому спектру параметров.
2. Иметь оперативную информацию о стабильности заданного технологического процесса и режимов работы оборудования.
3. Принимать решения по корректировке технологических параметров.

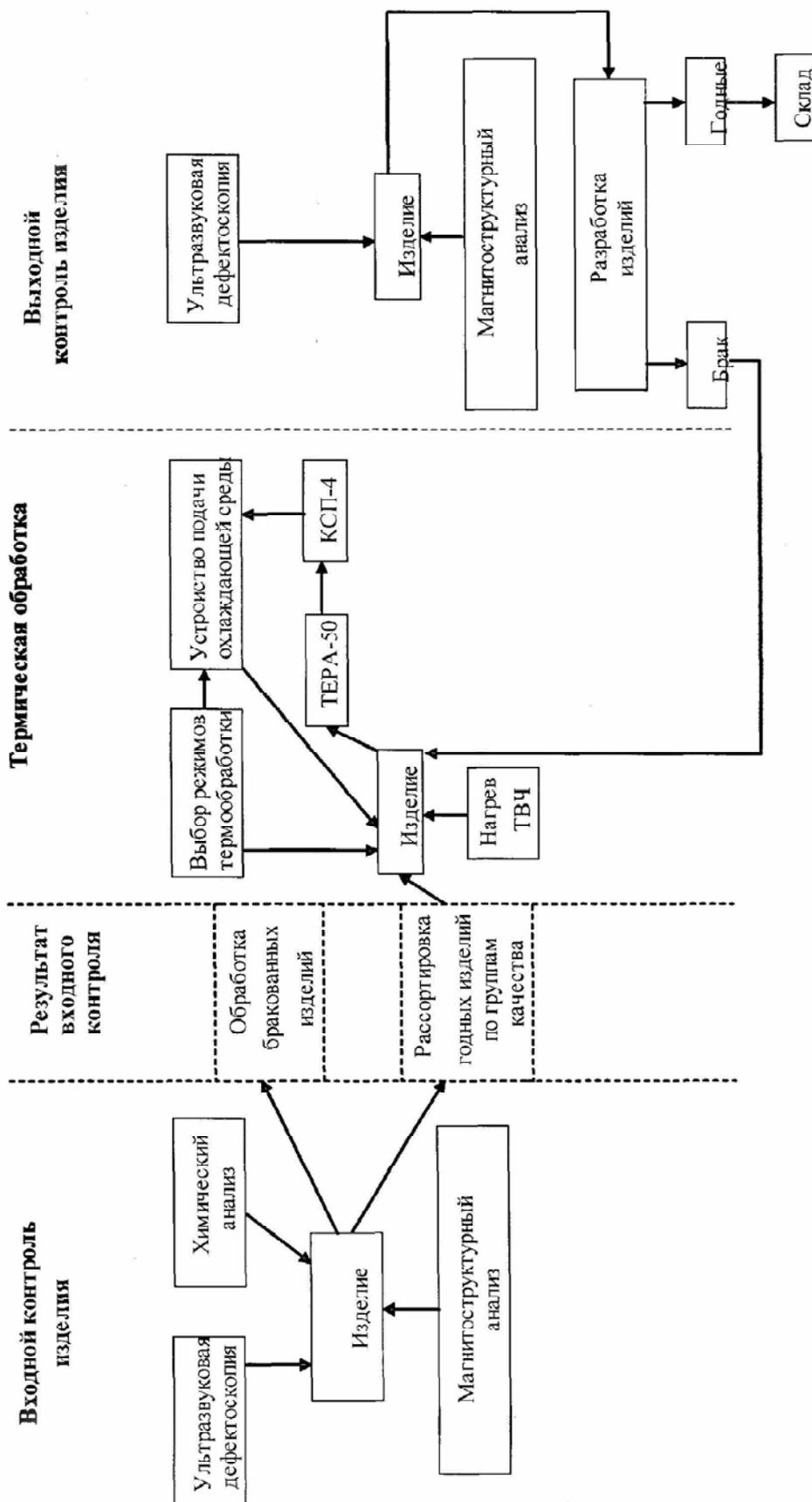


Рис. 1. Схема контроля управлением качества острых рельс

Перечень ссылок

1. Гофман Л.Д., Кибалов Л.Д., Максимов А.Б. Основные положения системы управления качеством производства остряковых рельсов / Механизация производственных процессов рыбного хозяйства, промышленных и аграрных предприятий. Сборник научных трудов Керченского морского технологического института. – Выпуск 7. – Керчь: КМТИ. – 2006. – С. 57-60.
2. Гаркунов Э.С., Барина Г.Я. Контроль качества термической обработки изделий из конструкционных сталей при различном исходном состоянии остаточной намагничиваемости / Дефектоскопия. – 1985. – № 9. – С. 46-50.
3. Кузнецов И.А., Царькова Т.П. Магнитный контроль твердости деталей из стали ЗОХЗМ / Дефектоскопия. – 1982. – № 2. – С. 29-33.
4. Михеев М.Н., Бида Г.Б. Магнитный контроль качества поверхностной закалки зубьев крупногабаритных постерней / Дефектоскопия. – 1982. – № 2. – С. 16-18.
5. Малинов С.А. Магнитный контроль качества поверхностной термообработки зубьев постерней / Дефектоскопия. – 1986. – № 8. – С. 95-98.
6. Кузнецов М.А. Магнитный контроль глубины и твердости упрочненного слоя деталей из высокопрочного чугуна после ТВЧ / Дефектоскопия. – 1987. – № 8. – С. 10-13.
7. Бида Г.В., Михеев М.Н., Костин В.П. определение размеров приставного электромагнита, предназначенного для неразрушающего контроля глубины и твердости поверхностно-упрочненных слоев / Дефектоскопия. – 1984. – № 8. – С. 10-13.

© 2008 А. Б. Максимов¹, Л. Д. Гофман², А. А. Кибалов²

¹ Государственный морской технологический университет, ² Завод стрелочных переводов, г. Керчь

О ВЛИЯНИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ИОНОВ В ОБЪЕМЕ РАСПЛАВЛЕННОГО ЭЛЕКТРОЛИТА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Введение

На протяжении последних десятилетий ионные расплавы все шире применяются в различных областях современной техники. По сути, новое рождение получило направление- высокотемпературный электролиз соединений металлов и неметаллов, сплавов и интерметаллидов. К настоящему времени научные основы проблемы ионных расплавов освещены в ряде монографий отечественных ученых [1-3]. Однако не все из них охватывают области практического использования расплавленных систем, содержащих металлы и неметаллы (бор, углерод, кремний, вольфрам, медь и др.) и их соединения.

Поэтому повышенный интерес к вопросам разработки новых эффективных методов получения многофункциональных защитно-упрочняющих барьерных слоев на основе тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов) и продиктован непрерывно расширяющимся их использованием для нужд современной техники и, в частности, в электрометаллургическом производстве.

Постановка задачи

Основной задачей данной работы является оценка влияния физико-химических свойств ионных расплавов на механизм и кинетические особенности перераспределения ионов электролита в объеме электрохимической ячейки под воздействием различных параметров электролиза. Проведенные ранее исследования [4, 5] позволили решить задачу математического описания массопереноса ионов материала-покрытия в объеме расплавленного электролита.

В условиях эксперимента математическое решение распределения ионов с учетом градиента потенциала сводится к уравнению:

$$C_i = C_i^0 \cdot \exp \left[\left(\frac{\vec{V}}{D_i} - \frac{Z_i F \Delta \varphi}{RT} \right) \cdot x \right], \quad (1)$$

где C_i^0 , C_i – концентрация ионов сорта i в центре электрохимической ячейки и по ее объему соответственно; \vec{V} – скорость вынужденной конвекции; $\Delta \varphi$ – градиент потенциала; F – число Фарадея; Z_i – заряд иона;

D_i – коефіцієнт дифузії іонів сорта i ; x – лінійна координата від центра електролізної ячейки.

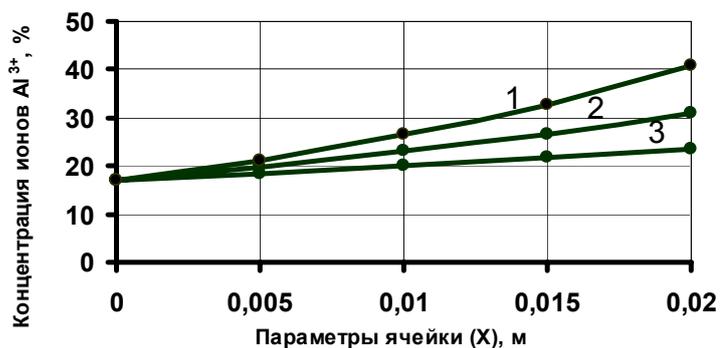
Для побудови кривих розподілення концентрацій іонів покриття пропонується розрахунково-експериментальний метод, оснований на використанні як табличних, так і отриманих раніше експериментальних даних [6, 7].

Аналіз отриманих результатів

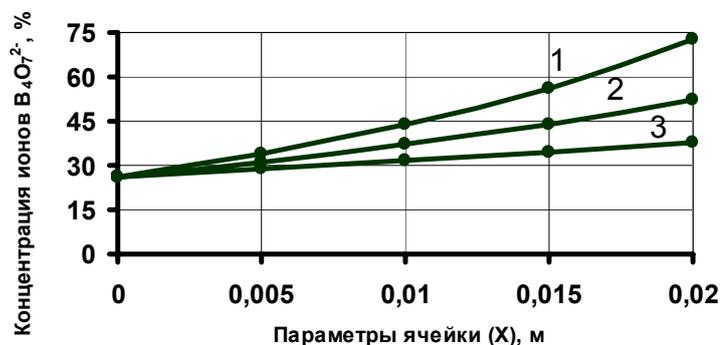
Комплексне дослідження і обобщення експериментальних даних по вивченню фізико-хімічних властивостей розплавлених електролітів, кінетических закономірностей процесів електролізу, протікаючих на границі електрод-електроліт, деполізаційних явищ дозволили з допомогою рівняння (1) побудувати розподілення концентрації іонів покриття по об'єму електроліта для систем (NaCl-NaF-AlF_3) , $(\text{NaCl-NaF-Na}_2\text{B}_4\text{O}_7\text{-Na}_2\text{SiF}_6)$, $(\text{NaCl-KCl-NaF-Na}_2\text{CO}_3\text{-Na}_2\text{SiF}_6)$, (NaCl-KCl-CuCl_2) , використовуваних для осаження відповідно алюмінія, бора, міді, кремнію і кремнію з мікродобавкою вольфрама.

Аналіз розрахункових залежностей (рис. 1-3) показав, що при високих значеннях параметрів електролізу спостерігається характерний вид розподілення (крива 3). Такий характер розподілення зв'язаний з збільшенням електропровідності і зниженням густоти розплавів для даних режимів [6, 7]. Дальніше зменшення параметрів електролізу, для всіх розплавлених систем, приводить до вирівнювання залежностей до лінійного характеру (рис. 2, 3). Однак слід відзначити, що кількісно змінення розподілення різних іонів покриття в ячейці протікає в явній залежності від типу і розміру іона. Так, для іонів Al^{3+} характерно збільшення концентрації по розміру ячейки з 17,1 до 40,7 %, для іонів $\text{B}_4\text{O}_7^{2-}$ – максимальне змінення досягає 46,3 %, для іонів SiF_6^{2-} – змінення невелико нижче (з 12,1 до 58,1 %), а для іонів Cu^{2+} відбувалося збільшення концентрації лише на 8,5 %. В свою чергу, додатково введений в іонний розплав $(\text{NaCl-KCl-NaF-Na}_2\text{CO}_3\text{-Na}_2\text{SiF}_6)$ металіческий вольфрам погіршує розподілення іона SiF_6^{2-} по об'єму електроліта, що зв'язано з додатковою затратою енергії на анодне розчинення і електроперенос іонів W^{6+} по електролітическій ячейці (рис. 2, б).

Установлено, що вище перераховані характерні залежності повністю збігаються і корелюють з фізико-хіміческими властивостями відповідних іонних розплавів, а запропонована математическа модель адекватно описує розподілення концентрацій іонів покриття по ячейці під впливом параметрів електролізу.



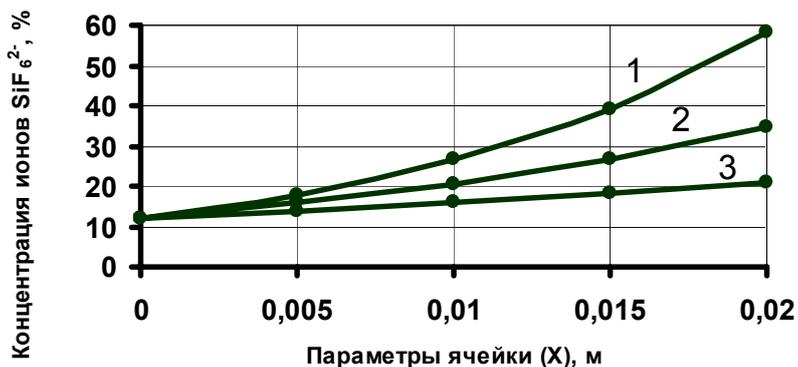
а



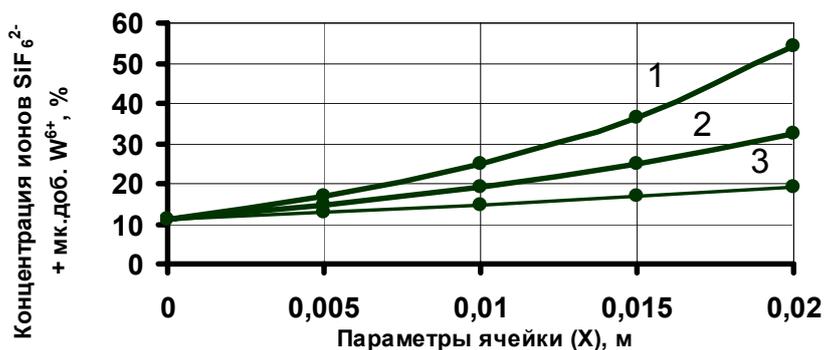
б

Рис. 1. Розподілення концентрації іонів Al^{3+} (а) і $\text{B}_4\text{O}_7^{2-}$ (б) в об'ємі електрохіміческій ячейки:

1 – $1 \cdot 10^6$ Па·°С; 2 – $2 \cdot 10^6$ Па·°С; 3 – $3 \cdot 10^6$ Па·°С



а



б

Рис. 2. Распределение концентрации ионов SiF₆²⁻ (а) и SiF₆²⁻ + мк. доб. W⁶⁺ (б) в объеме электрохимической ячейки:

1 – 1·10⁶ Па·°С; 2 – 2·10⁶ Па·°С; 3 – 3·10⁶ Па·°С

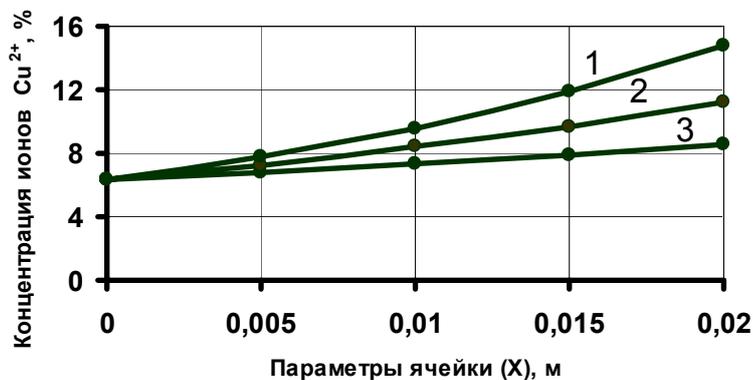


Рис. 3. Распределение концентрации ионов Cu²⁺ в объеме электрохимической ячейки:

1 – 1·10⁶ Па·°С; 2 – 2·10⁶ Па·°С; 3 – 3·10⁶ Па·°С

Выводы

1. Разработано и предложено математическое описание распределения заряженных частиц в объеме электрохимической ячейки под воздействием градиента потенциала для расплавленных электролитов.

2. Установлено, что при увеличении параметров электролиза концентрация ионов покрытия при катодном пространстве возрастает в 1,75 раз, причем наиболее выраженный характер наблюдается для расплава KCl-NaCl-NaF+Na₂CO₃+Na₂SiF₆.

3. Полученные расчетно-экспериментальные данные и предложенные научные подходы не вступают в противоречие с современными представлениями о транспортных свойствах ионных расплавов и позволяют точнее прогнозировать структуру, фазовый состав и эксплуатационные свойства получаемых покрытий.

Перечень ссылок

1. Делимарский Ю.К. Химия ионных расплавов. Киев: Наукова думка, 1980. – 328 с.
2. Делимарский Ю.К., Барчук Л.П. Прикладная химия ионных расплавов. Киев: Наукова думка, 1988. – 192 с.
3. Туманова Н.Х., Барчук Л.П. Гальванические покрытия из ионных расплавов. / Под ред. Ю.К. Делимарского. – Киев: Техника, 1983. – 166 с.
4. Воденников С.А., Скачков В.А., Иванов В.И., Бережная О.Р., Воденникова О.С. Массоперенос при электролизе ионных расплавов // Теория и практика металлургии. – Днепропетровск, НМА Украины. – № 2-3 (57-58). – 2007. – С. 135-138.
5. Воденников С.А., Скачков В.А., Воденникова О.С., Бережная О.Р. К вопросу математического описания массопереноса металла покрытия при электролизе ионных расплавов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні (ЗНТУ). – 2007. – № 1. – С. 106-109.
6. Воденников С.А., Личконенко Н.В., Воденникова О.С. Изучение влияния температуры на термодинамические характеристики расплавленных электролитов // Тезисы докл. II международной научно-практической конференции «Современные научные достижения – 2007» г. Днепропетровск, Том 7. 01-14 февраля 2007. – С. 15-17.
7. Воденников С.А., Личконенко Н.В., Воденникова О.С. Изучение влияния температуры на электропроводность ионных расплавов // Тезисы докл. международной научно-практической конференции «Современные направления теоретических и прикладных исследований», г. Одесса, Сборник научных трудов, ОНТУ, УКРНИИМФ, 2007, 15-25 марта. – С. 10-12.

© 2008 Канд. техн. наук С. А. Воденников¹, д-р техн. наук Г. И. Слынько²,
канд. техн. наук В. А. Скачков¹, О. С. Воденникова¹

¹Государственная инженерная академия, ²Национальный технический университет,
г. Запорожье

«СТАЛЬ-2007» – МЕЖДУНАРОДНАЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ)

Конференция состоялась 8 и 9 ноября 2007 года в конгресс-центре города Дюссельдорф. Как и обычно, в конференции принимали участие представители металлургической промышленности, металлургического машиностроения, отраслей-потребителей, экономики, политики, прессы. Конференция проходила под девизом «Соревнование за будущее». На пленарном заседании 9 ноября рассматривались общие вопросы развития отрасли. При этом речь шла также о роли исследований и разработок в современной металлургии. Темой форума в этом году было применение стали в тяжелом машиностроении. На форуме рассматривалась также единая европейская платформа в металлургии и материаловедении. Работали также следующие секции:

- передовые технологии формоизменения в соревновании XXI века;
- соревнование в эффективности и энергоёмкости оборудования;
- борьба за таланты в отрасли;
- защита интеллектуальной собственности;
- развитие металлургических процессов;
- стратегия транспортной политики и складирования.

Развитие отрасли

Как сообщил председатель экономического объединения «Сталь» проф. Дитер Амелинг (Dieter Ameling), прошлый год вошел в историю металлургии Германии как рекордный, а нынешний открывает еще более высокие перспективы. В прошлом году в Германии было произведено 48,6 млн. т стали, в этом году ожидается прирост около 1,5 %. Такое рекордное состояние обусловлено в значительной мере сложившейся конъюнктурой, прежде всего, успехами основных отраслей – потребителей: машиностроения и автостроения. Однако не только внутренние обстоятельства повлекли за собой развитие отрасли. Большую роль сыграли также возросшие потребности других стран в стали. За последние 15 лет экспорт стали из Германии удвоился, в результате чего сталь стала одним из основных продуктов экспорта Германии.

Анализ состояния отрасли в мире позволяет говорить о некотором «ренессансе» в промышленности. Еще недавно эксперты предсказывали стали как конструкционному материалу полное отсутствие перспектив. Сейчас об этом уже не вспоминают. «Ренессанс» стали связан, по крайней мере, с двумя факторами. На первом месте стоит резко возросшее потребление стали, особенно в Китае. В прошлом году производство стали в Китае достигло 422 млн. т по сравнению с 355 млн. т в 2005 году. Тенденция к росту производства продолжается. Резко возрастают потребности и других развивающихся стран, например, Бразилии и Индии. Если производство стали на душу населения в развитых странах составляет сейчас около 600 кг, то в Индии эта цифра составляет всего 38 кг. В 2006 году мировое производство стали выросло на 8,8 % по сравнению с 2005 годом и составило около 1,24 млрд. т. В этом году ожидается мировое производство около 1,33 млрд. т.

Развитие металлургии способствует также развитию металлургического машиностроения. Так, концерн SMS, крупнейший производитель печного, сталеплавильного и прокатного оборудования, имеет в этом году объем заказов до 4 млрд. €, что находится на пределе его технических возможностей. Этот год является для концерна рекордным как по объему заказов, так и по величине доходов. При такой нагрузке решающее значение для концерна приобретает планирование производства, начиная от стадии проектирования и заканчивая вводом оборудования в эксплуатацию.

Большую роль в развитии отрасли сыграли также инновации. Только за последние пять лет было разработано около половины из существующих в настоящее время 2200 марок стали. Можно считать, что Германия наряду с Японией и Кореей занимает ведущее место по развитию новых материалов и технологий. Инновации связаны, прежде всего, с разработкой более прочных и одновременно более гибких сталей, например, для кузовов автомобилей или роторных листов ветряных генераторов, а также стального литья для турбин, состоящего из разнородных сплавов, предназначенных для различных температурных и нагрузочных условий. По мнению Эккехардта Шульца (Ekkehardt Schulz), председателя дюссельдорфского подразделения ThyssenKrupp AG, возможности стали как конструкционного материала используются сейчас не более чем на 50 %. Последующие 50 % могут быть использованы в течение грядущего пятидесятилетия. Поскольку с перспективами отрасли приходится считаться, предприятия инвестируют колоссальные суммы на исследовательские разработки. Только в Германии инвестировано в этом году на исследовательские работы и на разработку новых производственных мощностей около 1,3 млрд. €.

Третьим фактором, обеспечивающим развитие отрасли, является ее консолидация. Уже вполне заметны позитивные изменения, обусловленные повышением стабильности предприятий в результате возникновения мощных международных концернов. Резко снизилась длительность циклических спадов в отрасли. С другой стороны повысилась привлекательность отрасли для акционеров. Так, сумма биржевых сделок, относящихся к отрасли, повысилась со 100 млрд. долларов в конце 2001 года до 800 млрд. долларов в настоящее время.

Специально к открытию конференции газета «Die Welt» опубликовала интервью с крупнейшим акционером и руководителем самого крупного металлургического концерна мира ArcelorMittal господином Лакшми Митталом (Lakshmi Mittal) о планах концерна на будущее и, в частности, о его планах на работу в Германии. К 2012 году концерн планирует повысить свое производство до 130 млн. т стали, что соответствует росту на 20 % по сравнению с 2006 годом. При этом рост планируется сознательно ниже, чем в среднем по отрасли, с целью иметь возможность быстро реагировать на возможные спады. Правда, г-н Миттал с оптимизмом смотрит в будущее и не рассчитывает на серьезные спады в отрасли. Интеграция предприятий различных стран в одном концерне способствует значительной экономии средств. Так, если себестоимость 1 т горячекатаной полосы в среднем по отрасли составляет 420 долларов, то в концерне ArcelorMittal – только 390 долларов. Стратегической целью концерна является инвестирование средств в производство сырья. Концерн планирует получать около с всей используемой железной руды на своих рудниках. Так, в ближайшее время планируется приобретение крупного рудника в Канаде.

В Германии ArcelorMittal является вторым по объему производства производителем стали с ежегодным выпуском около 8 млн.т. Концерну принадлежит в Германии 5 крупных предприятий: два в Дуйсбурге и по одному в Бремене, Гамбурге и Айзенхюттенштадте. Последнее место особенно важно для концерна как мост в Центральную и Восточную Европу. В связи с широким развитием в Германии автостроения и машиностроения германские предприятия стратегически важны для концерна. В эти предприятия предполагается вложение дополнительных крупных инвестиций. В Айзенхюттенштадт строится установка для пламенного цинкования, а в Бремене расширяется одна из двух доменных печей с целью повышения объема производства до 4 млн. т. ArcelorMittal вкладывает также инвестиции в другие предприятия Германии. Особый интерес для концерна представляет предприятие Dillinger Huette, где он является крупнейшим акционером, но еще не руководит предприятием. ArcelorMittal пытается убедить других акционеров в целесообразности передачи ему руководства. При этом важную роль сыграла бы возможность дальнейшей специализации предприятия.

Консолидация отрасли приводит к изменению стратегии инвестирования. До настоящего времени инвестиции направлялись, главным образом, для развития предприятий уже существующих крупных металлургических центров. Примером этому является новая крупная доменная печь на предприятии ThyssenKrupp Steel в Дуйсбурге. При этом железная руда должна поставляться кораблем с другого континента до Роттердама и далее до Дуйсбурга по

железной дороге. Кокс поставляется из Австралии, нефть из Дубаи, газ из Сибири. Конечным продуктом металлургического производства является лист, который поставляется в Детройт на автомобильные предприятия. Естественно, при этом возникает вопрос о приближении металлургических предприятий к источникам сырья и потребления.

Конечно, невозможно найти идеальное место, где рядом расположены источники всех сырьевых материалов, а также потребляющие предприятия. Поэтому нужны компромиссные решения, минимизирующие транспортные расходы. Стратегический подход заключается в том, чтобы максимально приблизить сталеплавильное и заготовительное производство к источникам сырья и морским путям, производство же и отделку готового проката – к местам потребления. В этом плане показателен опять пример ThyssenKrupp Steel. Концерн строит в Бразилии в штате Рио де Жанейро в бухте Сепетиба новое металлургическое предприятие, которое в марте 2009 года должно выйти на годовой объем производства 4,4 млн. т стали. Место строительства было сознательно выбрано исходя из близости железорудных разработок и морских путей. В то же время в Мон Вернон в штате Алабама (США) в 30 милях от мексиканского гольфа и на полпути к самым крупным американским сталеперерабатывающим центрам строится второе предприятие, где заготовки из Бразилии будут подвергаться окончательной прокатке в листы и отделке. Предприятие должно вступить в действие и достичь проектной мощности в 2010 году. Поскольку это строительство признано концерном особо экономически важным, объем инвестиций повышен с 2,3 до 3,1 млрд. €. ThyssenKrupp Steel планирует 40 % продукции поставлять в автомобильную промышленность, остальную продукцию – крупным строительным концернам.

Стратегия других крупных сталепроизводителей мало чем отличается от стратегии концерна ThyssenKrupp Steel. Австралийцы, индийцы, русские и южно-африканцы инвестируют также в строительство металлургических предприятий вблизи сырьевых ресурсов и морских путей, например, в Индии у побережья богатого железной рудой и углем штата Орисса или на западном побережье Австралии, где строятся крупнейшие рудники. Строительство предприятий ведется и в регионах арабских государств побережья Персидского залива, где хотя и отсутствует необходимое сырье, но имеются богатые энергетические ресурсы, что делает энергетические затраты минимальными.

Проф. Амелинг (Ameling) остановился также на трудностях, которые в настоящее время переживает отрасль. Среди проблем, оказывающих отрицательное влияние, президент назвал международный финансовый кризис, ослабление доллара, резко возрастающий экспорт из Китая и, прежде всего, растущие цены на сырье. Китай строит гигантскими темпами новые современные предприятия, сохраняя при этом и старые отсталые предприятия. Это привело к тому, что Китай в течение последних четырех лет превратился из страны, импортирующей около 30 млн. т стали в год, в страну, экспортирующую в 2007 году 50-55 млн. т. Развитие отрасли в Китае не сопровождается необходимыми природоохранными мероприятиями. Только 20 из 800 производителей стали входят в отраслевое объединение International Iron and Steel Institute (IISI). Поэтому выделения двуоксида углерода в атмосферу на тонну произведенной стали в Китае на 30 % выше, чем в Европе или в Японии. В результате на металлургию Китая приходится 51 % выделения двуоксида углерода в мировой металлургической промышленности. Проблемы возникают вследствие выхода китайских производителей на европейские рынки с продукцией по демпинговым ценам. Такую возможность китайские производители имеют в связи с преобладанием государственного сектора в отрасли. Так, в конце октября объединение европейских металлургов Eurofer возбудило перед Еврокомиссией в Брюсселе антидемпинговый иск против ввоза коррозионностойкой холоднокатаной стали из Китая и Тайваня. В результате подобных поставок наносится серьезный ущерб европейским производителям.

Тот факт, что цены на кокс и железную руду более чем удвоились по сравнению с 2003 годом, является большой нагрузкой для металлургической промышленности. Особенно сложна ситуация с железной рудой, т.к. ее добыча сосредоточена, в основном, в двух странах: в Бразилии и Австралии. Монополисты имеют возможность искусственно повышать цены. Эксперты исходят из невозможности в ближайшее время остановить этот рост цен. Дополнительные проблемы для металлургии Германии видит проф. Амелинг (Ameling) в особенно высоких ценах на электроэнергию и газ. По сравнению с другими европейскими государствами различие составляет до 40 %, что затрудняет конкурентоспособность. Энергетики перенесли на стоимость электроэнергии не только расходы на экологический налог, но и стоимость сертификатов, которые государство им бесплатно выдало. Таким образом, «государственная доля» цены на электроэнергию оказывается слишком высокой. Особенно остро ощущают проблему электрометаллургические предприятия. Если с 2013 года стоимость сертификатов будет повышена, это будет означать новое повышение цены на электроэнергию. Металлурги должны пытаться убеждать политиков, что сегодняшняя энергетическая политика Германии ошибочна и что реальное решение энергетической проблемы невозможно без развития ядерной энергетики.

На пленарном заседании были заслушаны также сообщения об основных направлениях развития металлургии и металловедения. Директор института материаловедения при Рур-университете в Бохуме (Ruhr-Universitaet Bochum) проф. Михаил Поль (Michael Pohl) сообщил о новых направлениях разработки современных конструкционных материалов. Семимильные сдвиги в этом направлении стали возможны благодаря созданию центра моделирова-

ния материалов ICAMS (Interdisciplinary Centre for Advanced Materials Simulations), где совместно работают специалисты разных направлений, прежде всего, материаловеды, физики, программисты. Если раньше для разработки новых марок сталей требовались длительные и трудоемкие эксперименты с выплавкой и исследованием различных составов, сейчас используется компьютерное моделирование, сокращающее время исследования не менее чем в десять раз.

Вначале устанавливаются требования по свойствам, которым новый материал должен удовлетворять. С помощью компьютерного моделирования устанавливают, какое легирование и какая микроструктура необходимы для получения заданных свойств. С этой целью используется информация из различных областей – физики, химии, математики и материаловедения. Для того чтобы создать сталь с определенными свойствами, компьютер рассчитывает также, какие изменения в атомарном строении должны быть произведены и как может действовать на материал, скажем, удаление углерода и добавки никеля, марганца и др. элементов. По словам директора института, в распоряжении исследователей при создании новых сталей находятся около 100 элементов Периодической Системы. Надежность компьютерного моделирования составляет в настоящее время около 80 % и постоянно повышается. Результаты, по мнению исследователей, определяются, прежде всего, наличием и надежностью баз данных.

Диапазон исследований института материаловедения при Рур-университете чрезвычайно широк. За 40 лет его существования разработаны вопросы оптимизации прочности и постоянства формы, снижения веса конструкций, повышения хладостойкости, теплостойкости и кислотостойкости. Например, в результате колоссального роста потребления стали и сырья в Китае резко выросли цены на легирующие элементы. По данным экспертов, цена на никель достигала периодически более чем 35000 € за тонну. Сотрудники института нашли с помощью моделирования способ, как при производстве двухфазных нержавеющей сталей снизить содержание никеля с 7 до 0,5 %, не допуская при этом снижения качества. В качестве заменителя никеля использовали такие недорогие элементы как марганец и азот. Работы института позволили также существенно повысить прочность металлокорда для автомобильных шин, что увеличивает продолжительность службы шин в десятки раз. Работы Центра Компьютерного Моделирования финансируются в настоящее время в объеме 24,2 млн. €. Основными источниками финансирования являются крупные концерны: ThyssenKrupp, Salzgitter AG, Robert Bosch AG, Bayer AG. Определенные денежные средства поступают также от правительства земли Nordrhein-Westfalen.

Сталь в тяжелом машиностроении

В докладе д-ра Ганса-Юргена Кайзера (Hans-Juergen Kaiser) с соавторами обобщен опыт ряда предприятий (ThyssenKrupp Steel AG, voestalpine Stahl AG, Ilseburger Grobblech GmbH, Dillinger Huettnerwerk) по производству толстого листа из специальных строительных сталей ответственного назначения. Речь идет о сталях, используемых в судостроении, строительстве, при производстве магистральных газопроводов, а также для специальных назначений.

Группы сталей N-A-XTRA® и XABO®, разработанные ThyssenKrupp Steel AG, поставляемые в термически улучшенном состоянии, проявили себя как идеальный материал для снижения веса тяжелонагруженных стальных конструкций. Стали первой группы, легированные хромом и молибденом, характеризуются пределом текучести до 800 МПа. Во второй группе используют легирование хромом, молибденом, никелем и ванадием, что позволяет повысить предел текучести до 1100 МПа при толщине листов от 3 до 100 мм. Термомеханически обработанные стали с низким содержанием углерода представляют серию PAS. Низкое содержание углерода и легирующих элементов, чистота в отношении содержания вредных примесей и специальные методы прокатки обеспечивают хорошую пластичность в холодном состоянии, свариваемость и вязкость. Листы толщиной до 10 мм режутся из рулонов. Эти стали содержат около 0,07 % C, 0,40-1,50 % Mn, 0,02-0,06 % Nb и иногда 0,045-0,090 % V. Наиболее высокопрочная сталь этой серии (PAS 700) обладает минимальным значением предела текучести 700 МПа, минимальной работой удара 27 Дж при -40 °C, хорошими свойствами для холодной формовки и отличной свариваемостью.

Мелкозернистые закаливаемые специальные конструкционные стали TBL и TBL PLUS сочетают в себе хорошую способность к формообразованию с высоким сопротивлением изнашиванию. Легирование бором позволяет производить упрочнение в воде, растворах полимеров или в масле. Эти стали используют в сельхозмашиностроении, например, для плугов, упаковщиков соломы, для строительных машин, например, для барабанов бетономешалок и др. В сталях первой серии получают твердость до 500 HBW, второй – до 550 HBW. Первая содержит углерода 0,25-0,30 %, марганца 1,10 – 1,30 %; вторая – углерода 0,31- 0,38 %, марганца 1,20-1,50 %. Обе стали содержат 0,0008-0,0045 % бора. В качестве особо износостойких используют стали XAR® с твердостью от 300 до 600 HBW. Листы из этих сталей толщиной от 3 до 100 мм применяют в несущих большую нагрузку конструкциях передвижных подъемных кранов, строительных сооружениях, в шахтном строительстве и др. Стали XAR®300 - XAR® 450 содержат до 0,22 %C, до 0,80 %Si, до1,50 %Mn, до1,30 %Cr, до 0,50 % Mo. Стали XAR® 500, XAR® 550 и XAR® 600 содержат соответственно до 0,28, 0,35 и 0,40 %C и дополнительно легируются до 1,5 % Ni. Сталь XAR® 600 характеризуется пределом текучести не ниже 1750 МПа, пределом прочности не ниже 2200 МПа, относительным удлинением 11 % и работой удара при -20 °C не менее 20 Дж.

При постоянном спросе на энергоносители природный газ приобретает лидирующее положение. Экономически выгодной альтернативой транспортировке природного газа на большие расстояния является его транспортировка в жидком состоянии. Для такой транспортировки и складирования требуются экстремально низкие температуры – до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для этой цели на ThyssenKrupp Steel AG разработана серия никелевых сталей, удовлетворяющих самым высоким требованиям для криогенных материалов. Высоколегированные стали с повышенным содержанием никеля обеспечивают высокую стойкость при низких температурах. В промышленном масштабе выпускаются листы из следующих марок стали: 13MnNi6-3, 12Ni14, X12Ni5, X7Ni9, X8Ni9. Каждая сталь имеет свое назначение и свою область применения. Последняя марка содержит 18 % хрома и 9 % никеля и используется в самых ответственных случаях, например, для перевозки метана.

Основным производителем сталей для магистральных газопроводов в Германии является в настоящее время дочернее предприятие концерна Salzgitter AG – Mannesmannroehren Muelheim GmbH. При этом предприятие специализируется в течение последних десятилетий на производстве термомеханически упрочненной листовой стали. Применение высокопрочных трубных сталей позволяет с одной стороны уменьшить толщину стенки трубы и за счет этого снизить вес конструкции и уменьшить объем сварочных работ, с другой – увеличить производительность газопровода за счет повышения давления. Применение термомеханического упрочнения позволило повысить прочность CMnV- стали от класса X52 (минимальное значение предела текучести 359 МПа) в горячекатаном и нормализованном состоянии до классов X60, X65 и X70 (минимальное значение предела текучести 483 МПа). Получение класса X80 стало возможным лишь в результате сочетания термомеханического процесса прокатки CMnNbTi- стали с ускоренным охлаждением. Первый в мире промышленный трубопровод класса X80 был сдан в эксплуатацию в Германии в 1992 году. Для промышленного применения в настоящее время используются CuCrNiNbTi-сталь, содержащая 0,06 %C и 1,9 %Mn при углеродном эквиваленте 0,20. В результате ускоренного охлаждения получают свободную от мартенсита бейнитную структуру с небольшим количеством феррита.

В середине 90-х годов начали предприниматься дальнейшие шаги для повышения прочности толстолистовой трубной стали. Дело в том, что для участков трубопроводов вблизи насосных станций, где давление превышает 40 бар, прочность сталей типа X70 и X80 оказывается недостаточной. Производители труб поставили задачу изготовить и провести полупромышленное опробование труб класса X100 (минимальное значение предела текучести 690 МПа) с диаметром 28" и толщиной стенки 19,1 мм. Систематические исследования в этом направлении начали проводиться с 1995 года. Уже в 2003 году была выпущена первая опытно-промышленная партия. Была использована CMnVNbTi-композиция с добавками CuNiMo. В связи с необходимостью обеспечения высокой ударной вязкости и хорошей свариваемости содержание углерода ограничивали 0,06 %. Для достижения необходимого уровня качества были использованы особые приемы в производстве стали, прокатке и стратегии охлаждения. Полученная сверхвысокопрочная сталь превосходит ранее производимые марки по уровню всех механических характеристик. При производстве первой промышленной партии в 2006 году получен следующий уровень свойств, значительно превосходящий требования: предел текучести 761 МПа, предел прочности 827 МПа, относительное удлинение 31 %, работа разрушения образца с надрезом 270 Дж, доля вязкого излома при $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 88 % (средние значения). В настоящее время ведутся лабораторные исследования в направлении разработки трубной стали класса X120. Лабораторные плавки на базе CMnNbVTi-композиции с добавками бора показали результаты, вселяющие надежды на успех.

В докладе д-ра Петера Янсена (Peter Janssen) рассматривалось применение проката и поковок в тяжелом машиностроении. Прокат поставляется как в виде обычных профилей, предусматривающих механообработку, так и в виде специальных профилей. Прокат поставляется как из цементуемых (15MnCr5, 20Cr4), так и из улучшаемых (42CrMo4, 37Cr4) сталей. Обычно поставляется металл, полученный конвертерной выплавкой или с помощью вторичной металлургии. Металл, как правило, очищается от водорода. После прокатки проводится термическая обработка, поверхностный и ультразвуковой контроль.

Большая часть заготовок изделий тяжелого машиностроения изготавливается ковкой. Для изделий общего назначения используют обычные улучшаемые, цементуемые и поверхностно закаливаемые стали. Например, для изготовления поршней гидравлических систем строительных машин применяют стали марок 30CrMoV9, 15CrNi6, 20MnCr5. Для крупных валов общего назначения (например, массой 45 т) применяют улучшаемую сталь 40CrMnMo7. Особенно важным является производство поковок для энергомашиностроения. Для работы при температурах до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ применяют ферритные или феррито-мартенситные стали. Для условий среднего и высокого давления пара при температуре $530\text{--}550\text{ }^{\circ}\text{C}$ используют стали 28CrMoNiV4-9 или 30CrMoNiV5-11. Для колец и дисков газовых турбин, работающих при $580\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$, применяют сталь X19CrMoVNb11-1, а для крупных валов, работающих при аналогичных условиях – сталь X21CrMoV12-1. Для турбинного оборудования, работающего при температурах $610\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$, применяют аустенитные стали X8CrNiNb16-13, X8CrNiMoNb16-16, X6NiCrTiMo26-15.

Отдельно сообщалось о развитии материалов для насадочных колец роторов турбин. Насадочное кольцо является весьма нагруженной деталью, т.к. оно должно предохранять обмотку ротора от действующих центробежных сил. Материал должен характеризоваться высокими механическими свойствами и быть немагнитным. Последнее

требование связано с тем, что при вращении ферромагнитного материала в магнитном поле в нем возникали бы вихревые токи, что вело бы к потере мощности и дополнительным термическим напряжениям между головкой и кольцом. В связи с этим единственным вариантом решения проблемы является применение аустенитных сталей специального состава при использовании специальных технологий производства.

С 1954 года в течение примерно трех десятилетий для производства колец применяли преимущественно сталь P750, содержащую 0,53 %C, 0,80 %Si, 18 %Mn, 4,5 %Cr, 0,10 %V, 0,10 %N. Свойства этой стали можно было изменять посредством варьирования параметрами основных технологических процессов:ковки, релаксационного отжига, холодной раздачи. Основным недостатком этой стали была склонность к коррозии под напряжением, что резко осложняло условия эксплуатации. С 1975 года начались работы по созданию стали P900, которая по сравнению с предыдущей характеризовалась более высокими механическими свойствами и более высоким сопротивлением коррозии под напряжением. С 1990 года эта сталь используется повсеместно. Основным фактором, способствующим улучшению качества, является повышение содержания растворенного азота. Химический состав стали: C < 0,12 %, Si = 0,30 %, Mn = 18,50 %, N = 0,50 %. При комнатной температуре достигается значение предела текучести 1350 МПа. Однако уже сейчас дискутируется вопрос о повышении рабочих температур турбины от 100 до 130°C и выше. Для этой цели необходима более высокопрочная сталь, которую удалось получить в результате совершенствования технологии выплавки с использованием давления, что позволяет еще более увеличить содержание растворенного азота (до 1 % при давлении 40 бар). Сталь P2000 содержит <0,10 %C, <1,00 %Si, 14,00 %Mn, 18,00 %Cr, 3,00 %Mo, 0,85 % N. Предел текучести при комнатной температуре составляет 1570 МПа, при температуре 130 °C – 1350 МПа, а при температуре 150°C – 1300 МПа. Сталь P2000 начала уже поступать на рынок.

Д-р Йорг Рольман (Joerg Rollmann) рассказал в своем докладе о подшипниках качения для крупногабаритных машин. Основным производителем крупных подшипников является концерн Rothe Erde, входящий в объединение ThyssenKrupp, основная квартира которого находится в Германии (Дортмунд). Этот концерн объединяет 16 производственных товариществ и 20 отдельных предприятий в 12 странах в т.ч. Великобритании, Италии, Испании, США, Бразилии, Японии и Китае. Объем производства концерна составляет около 930 млн. €, в т.ч. 650 млн. € за границей. В концерне занято 6400 сотрудников, из них только 1900 в Германии. Концерн производит радиальные и радиально-упорные шариковые и роликовые подшипники диаметром от 200 до 8000 мм в закрытом и до 18000 мм в сегментированном исполнении для крупных экскаваторов, кораблей, буровых машин для тоннелестроения, железнодорожных и башенных кранов, разводных мостов и ветряных электрогенераторов. Структурированные элементы, производимые концерном, используются также в авиации и в космической технике. Концерн является также мировым производителем бесшовных металлических колец из немагнитных материалов, поворотных столов и конструкционных элементов.

Основной материал колец – высоколегированная хромомолибденовая сталь. Производство и контроль осуществляются по DIN 17200. Для некоторых случаев используются специальные высоколегированные хладостойкие стали, устойчивые при низких температурах. Шарики производят в соответствии с DIN 5401, ролики - по DIN 5402 из закаливаемых шарикоподшипниковых сталей. Зубчатые сегменты подвергаются поверхностной закалке, главным образом, с охватом впадины, чтобы не допустить резкого перехода к незакаленному металлу. При производстве подшипников для некоторых целей, например, для гидравлических экскаваторов или ветряных электрогенераторов, производится легкое предварительное напряжение конструкции.

Христиан Френцель (Christian Frenzel) рассказал в своем докладе о производстве крупных машин для тоннелестроения. Ведущей фирмой по производству таких машин является концерн Herrenknecht AG, руководство которого расположено в г. Шванау (Schwanau), Германия. Этот концерн является ведущим в своей отрасли и поставляет продукцию во многие страны мира, включая Швейцарию, США, Россию и Китай. Благодаря концерну за последние 30 лет произошло существенное совершенствование технологических процессов в тоннелестроении, причем концерн проектирует и производит оборудование дифференцированно для различных геологических условий. Сейчас оборудование фирмы задействовано, например, на строительстве самого большого в мире туннеля, который пролегает сквозь толщу горных пород массива Сен-Готард, строительство двух веток которого длиной по 57 км каждая должно быть завершено в 2015 году. Машины, производимые фирмой, поражают своей грандиозностью. Самая большая из них имеет длину 440 м и больше напоминает завод, чем простой бур. В обычных геологических условиях тоннелепроходческая машина способна одновременно вырубать горную породу, транспортировать вырубленные осколки с помощью ленточных транспортеров и устанавливать бетонные плиты (тюбинги) для облицовки стен туннеля, а также передавать непрерывный поток данных о местоположении машины и предстоящих условиях работы.

В начале 2007 года между компанией «Метрострой» (Киев) и фирмой Herrenknecht AG подписан договор на поставку тоннелепроходческого комплекса НК стоимостью 7 млн. € для продолжения строительства метро на Курневско-Красноармейской линии от станции Лыбидьска в сторону Теремков. Уже через 9 месяцев после подписания договора комплекс был изготовлен. «Метрострой» намерен привлечь специалистов Herrenknecht AG для монтажа и запуска комплекса непосредственно на месте его работы. Запуск комплекса планируется в декабре 2007 года.

Д-р – инж. Хольгер Либервирт (Holger Lieberwirth) рассказал об опыте фирмы TAKRAF GmbH по производству техники для открытых горных разработок. Фирма производит различное оборудование для технологической цепи добыча – транспортировка – отсыпка в отвал. Для непрерывной разработки минералов производят роторные и многочерпаковые цепные экскаваторы. Компактные роторные экскаваторы имеют производительность до 8000 м³/час, высота разработки – до 23 м. Большой роторный экскаватор имеет производительность до 28000 м³/час при высоте разработки до 50 м. Многочерпаковые цепные экскаваторы являются типичными экскаваторами нижнего черпания и поставляют пригодный для конвейеров материал. TAKRAF поставляет как многочерпаковые цепные экскаваторы на гусеницах, которые работают в режиме радиальной разработки (блочный режим), так и экскаваторы на рельсовом ходу, работающие в режиме фронтальной разработки (на уступах). Производительность – до 10000 м³/час, глубина черпания – до 40 м.

Конвейерные отвалообразователи перенимают транспортируемый материал с конвейера-перегрузателя и отсыпают его в отвал верхнего или нижнего уровней. Производительность – до 30000 м³/час, вылет разгрузочной стрелы – до 100 м. Установки для поточного отвалообразования транспортируют породу, находящуюся над добываемым материалом, напрямую поверх участка добычи минералов непосредственно в отвал. Они могут изготавливаться в виде забойного перегружателя (неповоротного) или в виде отвалообразователя (поворотного). При этом гусеницы стоят только на разрабатываемой стороне. Производительность – до 20000 м³/час, вылет разгрузочной стрелы – до 225 м. Транспортно-отвальные мосты изготавливаются в виде мостов для непосредственной отсыпки в отвал на гусеничном или рельсовом ходу. При этом одна группа ходовой части стоит на стороне разработки, а другая – на стороне отсыпки в отвал. Производительность – до 36000 м³/час, пролет – до 285 м, общая длина – до 652 м.

Европейская платформа металлургической промышленности

Европейская платформа металлургической промышленности (the European Steel Technology Platform – ESTEP) имеет целью поддержку европейской металлургической промышленности в ее стремлении обеспечить себе надежное лидирующее положение в отрасли. Необходимость создания такой структуры связана с особой ролью, которую металлургическое производство играет в современной экономике. Годовое производство стали в странах ЕС составляет около 184 млн. т, что обеспечивает прямую занятость 350000 граждан Евросоюза. Металлургическая промышленность, однако, является источником миллионов других рабочих мест во многих металлообрабатывающих отраслях. Например, только строительная промышленность и автомобилестроение обеспечивают более 1300000 рабочих мест. Поэтому задача поддержания активной и конкурентоспособной металлургической отрасли является для ЕС одной из приоритетных.

Обсуждение стратегии ESTEP явилось предметом второй части заседания форума. Основные принципы этой стратегии были изложены в докладе генерального секретаря организации д-ра Жан-Клод Шарбонье (Jean-Claude Charbonnier). Созданная в 2004 году Европейская платформа металлургической промышленности объединяет все металлургические предприятия, исследовательские центры, университеты, Европейскую Комиссию, а также государственные учреждения государств – членов ЕС и профсоюзы. Создание ESTEP является ответом на вызовы, связанные с воздействием глобализации, развитием экономики развивающихся стран Азии и Южной Америки, экологическими ограничениями. 7 июля 2005 года было одобрено создание на базе ESTEP стратегической программы исследований (strategic research agenda – SRA). В рамках SRA объединяются и координируются все региональные, национальные и межгосударственные программы. Исследования финансируются из различных источников, в т.ч. из специального фонда, созданного европейским Угольным и Металлургическим Сообществом.

Одним из основных разделов SRA является Европейская платформа передовых материалов и технологий (European material and technology Platform - EuMaT), о которой рассказал в своем докладе д-р Клаус Шнайдер (Klaus Schneider). В рамках EuMaT изучаются и анализируются все компоненты, связанные с материалами: их разработка, изготовление, испытания, наблюдение за поведением на протяжении всего жизненного цикла, рециркуляция. В работу EuMaT вовлечены: промышленность (большой, средний и малый сектор, охватывающие целую цепь производства и поставки, включая поставщиков и потребительские отрасли), общественные власти (регулирующие, финансирующие и лицензионные агентства), академическое сообщество (в сфере образования и исследования), консорциумы от других проектов ЕС, финансовое сообщество (частные банки, включая EIF, европейский инвестиционный фонд EIF, капитал предприятий и т.д.), гражданское сообщество, включая пользователей и потребителей. Общий объем инвестиций составляет более 17 млрд. €. Главная цель EuMaT состоит в том, чтобы обеспечить идентификацию потребностей и установление приоритетов в области передовых материалов и технологий. Кроме того, EuMaT занимается вопросами междисциплинарного образования и обучения, а также социальными аспектами промышленного развития (например, потенциальным воздействием на здравоохранение, экологию и т.д.). EuMaT открыт для всех заинтересованных новых членов, принимающих его цели, принципы и устав.

Основные задачи современного инженерного материаловедения относятся к разработке и развитию следующих групп материалов:

- наноструктурные материалы (нано-порошки): керамические материалы и интерметаллические сплавы;

- волокнистые композиты; материалы на основе карбида кремния;
 - мультиматериальные (гибридные) системы: металлопласты, металлокерамика, составные материалы;
 - материалы с функционально заданным градиентом состава или структуры (FGM);
 - тонкие / толстые пленки и покрытия; магнитные пленки, термические протекторы, коррозионная защита;
 - высокотемпературные материалы: теплопроводные материалы, материалы, устойчивые против ползучести и высокотемпературного окисления, композиты и системы с покрытиями;
 - высокопрочные и коррозионноустойчивые материалы: материалы для мостов, морских судов и прессового оборудования;
 - самопассивирующиеся материалы;
 - радиационноустойчивые материалы;
 - биоматериалы (металлические и керамические имплантанты, в т.ч. FGM);
 - бытовые материалы (антибактериальные, изотермические, инженерные полимеры, мягкие материалы);
 - материалы для микроустройств: магнитные тонкие пленки, датчики, материалы для сохранения памяти – GaN, GaAlN;
 - криогенные, водородоудерживающие материалы: (CeLa)-(NiCoCuFe), квазикристаллы (Ti-V-Zr-Ni);
 - каталитические материалы для новых систем горения (альтернативные виды топлива, микрокамеры сгорания и т.д.).
- Другими задачами, поставленными в программе, являются:
- моделирование передовых материалов, их свойств и функционального поведения;
 - разработка технологических процессов изготовления и обработки новых материалов с заданными структурой и свойствами, включая процессы формирования изделия, сварки, пайки, осаждения, термической обработки;
 - разработка передовых методов испытаний материалов с учетом реальных условий эксплуатации;
 - преднормативная работа и стандартизация;
 - распространение информации: публикации, конференции, международное сотрудничество.

Современные технологии формообразования

В совместном докладе специалистов фирм Arcelor Mittal Poland (Катовице, Польша) и Siemens VAI (Линц, Австрия) представлены описание технологии и оборудования, а также результаты пуска в эксплуатацию нового и, как утверждают авторы, самого современного стана 2250 горячей прокатки тонких полос, спроектированного и поставленного «под ключ» австрийским подразделением «Технологии для металлургии» (MT) концерна Siemens (бывшая VOEST-Alpine Industrieanlagenbau GmbH) по заказу крупнейшего мирового производителя стали Arcelor Mittal Group для завода «Nova Huta» в Кракове (Польша). Стоимость проекта – 270 млн. евро.

На площадке остановленного в 2002 г. старого широкополосного стана в 2005 г. началось строительство нового стана, а в конце июня 2007 г. был выпущен первый рулон – 23 месяца спустя после подписания контракта, что на месяц раньше запланированной даты.

Помимо технологического оборудования, полного электропакета, приводов и систем автоматизации проект включал строительные работы, вальцешлифовальную мастерскую и вспомогательные агрегаты – в том числе станцию водоподготовки. Siemens также провел обучение эксплуатационного и технического персонала заказчика и горячий пуск мощностей.

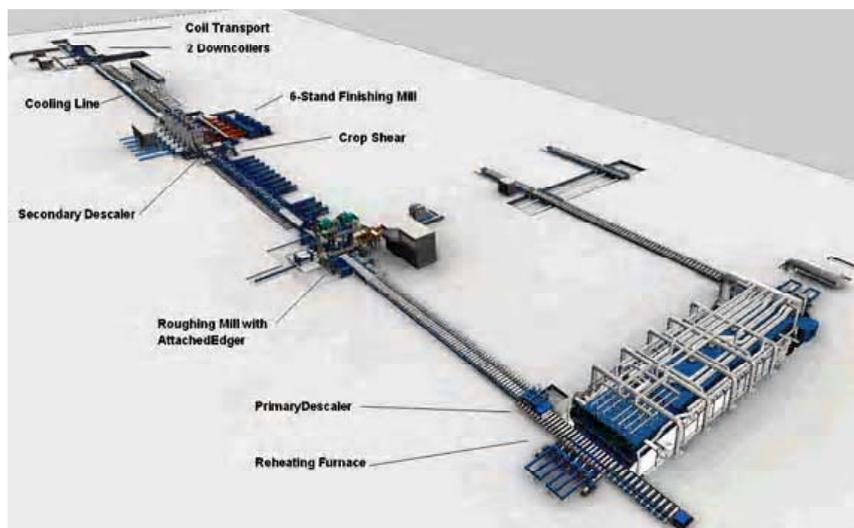


Рис. 1. Новый широкополосный стан 2250 завода в Кракове

Непрерывнолитые слэбы после подогрева в методической печи и удаления печной окалины поступают в реверсивную черновую группу, где редуцируются по ширине и толщине. Полученный раскат транспортируется по промежуточному рольгангу, оборудованному теплоизолирующей системой для выравнивания температуры раската по толщине, уменьшения потерь тепла и расхода энергии при прокатке в чистовой группе, к установке гидросбива вторичной окалины. В непрерывной чистовой группе раскат обжимают до нужной толщины, а полученная полоса после регулируемого охлаждения на отводящем рольганге сматывается двумя моталками (рис. 1).

Технологическое оборудование фирмы Siemens VAI включает проходную нагревательную печь, эджер и реверсивную черновую клетку кварто с гидравлическими устройствами установки валков, термозащитные экраны Encorpanel и обрезные ножницы. Шестиклетевая чистовая группа оснащена бутылочными рабочими валками SmartCrown, которые обеспечивают широкий диапазон регулировки профиля и плоскостности полос. Участок ламинарного охлаждения с быстро переключаемыми форсунками SmartCooler в зоне тонкой настройки позволяет точно контролировать процесс охлаждения – основная предпосылка для изготовления специальных марок стали. Две высокопроизводительные моталки типа PowerCoiler, имеющие по 4 ролика каждая, обеспечивают надежную смотку высокопрочных сталей.

Проектный сортамент стана состоит из следующих марок сталей: конструкционные (structural steel), трубные X70, X80 по классификации американского института нефти API, двухфазные (dual phase – DP) и ПНП-стали (transformation induced plasticity – TRIP), низколегированные высокопрочные для глубокой вытяжки (high strength, low alloy – HSLA), кремниевые электротехнические нетекстурированные и текстурированные (grain non-oriented – GNO, grain oriented – GO). Проектная производительность нового стана 4,8 млн.т/год полос толщиной от 1,2 до 25,4 мм. Максимальный вес рулона составляет 35 т, а предельная ширина полосы – 2100 мм. Первая очередь – 2,4 млн. т/год листовой продукции для автостроения.

Вот краткая характеристика оборудования стана. Нагревательная печь с шагающими балками производительностью 450 т/час может подогревать слябы массой до 35 т, толщиной 220-250 мм, шириной 700-2100 мм и длиной 6-12 м от 1170 °C до 1250 °C. Установки гидросбива печной окалины (одна в работе, вторая в резерве) работают с давлением воды 200 бар и расходуют 580 м³/час. Эджер оборудован гидравлической системой контроля ширины сляба и вертикальными калиброванными валками с длиной бочки 660 мм, приводимыми двумя двигателями мощностью по 1500 квт каждый. Максимальные сила и момент прокатки равны соответственно 7000 кН и 1160 кНм, скорость прокатки 0-6 м/с, раствор валков 700-2250 мм, максимальное редуцирование ширины сляба с помощью гидравлического нажимного устройства – 100 мм. Реверсивная черновая клетка кварто (рис. 2) с валками диаметром 1250 мм (рабочие) и 1600 мм (опорные) и длиной бочки 2250 мм, с допустимыми силой прокатки – 50000 кН и моментом прокатки – 4200 кНм приводится двумя электродвигателями с номинальной скоростью 60 об/мин и мощностью по 8000 квт каждый. Максимальная скорость прокатки – 6,5 м/с. Гидравлическое нажимное устройство расположено в нижней поперечине рабочей клетки.



Рис. 2. Черновая клетка стана 2250

На промежуточном рольганге длиной 72 м установлена система отражающих экранов Encorpanel из 16 модулей, рассчитанная на теплоизоляцию раскатов толщиной 30-55 мм, поступающих из черновой группы. Барабанные ножницы предназначены для обрезки переднего конца раскатов сечением до 55×2100 мм² из стали X-80 с усилием 17000 кН и крутящим моментом 6300 кНм на скорости до 1,6 м/с. На каждом барабане диаметром 1140 мм и длиной 2250 мм установлены по два ножа. Установка гидравлического удаления вторичной окалины с поверхности раската имеет по две форсунки, установленные над и под раскатом и работающие с давлением и расходом воды соответственно 200 бар и 362 м³/час.

Непрерывная чистовая группа состоит из 6 клеток кварто с рабочими валками 835(735) × 2500 мм (клетки 1-4) и 730(650) × 2500 мм (клетки 5 и 6) и опорными валками 1600(1440) × 2250 мм. Максимальная сила прокатки 45000 кН (клетки 1-4) и 40000 кН (клетки 5 и 6). Привод валков индивидуальный от двигателей мощностью 10 мвт (клетки 1-4) и 8,5 мвт (клетки 5 и 6). Скорость прокатки – до 20,4 м/с. Клетки 2 и 3 оборудованы системой технологической смазки, улучшающей качество поверхности раската и уменьшающей требуемую для обжатия раската силу прокатки. Рабочие валки на входе полосы смазываются смесью «масло-вода» с помощью двух форсунок, а на выходе оставшаяся на валках эмульсия удаляется специальными щетками.

Для управления профилем валков, поперечной разнотолщиной и плоскостностью раската в чистовой группе все рабочие клетки оснащены гидросистемами Smart Crown изгиба рабочих валков и их взаимного осевого смещения (рис. 3, а). Подушки рабочих валков распираются 8 гидроцилиндрами

(давление масла 290 бар) с силой 2000/1800 кН на одну шейку вала. Осевой сдвиг специально профилированных рабочих валков (рис. 3, б) осуществляется 4 гидроцилиндрами на величину +/-125 мм. Для регулирования толщины полосы все клетки чистовой группы оснащены системой HAGC (Hydraulic Automatic Gauge Control) фирмы Rexroth, состоящей из гидроцилиндров с ходом 290 мм и диаметром 1150 мм (клетки 1-4) и 1050 мм (клетки 5 и 6), работающих при давлении масла 290 бар. Зазор между валками поддерживается постоянным с помощью электронной системы Rexroth-Mehrsachs-Motioncontrol-MAC-8.

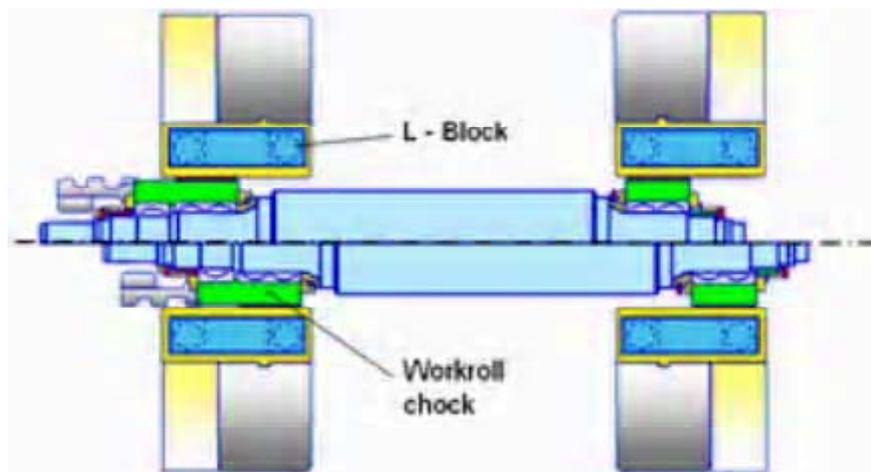


Рис. 3. Схема (а) и гидравлический блок (б) гидросистемы изгиба и сдвига рабочих валков

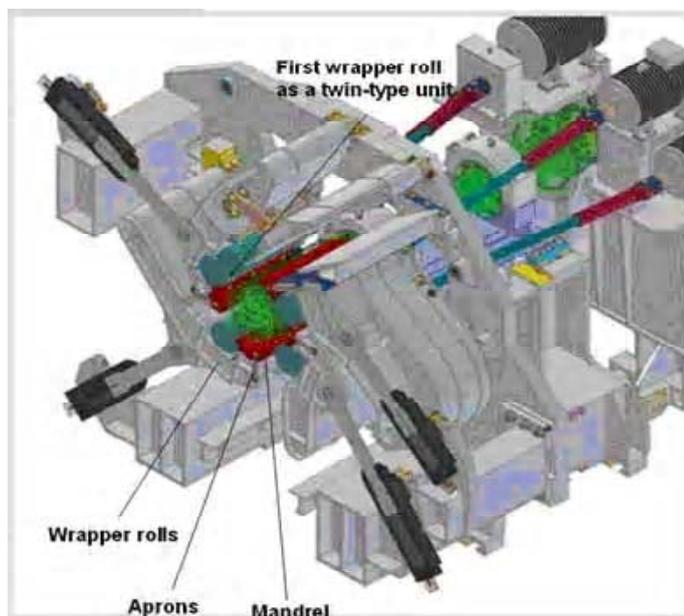


Рис. 4. Моталка

На отводящем рольганге установлена ламинарная система контролируемого охлаждения полосы QuickSwitch, состоящая из 82 секций общей длиной 112,5 м, работающая с давлением охлаждающей воды 0,7 бар и расходом 19174 м³/час. Прокатанные и охлажденные полосы сматываются двумя 4-х-роликowymi моталками (рис. 4) с диаметрами свертывающих роликов 400 мм и барабана – 762/721 мм. Мощность привода барабана – 120 квт, максимальный диаметр рулона – 2200 мм. На участке инспекции от каждого рулона отбираются пробы для контроля механических свойств прокатанных полос. Станция контроля спроектирована для следующих групп сталей: трубные стали X70, X80, автомобильные стали DP, TRIP, кремниевые стали GNO, GO, нержавеющие стали. Управление, контроль и оптимизация всех важнейших параметров технологии и оборудования стана осуществляется специализированной компьютерной системой Siemens, базирующейся на моделировании распределения обжатий между клетями, деформации, износа и термического расширения валков (рис. 5), профиля и плоскостности полосы, ее принудительного охлаждения на отводящем рольганге.

По сообщению фирмы SMS DEMAG она получила от Магнитогорского металлургического комбината (ММК) самый крупный за всю историю фирмы миллиардный заказ на поставку оборудования для производства толстых листов и холоднокатаных полос. В конкурсе также участвовали несколько ведущих мировых машиностроительных компаний: DANIELI, НКМЗ, SIEMENS-VAI, и фирмы-производители печного оборудования LOI, и TECINT. Подписано два контракта. Первый контракт предусматривает комплексную поставку оборудования для строительства толстолистового стана 5000 и слябовой машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Производительность толстолистового стана 5000 составит около 1,5 млн. тонн/год, в том числе порядка 0,35 млн. тонн/год термически обработанного листа. Практически все поставляемое оборудование не имеет аналогов и может характеризоваться только словом «уникальное». Срок реализации проекта составит около 32 месяцев с запуском в работу всего комплекса в середине 2009 года.

Часть заказа массой 445 т размещена на заводе корпорации Уралмаш, который изготовит подъемно-поворотный стэнд для МНЛЗ, включающий два разливочных ковша емкостью 320-350 тонн жидкой стали. Главные приводы

вертикальных и горизонтальных валков клетки 5000 мощностью соответственно 2г1500 квт и 2х12000 квт, а также 1500 рольгангов с приводами изготовит саксонская фирма VEM Sachsenwerk (Wernigerode).

Высокопроизводительная МНЛЗ рассчитана на литье высококачественных слябов сечением до 300х2700мм² со скоростью до 2 м/с и включает гидравлическую систему резонансных колебаний (Resonanzoszillation) кристаллизатора с регулируемой частотой, амплитудой и формой колебаний с одновременным непрерывным измерением сил трения между металлом и кристаллизатором для получения качественной поверхности непрерывнолитого сляба.

Кроме того, установка оснащена системами:

- автоматического слежения за параметрами технологии и оборудования (Mold Monitoring System – MMS);
- двухкомпонентного охлаждения (Zweistoffkuehlung);
- гидравлически устанавливаемых сегментов кристаллизатора (Cyberlink®-Segmenten) по Soft Reduction – технологии, которые самостоятельно определяют положение жидкой сердцевины разливаемого сляба; а также технологическими пакетами:

- раннего обнаружения прорыва застывшей корочки непрерывнолитого сляба (Durchbruchfrueherkennung – DPS);
- Dynamic Soft Reduction для снижения осевой ликвации (Kernseigerung);
- динамической моделью охлаждения кристаллизатора (DSC).

В состав оборудования стана 5000 входит полный комплект механизмов и устройств для прокатки и обработки толстых листов от загрузочных устройств нагревательных печей до уборочных устройств на складе готовой продукции, включая две нагревательные печи, реверсивную прокатную клетку кварто с вертикальными валками, линию термообработки, вальцетокарную мастерскую. «Сердцем» толстолистового стана будет являться уникальная прокатная клетка с максимальной силой прокатки порядка 120 мН. Станины прокатной клетки по условиям изготовления и транспортировки будут составными, из нескольких крупных частей, соединяемых при монтаже болтами. Подшипники опорных валков опираются на подшипники жидкостного трения повышенной грузоподъемности конструкции Morgoil KLX с современной уплотнительной системой. Рабочие валки выполнены бутылочной формы с возможностью их гидроизгиба и осевой сдвижки по т.н. технологии CVC plus (Continuous Variable Crown). Машина горячей правки листов с силой правки 44000 кН не имеет аналогов в мире и позволяет править листы в потоке за один пропуск. Система охлаждения высокопрочных раскатов выполнена комбинированной, состоящей из машины предварительной правки с ламинарным и капельным охлаждением. Машина холодной правки может работать в 5-роликовом или 9-роликовом режиме.

Организация работы данного комплекса на ОАО ММК позволит производить высокорентабельный толстолистовой прокат шириной до 4850 мм классов прочности до X100-X120 для нефтегазовой отрасли, судостроения и машиностроения. Указанная продукция наиболее востребована у производителей труб большого диаметра.

Второй контракт предусматривает поставку фирмой SMS Mevac комплекса внепечной обработки стали производительностью 2 млн.т/г и поставку фирмой SMS Demag комплекса непрерывного стана холодной прокатки. Комплекс обеспечит серийную разливку стали на МНЛЗ для толстолистового стана 5000 и для высококачественного тонкого листа для внешних деталей автомобилей, бытовой техники и строительной отрасли; расширит марочный сортамент и возможности обработки стали в кислородно-конвертерном цехе по десульфурации и глубокому обезуглероживанию обрабатываемого металла; увеличит объемы производства вакуумированного металла. В объем поставки входят агрегат ковш-печь (Pfannenofen) с двумя обслуживаемыми стендами, установка Duplex-RH-Top и стенд для скачивания шлака.

В состав оборудования нового цеха холодной прокатки войдут: непрерывная травильная линия турбулентного травления в соляной кислоте, совмещенная с 5-ти клетьевым станом тандем холодной прокатки производительностью 2,1 млн. т /год, каждая из клеток которого допускает силу прокатки 35 мН и оснащена системой CVC plus регулирования толщины и плоскостности полос; агрегат непрерывного горячего цинкования производительностью 450 тыс. т / год; комбинированный агрегат непрерывного отжига/горячего цинкования производительностью 650 тыс. т / год; вальцешлифовальное отделение с установками шлифования и насечки рабочих валков; агрегат инспекции и продольного роспуска полосы; упаковочные линии для обработки нагартованных и оцинкованных рулонов. Сортамент производимой продукции: холоднокатаный лист в рулонах массой до 43,5 т толщиной полосы 0,28-3 мм и шириной 850-1880 мм. На реализацию проекта отведено 36 месяцев. Таким образом, в июле 2010 г. новый цех холодной прокатки должен войти в строй.

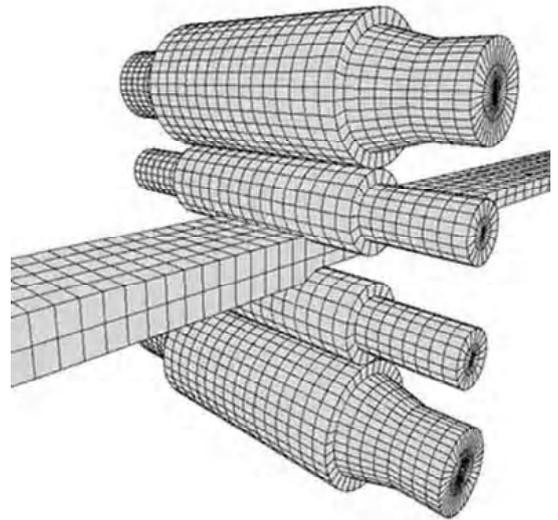


Рис. 5. Расчетная модель деформации валков и полосы

Борьба за талантливые кадры

Интересное сообщение сделал проф. Бруно Браун (Bruno Braun), президент одного из крупнейших научно-технических союзов Европы – союза инженеров Германии (Verein Deutscher Ingenieure – VDI), объединяющего 130 тыс. инженеров, в том числе 20 % студентов и молодежи. По его мнению, инженеры играют ведущую роль и являются важным элементом в планировании и реализации проектов во всех отраслях промышленности, в первую очередь – в металлургии. Пример Рурской области, где сосредоточена большая часть угольной и металлургической промышленности Германии, свидетельствует о таком ренессансе отрасли, о котором еще 10 лет назад нельзя было и мечтать. И это в условиях все возрастающих требований к качеству сырья и охране окружающей среды, которые и приходится решать инженерам. По точному определению проф. Брауна «инженеры являются ключом прогресса и успеха предприятия, в особенности, когда идет речь о разработках новой продукции». Их роль в исследованиях, инновациях, технологии и улучшении качества продукции неопределима.

В то же время имеет место дефицит квалифицированных кадров в развивающихся отраслях. По данным VDI и кельнского института немецкой экономики в прошлом году в стране остались вакантными 48 000 инженерных должностей, что привело к производственным потерям в размере 3,5 млрд. евро. И это несмотря на то, что годовой заработок начинающего инженера, по словам проф. Брауна, уже сегодня достигает 47 000 евро, а специалиста со стажем – до 80 000 евро. Металлургия, машиностроение и автомобильная промышленность особенно болезненно ощущают недостаток инженерных кадров. В этой связи VDI выступил с инициативой «Sachen machen – делать реальное», в которой приняли участие более 100 партнеров промышленности и науки. Они кооперируются со школами и университетами, чтобы разрабатывать «ноу-хау» и новые материалы. Причины сложившейся ситуации VDI видит в плохом преподавании технических дисциплин в школах. «Мы должны прививать молодым людям восхищение техникой и гордость за вклад немецких инженеров в немецкую и мировую науку и экономику. Автомобиль и компьютер, дизельный мотор и телевизор, mp3- плеер и лампа накаливания – вот образцы немецкого инженерного искусства», – уверен проф. Браун.

Германия нуждается не только в притоке инженеров вообще, но и в особенности инженеров-женщин. Женщины составляют 20 % всех студентов, а инженеров-женщин вдвое меньше – всего 10 %. И это очень плохо, поскольку женщины также могут овладеть инженерной профессией, просто они имеют другой подход к решению инженерных задач, нежели мужчины. «Мы нуждаемся в женских кадрах не для того, чтобы улучшить статистику – говорит Браун, – а для того, чтобы они дали нам такие результаты, которые могут дать только женщины». «Промышленность должна открыть перед женщинами профессиональную перспективу в инженерной карьере. С помощью неполного рабочего дня, помощи в воспитании детей и при вхождении в профессию после рождения ребенка, а также отпусков для мужчин по уходу за детьми мы можем этого достичь», – уверен профессор Браун.

Возникший в последние годы количественный и качественный прогресс металлургической промышленности обострил кадровые проблемы в отрасли. По оценкам руководителя отделения рабочей и социальной политики народнохозяйственного объединения «Сталь» Мартина Кункеля (Martin Kunkel) отрасли катастрофически не хватает инженерных кадров. В течение последующих двух лет отрасли потребуется около 1200 новых инженерных работников, но фактически в ее распоряжении окажется не более половины. Германские университеты выпускают ежегодно около 200 специалистов в области металлургии и материаловедения, что в настоящее время абсолютно не покрывает потребности отрасли. Кроме того, металлургическим фирмам нужны также машиностроители, физики, электротехники и информатики.

Нынешняя ситуация с кадрами сложилась в германской металлургии в связи с двумя обстоятельствами. Во-первых, это гигантский рост отрасли в последние годы. Во-вторых, тот факт, что еще недавно отрасль была убыточной и зависела от государственных инвестиций, привел к тому, что она в течение ряда лет не пополнялась новыми кадрами. В связи с этим предстоит в ближайшие годы уход из отрасли около 10 % сотрудников по возрасту. Отсюда, по заключению Кункеля, металлургическая отрасль может сегодня предоставить молодым сотрудникам такие шансы для их карьерного роста, как ни одна другая. Как свидетельствует руководитель учебного центра ThyssenKrupp Steel AG Рудольф Карл Майлер (Rudolf Carl Meiler), предприятию в ближайшие годы будет не хватать квалифицированных кадров, главным образом, в возрасте от 30 до 40 лет. В настоящее время на предприятии являются вакантными около 100 инженерных должностей. Число обучающихся рабочим профессиям будет увеличиваться от 325 в год в настоящее время до 370 в последующие годы.

ThyssenKrupp Steel AG, как сообщил председатель правления концерна в Дуйсбурге проф. д-р Карл-Ульрих Келер (Karl-Ulrich Koehler), осуществляет специальную стратегию кадрового маркетинга в средних и высших школах. Было установлено, что такие общепринятые акции как объявления в печати или даже участие в защитах диссертаций оказываются малоуспешными для подбора кадров. Решающее значение имеет установление личных контактов не только со студентами высших учебных заведений, но и со школьниками. Фирмы имеют возможность рекомендовать некоторым студентам стипендии и таким образом привлекать к себе внимание большего числа студентов. Аналогичную работу со школьниками проводят университеты. Сотрудница технического университета во Фрайбурге (Freiburg) Гизела Нетхер (Gisela Naether) утверждает даже, что задача университета состоит в том, чтобы «сначала изучать школьников, а затем уже промышленные материалы и технологии». Не только отдельные

предприятия и университеты налаживают тесные контакты со школами. Даже «Сталь-центр» в Дюссельдорфе постоянно работает с подшефной гимназией – гимназией Гете. Интересно, что многие университеты Германии работают также в рамках проекта «Университет для школьников» (SchuelerUni), дающего возможность школьникам старших классов посещать университетские занятия и сдавать наряду со студентами экзамены. Это способствует более ранней профессиональной ориентации. В настоящее время рассматривается вопрос о создании общегерманской общественной организации в поддержку школьников, участвующих в этом проекте.

Иногда в выработке профессиональной ориентировки школьников помогает опыт родителей. Один из студентов, Христиан Оверхаген (Christian Overhagen), рассказал, что интерес к материаловедению в нем пробудил отец, который работает в области контроля качества материалов на одном из автомобильных предприятий. Основными предпосылками для успешной учебы он считает трудолюбие и интерес к естественным наукам. Выполнение многочисленных заданий по физике и математике помогло ему лучше увидеть перспективы инженерного дела и, в частности, теории процессов формообразования.

В связи с развитием инноваций в металлургии требуется все больше молодых научных работников. Металлурги и материаловеды в высших технических школах и университетах, в частности, в Аахене, Клаустале, Дуйсбурге и Фрайберге активно занимаются изысканием новых материалов. При этом металлургия перестает быть чисто мужской отраслью. Докторантка института металлургии при Высшей технической школе в Аахене Корина Томсер (Corina Thomser) рассказала, что, когда она в возрасте 23 лет защитила диплом инженера, ей было достаточно сложно найти работу в промышленности. Сейчас она занята в проекте по разработке новых высокопрочных штампуемых сталей для автомобильной промышленности. Работа проводится не только в лаборатории, но и в промышленных цехах. По окончании своих исследований она считает работу в металлургической промышленности для себя вполне приемлемой.

Представитель ArcelorMittal, руководитель кадровой службы в Люксембурге Паскаль Ксхонекс (Pascal Xhonneux) рассказал о некоторых принципах кадровой политики концерна. Поскольку ArcelorMittal является международным концерном и имеет предприятия во многих странах мира, особое внимание уделяется подготовке кадров на местах, например, в Казахстане, Румынии и др. Разработана специальная методология планирования людских ресурсов, где наряду со специальной подготовкой предусмотрена общая методологическая подготовка в области теории познания и теории руководства. С этой целью введены курсы «Развитие и понимание процесса познания», «Развитие способностей к руководству». Для лиц с высшим инженерным образованием организуются дополнительно корпоративные университеты управления и менеджмента, где теоретическое обучение сочетается с практикой. Наряду с вопросами управления уделяется также большое внимание охране труда и экологии, а также организации здравоохранения.

Ректор высшей инженерной школы в Аахене проф. д-р Буркхард Раухут (Burkhard Rauhut) остановился на вопросе, какое подрастающее поколение нужно сейчас стране. Он обратил внимание на то, что около 80 % выпускников высших школ и университетов получают работу на мелких и средних предприятиях, где приходится решать разнородные комплексные задачи. Поэтому основная задача высшей школы – научить студента самостоятельно получать и расширять знания. Опыт показывает, что молодому специалисту всегда требуется определенное время на «вработывание». Переход от учебы к профессиональной деятельности является сложным процессом, к которому высшая школа тоже должна готовить своих студентов. Как и в предыдущих докладах, отмечалась необходимость развития влечения к технике у учащихся школ. Докладчик предложил также укреплять международное сотрудничество высших учебных заведений с учетом возможности «рекрутирования» студентов и специалистов в Германию. Это особенно важно, поскольку по сравнению с другими странами, например, США, Германия не является сейчас особо привлекательной страной для высококвалифицированных специалистов. Примером успешного «рекрутирования» является деятельность исследовательского металлургического института Макса Планка. В этом институте иностранцы составляют 60 % от общего числа научных работников. Без их активного участия невозможны были бы достигнутые институтом научные достижения.

С другой стороны в Германии обучается большое число иностранных студентов. Так, в техническом университете в Клаустале обучается непропорционально большое количество китайских студентов. Эта ситуация сложилась исторически, поскольку нынешний министр науки КНР Ван Ганг, в прошлом ректор одного из университетов в Шанхае и директор совместного китайско-немецкого высшего инженерного колледжа, защищал докторскую диссертацию именно в Клаустале. Около 70 % студентов, обучающихся по международной программе инженерного обучения в университете Дуйсбург-Эссен, являющемся традиционным центром подготовки кадров в области металлургии и материаловедения, являются иностранцами. Аналогична ситуация и в высшей технической школе Аахена. Здесь учиться и работает совместно с немецкими специалистами молодежь как из Китая, так и из США. Например, Юлиан Виллерил (Julian Villarreal), получивший диплом бакалавра в Массачусетском технологическом институте, обучается далее в Аахене по программе мастера. Перед этим он в течение 4 месяцев работал в лаборатории высшей технической школы по проблеме азотирования теплоустойчивых инструментальных сталей. Международная программа инженерного обучения ориентирована на преподавание на английском языке.

В настоящее время программы обучения в университетах и высших школах Германии переориентированы с одноступенчатой десятисеместровой подготовки на двухступенчатую по принципу бакалавр-мастер (магистр). Этот

принцип принят сейчас практически во всем мире, начиная от Гибралтара в районе Атлантического океана до Владивостока в районе Тихого океана. В то же время существует существенное различие в подходах между англо-американской и германской системами. В США бакалаврское обучение ориентировано на широкую общеобразовательную подготовку в той или иной сфере деятельности с тем, что конкретную подготовку выпускник-бакалавр получает уже на предприятии. Вторая ступень – магистр – ориентирована на тех, кто планирует заниматься научной работой в докторантуре. Целью докторантуры является подготовка научных работников. В Германии для получения степени мастера требуется учеба в течение 10 семестров, для бакалавра – от 3 до 4 лет. При этом в отличие от США бакалавр получает конкретную подготовку, дающую ему возможность относительно быстро освоиться на производстве. Подготовка не только мастера, но и докторанта ориентирована также в первую очередь на последующую творческую деятельность в промышленности, а не только в науке.

Защита интеллектуальной собственности

Вице-президент европейского патентного ведомства (Europäisches Patentamt – ЕРА) Томас Хаммер (Thomas Hammer) в своем выступлении затронул экономические и политические вопросы защиты интеллектуальной собственности. Функцией ЕРА, созданного в 1977 г., является защита инноваций на территории стран Европейского Союза и выдача европейских патентов, действие которых распространяется на все страны ЕС, включая и новичков, разработка единых стандартов защиты патентов, предоставление актуальной технической информации, способствующей развитию европейской экономики. Для этого в банке данных ЕРА есть 56 млн. уже выданных патентов из 76 стран, в т.ч. из Китая и Японии. Головной офис ЕРА расположен в Мюнхене, рядом с немецким патентным ведомством, а его отделения имеются в Гааге (Нидерланды), Берлине, Вене (Австрия), и Брюсселе (Бельгия).

6000 специалистов ЕРА из тридцати стран ежегодно оформляют 200 тыс. заявок и выдали за эти 30 лет около 2,3 млн. выложенных заявок и 760 тыс. европейских патентов. Половина из них приходится на страны Европы, четверть – на США и 17 % – на Японию. Самыми большими клиентами ЕРА являются фирмы Philips, Siemens и Samsung.

Наиболее плодовитыми в патентном отношении отраслями являются медицинская техника (11,4 %) и средства связи (10 % всех заявок), с большим отрывом за ними следуют обработка данных (6,7 %), электротехника (5,9 %), автомобилестроение (3,2 %) и машиностроение (2,5 %). Заявка на патент, поданная на одном из трех европейских языков (английский, немецкий или французский), может получить патентную защиту в 36 странах: 31 страна подписала соглашение о европейском патенте, а пять остальных их просто признают. ЕРА является финансово независимой организацией и обеспечивает финансирование своей работы исключительно за счет патентных сборов. Поскольку выложенная заявка еще до выдачи патента публикуется в обязательном порядке, то это стимулирует конкуренцию и понуждает конкурентов искать еще лучшие решения инженерной задачи.

Патентованию предшествует патентный поиск и анализ уже имеющихся решений. В 2005 г. ЕРА выполнил по заказу фирм более 163 тыс. патентных исследований с оценкой патентоспособности предложенного фирмой решения. В последние годы ЕРА переходит на электронную форму обработки информации. Подача заявки, оплата патентных сборов, ознакомление с документацией и вопросы регистрации могут теперь выполняться дистанционно, по интернету. Банк данных по имеющимся в ЕРА патентам (56 млн.) – Espacenet также доступен бесплатно в интернете. При ЕРА работает с 2005 г. патентная академия, где ежегодно около 3000 человек, в т.ч. будущие патентные поверенные и представители национальных патентных служб, повышают свою квалификацию.

Специалисты ЕРА имеют техническое или естественнонаучное образование и владеют тремя европейскими языками, 25 % из них – немцы, 18 % – французы, 11 % – голландцы.

© 2008 Д-р техн. наук А. Л. Геллер, д-р техн. наук В. С. Горелик
Германия, Дюссельдорф (Duesseldorf)

ПОТЕНЦИАЛ И ПРОБЛЕМЫ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА УКРАИНЫ

Промышленный потенциал горно-металлургического комплекса Украины в последние годы – фундаментальный элемент экономики государства. Горно-металлургический комплекс является основным донором бюджета, обеспечивая больше 40 % поступлений валюты. Его часть в валовом внутреннем продукте приближается к 30 %. На металлургическую промышленность опираются и для нее работают энергетика, машиностроение, строительство, финансово-экономическая сфера. На предприятиях отрасли трудоустроены более полумиллиона граждан. Предприятия горно-металлургического комплекса обеспечивают рабочие места в наиболее густонаселенных регионах

України і весому частині надходжень в соціальні фонди, суттєво впливають на інвестиційний потенціал країни, в значительній ступені визначають науково-технологічну спрямованість розвитку держави. Ресурсний потенціал гірсько-металургічного комплексу України визначається наявними запасами залізної (4-е місце в світі) і марганцевої руди, вугля, вапняків. Тобто, основних сировинних матеріалів для виробництва металу, при достатньому забезпеченні електроенергією. Металургічна промисловість України за обсягом виробництва займає сьоме місце в світі. Її розвитку сприяє приваблива цінова кон'юнктура на зовнішніх ринках металопродукції.

Відомі фактори позитивно впливають на економіку держави в цілому. Розвиток гірсько-металургічного комплексу в останні роки відбувався на основі експортноорієнтованої моделі з властивою їй високою залежністю від коливань зовнішньоекономічної кон'юнктури, політики природних монополій (поставщиків залізничного сировини, вугля і т.д.) ціни поставлених за кордон енергоносіїв.

Аналіз стану і перспектив металургії України дозволяє зробити наступні висновки і зауваження.

Потенціал металургічної галузі слід розглядати не тільки виходячи з результатів її поточної діяльності, а насамперед на основі прогнозних показників розвитку галузі на середньотерміну і довготерміну перспективу. Потенціал металургічного комплексу України складається, в першу чергу, з потенціалів окремих підприємств галузі, включаючи їх виробничий (технічний і технологічний), ресурсний, фінансовий, інвестиційний, трудовий, соціальний, кадровий, інтелектуальний, науковий, управлінський, а також потенціал регіональної інфраструктури і держави в цілому. Зрозуміло, що загальний економічний потенціал металургічної галузі, включаючи гірничорудні об'єкти, перевищує просту арифметичну суму потенціалів окремих підприємств завдяки ефекту їх взаємодії.

Таку важливу складову загального потенціалу металургії України, як наявність природних ресурсів і, насамперед, багатих запасів залізничного сировини в Криворізькому басейні і марганцевих руд, можна віднести до важливих, але не вирішальних факторів. В світовій практиці є приклади, коли країни, які не мають власної сировинної бази, знаходяться на провідних позиціях за рівнем розвитку металургії (Японія, Південна Корея і др.). Аналіз інших складових показує, що за останні 15 років, на жаль, знизився рівень кадрового, інтелектуального, наукового потенціалів окремих підприємств і установ, так і галузі в цілому.

Як відомо, зміни ціни на метал на світовому ринку мають хвилювальний характер. Почти всю минулу п'ятиріччю попит на метал і ціни на нього знаходилися на хвилі, а собівартість металопродукції утримувалася на достатньо прибутковому рівні. Причин тут декілька.

В першу чергу, сталь як конструкційний матеріал поки не має належних заміників серед інших матеріалів і композитів в машинобудуванні, в будівництві і галузях промисловості.

В другу чергу, зростання ціни на землю в більшості держав, дефіцит земель під громадянське і промислове будівництво вимагали розробки і впровадження нових технологій в будівництві. Це, в свою чергу, привело до збільшення витрат на метал в час будівництва об'єктів підвищеної поверховості.

В третю чергу, економічно розвинені держави, вирішуючи свої екологічні проблеми, прагнуть ліквідувати у себе виробництва, які забруднюють навколишнє середовище. Вони віддають перевагу купувати продукцію «брудних» підприємств за кордоном. Чорна і кольорова металургія, гірничорудне виробництво, хімічна промисловість сьогодні є екологічно небажаними виробництвами.

В четверту чергу, відновлення зруйнованих промислових і громадянських об'єктів Іраку, Лівану, Індонезії, Таїланду, інших держав Середнього Сходу, Азії вимагає багато металопродукції. А це потенційні ринки збуту українського металу.

Разом з тим, немає підстав вважати гарантованою безпеку потенціалу металургії України в майбутньому. Стабільність галузі, при наявності коливань ціни на металопродукцію на зовнішніх ринках досить швидко втрачається внаслідок технічного і технологічного відставання більшості металургічних підприємств України від сучасного світового рівня.

Зберігаючи і розвиваючи гірсько-металургічний комплекс, Україна збільшує свої екологічні проблеми. І тут на перший план виходить своєчасність прийняття законодавчих і урядових заходів, які забезпечать, з однієї сторони, приріст національного валового продукту, валютних надходжень від продажу металургічної продукції, а з іншої – гарантії населенню від настання екологічних катастроф, збереження безпечної для життя умов в промислових центрах країни. Безумовно, одним з пріоритетів функціонування гірсько-металургічного комплексу України на перспективу стануть екологічність його розвитку, припинення і недопущення в майбутньому хижацького ставлення до розробки родовищ. В більшості регіонів України, де розташовані гірсько-металургічні підприємства, екологічний потенціал навколишнього середовища вже давно виснажений, але збільшення шкідливої навантаження продовжується.

Залізничного сировини в Україні сьогодні достатньо і для внутрішнього, і для зовнішніх ринків. Швидкий зростання виробництва сталі в світі тягне за собою збільшення попиту на залізничну сировину і майже трікратне підвищення ціни на залізничну руду за останні п'ять років.

В Украине имеются значительные резервы увеличения производства железорудного сырья. Следует отметить, что остается недостроенным Криворожский горно-обогатительный комбинат окисленных руд (КГОКОР). В его сооружение, начатое 20 лет назад с участием стран социалистического лагеря, Украина, Румыния, Словакия, вложили более чем 1,65 млрд. долларов США. Проектная мощность комбината составляет 10 млн. тонн окатышей в год при стоимости строительства 2,4 млрд. долларов. Строительно-монтажные работы на комбинате выполнены приблизительно на 70 %. В последние пять лет появилась заинтересованность ряда мощных иностранных компаний в приобретении КГОКОРА с целью его достройки и эксплуатации.

Особенного внимания требует вопрос управления структурой экспорта украинской металлопродукции с целью ее оптимизации. Украина экспортирует в год приблизительно 10 млн. тонн заготовки и около 2 млн. тонн металлолома. Сразу отметим, что в последнее время объемы сбора металлолома в Украине уменьшаются. Экспортируя огромные объемы полуфабрикатов (металлолома, заготовки), Украина сама плодит за рубежом конкурентов своим заводам. К тому же при таких объемах экспорта металла уменьшается металлофонд государства.

Производство железорудного сырья, стали и металлопродукции вообще в Украине, как и в России, крайне монополизировано. Более 95% производства стали и металлопроката сосредоточено на десяти металлургических предприятиях.

Для металлургов в последние годы одним из главных был и остается вопрос обеспечения заводов коксом. При нынешних расходах кокса на производство тонны чугуна в целом для обеспечения отрасли необходимо производить 18-19 млн. тонн кокса. Технические возможности для производства такого количества кокса на коксохимических заводах Украины имеются с избытком. Однако проблема заключается в том, что угледобывающие предприятия Украины не могут обеспечить коксохимы коксующимися углями в необходимом количестве. Кроме того, в украинских углях содержится повышенное количество серы. Поэтому Украине необходимо завозить примерно 10-11 млн. тонн угольного концентрата. Однако импорт угля из России по железной дороге или, например, из Австралии морским путем сдерживается с одной стороны дороговизной железнодорожных перевозок из-за значительных расстояний до Кузбасса, а с другой – недостатком (по сути отсутствием) глубоководных портов для приема судов грузоподъемностью более 50 тыс. тонн и современных перегрузочных терминалов. Доля кокса в себестоимости металлопродукции составляет приблизительно 20%. Расходы кокса на предприятиях Украины для выплавки одной тонны чугуна составляют больше 500 кг. На металлургических предприятиях технически развитых стран Европы, Японии, США – только 350 кг и меньше. Например, доменные печи фирмы «Пауль Вюрт», которые эксплуатируются на металлургических комбинатах Германии и других стран, при высокой продуктивности используют только 270-280 кг кокса и около 160 кг дешевого пылеугольного топлива на 1 т чугуна. Вывод – нужно внедрять технологические решения, которые обеспечивают экономию кокса в доменном производстве.

Изношенность основных фондов металлургии Украины составляет 60 % и более. Некоторые прокатные станы, например, эксплуатируются 70-80 лет.

В нынешнем состоянии черная металлургия Украины способна производить около 40 млн. т стали. Большинство предприятий горно-металлургического комплекса работают с полной загрузкой и вышли на максимальные объемы производства. Поскольку цены на металлопродукцию выросли, отрасль лихорадочно работает на быстрый результат. Модернизация оборудования чаще всего откладывается. По оценкам специалистов, в результате низкого технологического уровня производства на предприятиях металлургической отрасли на изготовление одной тонны стали в Украине тратится 52,8 человека/часа, тогда как в России этот показатель составляет 38,1, а в Германии – 16,8. Такая система эксплуатации горно-металлургического комплекса Украины крайне опасна в конкурентном смысле на перспективу.

Максимальное потребление металла в год даже в технически развитых странах редко превышает 200 кг на душу населения. В России потребление металлопроката составляет 190 кг/чел. в год. Только в США, Японии и некоторых государствах ЕС металлопотребление – на уровне 340-360 кг/чел. В Украине такого уровня потребления металла на душу населения вряд ли будет достигнуто в обозримом будущем. Украина не США, Япония или Германия, где развиты машиностроение и автомобилестроение и где металл вывозят из страны в большом количестве в виде автомобилей или другой металлоёмкой техники. Остается надеяться только на увеличение объемов строительства, где используется большое количество арматуры, катанки и другого «строительного» металла. Но похоже, что строительная индустрия Украины вышла уже на свои предельные возможности и резкий прирост производства ожидать здесь маловероятно, хотя строительный бум в Украине сейчас в разгаре. В лучшем случае Украина сможет потреблять 170-180 кг металла в расчете на одного гражданина. Выходит, что 7-8 млн. т в год будут востребованы внутренним рынком, остальные 30 млн. т металлопродукции нужно экспортировать. Не ожидается и существенного наращивания объемов производства стали в Украине, исходя из потребностей внутреннего рынка в будущем. Известно, что при наличии 5-8 т металла на душу населения рост его производства в государстве прекращается. По некоторым экспертным оценкам металлофонд Украины составляет ориентировочно 6,5 т стали на душу населения, т.е. находится на уровне технически развитых стран.

Какие пути развития металлургии Украины следует считать самыми перспективными? Однозначного ответа на

этот вопрос не существует. Представляется, что в первую очередь это улучшение качества производимой металлопродукции. Перспективным направлением развития металлургии остается строительство мини-заводов, а возможно и металлургических микрозаводов.

Сегодня очевидно, что возможность строительства в Украине новых мощных металлургических заводов с полным металлургическим циклом объемом производства 5-6 млн.т стали в год, которые работают по схеме «руда-чугун-сталь-прокат», нереально. Развитие металлургии Украины можно рассматривать лишь в плане сооружения мини-металлургических предприятий мощностью до 1,5 млн. т. стали в год и менее.

Модернизация предприятий горно-металлургического комплекса Украины должна предусматриваться и проводиться в направлении наращивания экспортного потенциала и расширения объемов изготовления продукции высокой степени переработки и высшего уровня качества для обеспечения эффективности производства и конкурентоспособности отечественной промышленности на внешних и внутренних рынках.

Украина – газодефицитная страна. Последние события на мировом рынке энергоносителей свидетельствуют о том, что цены на газ будут неуклонно расти. Экономика Украины имеет низкий уровень самообеспечения энергетическими ресурсами при реальной долгосрочной перспективе увеличения цен на энергоносители. Поэтому наиболее актуальной для металлургии Украины является проблема тепло и энергосбережения. Сохранение и повышение конкурентоспособности украинской металлургии возможно только при условии распространения ресурсо- и энергосберегающих технологий.

Энергозатратность производства украинской стали на 20-25 % выше общемирового. Почти половина металлургического производства в Украине сегодня работает, используя энергозатратную мартеновскую технологию выплавки стали. Очевидным решением является переход на конвертерный способ плавки и непрерывное литье слябов. Учитывая необходимость больших капитальных вложений на реализацию этих решений и высокий уровень отработки технологии мартеновского производства на заводах Украины, переход на современные технологии можно осуществить постепенно с использованием эффективных технических решений (печь-ковш, непрерывное литье стали, электрометаллургические мини-заводы и др.).

Рекомендации по энерго- и теплосбережению в металлургии вообще известны [1], но внедрение их в производство сталкивается со значительными трудностями. Так, на металлургических предприятиях Украины недостаточно внимания уделяется вопросу использования современных теплоизоляционных материалов, которые значительно проще и дешевле для внедрения, чем другие дорогостоящие решения. При этом эффект от использования прогрессивных теплоизоляционных материалов в промышленных объектах металлургии часто превышает возможности снижения энергозатрат за счет выбора рациональных режимов технологических процессов.

На заводах США, Европы металлургические печи, например, уже давно футеруют огнеупорами из волокнистых материалов вместо кирпичей. Потери тепла в таком случае уменьшаются иногда в десятки раз. Так, замена огнеупорной кирпичной кладки в термической печи с выкатным подом площадью 27 м² волокнистыми огнеупорами позволяет снизить расходы топлива в 20 раз. В электропечах периодического действия использование волокнистых материалов вместо огнеупорного кирпича уменьшает расходы тепла на 30 % и соответственно расходы на электроэнергию [2, 3]. В ОАО «Синельниковская теплоизоляция» (г.Синельниково, Днепропетровской области), где организовано производство волокнистых муллитокремнеземистых огнеупорных материалов и изделий из них, покрытие плитами из этого материала собственной проходной печи снизило на треть потребление природного газа. Муллитокремнеземистые волокнистые материалы, в химический состав которых вводится цирконий, выдерживают температуру до 1600 °С.

Заключение

Способы изготовления металлопродукции даже в долгосрочной перспективе не претерпят коренных изменений [4]. Экологические проблемы будут заостряться. К первоочередным задачам, которые должны решаться на пути развития отрасли, относятся существенное уменьшение расходов кокса и использования природного газа в доменном производстве, выведение из эксплуатации устаревших мартеновских печей, расширение электросталеплавленного производства и непрерывной разливки стали, внедрение всех возможных мероприятий по теплосбережению и экономии энергии в прокатном производстве.

Перечень ссылок

1. Мазур В.Л. Некоторые пути решения проблемы теплосбережения в прокатном производстве // Сучасні проблеми металургії. Наукові вісті. – Том 8. Пластична деформація металів. Дніпропетровськ: «Системні технології». – 2005. – 576 с.
2. Мазур В.Л., Рябов А.И., Мазур В.В. // Металлург. и горнорудн. пром-сть. – 2005. – № 1. – С. 68-71.
3. Мазур В.Л., Рябов А.И., Мазур В.В. // Металлург. и горнорудн. пром-сть. – 2005. – № 6. – С. 65-67.
4. Мазур В.Л., Голубченко А.К. // Сталь. – 2007. – № 4. – С.83-94.

© 2008 В. Л. Мазур

Член-корреспондент Национальной академии наук Украины

ПРО ВИГОТОВЛЕННЯ ПРЕЦИЗІЙНИХ ЗАГОТОВОК ІЗ ЛАТУНІ ТА БРОНЗИ

На сьогоднішній час масове виробництво монет переважно використовує мідь у вигляді сплавів, оскільки вони більш міцні: $\sigma_g = 300-600$ МПа у сплавах і $250-290$ МПа у технічно чистій міді. Вироби зі сплавів на основі міді мають різноманітні відтінки кольорів благородного вигляду (білий, золотисто-жовтий, золотисто-червоний, червоний).

Основними сплавами на основі міді, що використовуються для виготовлення монет, є латуні (ЛН63-2 і ЛМц58-2), алюмінієва бронза (CuAl6Ni2), нейзильбер (МНЦ15-20), мельхіор (CuNi25) та «Nordic Gold» (нордекс, CuAl5Zn5Sn1).

Завданням цього дослідження є порівняльна характеристика латуней та алюмінієвої бронзи з метою виготовлення монет та їх експлуатаційні властивості. Для цього необхідно розглянути, як впливають на властивості сплавів на основі міді інші компоненти та домішки.

Мідно-цинкові сплави. Латуні

За хімічним складом розрізняють латуні прості та складні, а за структурою – однофазні та двофазні. Прості латуні – це сплави міді, леговані цинком (до 50 %). Однофазні прості латуні мають високу пластичність, вона найбільша у латунях з 30-32 % цинку (латуні Л70, Л67). Латуні з низьким вмістом цинку (томпаки (3-12 %) та полутомпаки (14-21 %) поступаються латуням Л68 і Л70 у пластичності, але перевищують їх в електро- та тепло-провідності. Міцність простих латуней складає 250-350 МПа при однофазній структурі і 400-450 МПа при двофазній. Міцність однофазної латуні може бути значно підвищена холодною пластичною деформацією. Ці латуні мають достатню корозійну стійкість в атмосфері води і пари при умові зняття напружень, що створюються при холодній деформації.

Двофазні прості латуні мають добрі карбувальні властивості (але головним чином при нагріванні). Пластичність їх нижча, ніж однофазних латуней, а міцність та зносостійкість вищі через вплив більш твердих частинок другої фази (границя міцності сягає 450 МПа). При вмісті цинку до 20 % вони стійкі до атмосферної корозії, при більш високому вмісті цинку схильні до корозійного розтріскування.

Двофазні латуні легують алюмінієм, залізом, нікелем, оловом, марганцем, свинцем та іншими елементами. Багатокомпонентні латуні відзначаються підвищеною міцністю (до 650 МПа) і корозійною стійкістю, але мають нижчу пластичність. Свинець полегшує обробку різанням і покращує антифрикційні властивості. Опір корозії підвищують алюміній, цинк, олово, кремній, марганець та нікель. Так олов'яна латунь (адміралтейська або морська латунь), що вміщує 1,0-1,5 % олова та алюмінієва латунь (0,4-2,5 % алюмінію), що за кольором нагадує золото і застосовується для виготовлення відзнак та ювелірних виробів), стійкі до морської води. Нікелева латунь (2,0-6,0 % нікелю) стійка у морській воді, неокислювальних кислотах (соляній, сірчаній, фосфорній) та розчинах їх солей.

Алюмінієві бронзи

Алюмінієві бронзи (однофазні та двофазні) все більш широко замінюють латуні. Однофазні бронзи в групі мідних сплавів мають найбільшу пластичність, (подовження (δ) становить до 60 %), але невелику міцність, тому їх використовують для штампівки із значною деформацією (глибока витяжка). Після сильної холодної пластичної деформації досягаються підвищені міцність та пружність. Двофазні бронзи піддають гарячій деформації, застосовують як фасонне лиття. Ливарні властивості даних сплавів поліпшуються введенням у їхній склад невеликої кількості фосфору. Двофазні алюмінієві бронзи мають більш високу міцність, ніж латуні та олов'яні бронзи. У складних алюмінієвих бронзах, що вміщують нікель, марганець, залізо, міцність складає 550-600 МПа. Залізо робить зерно дрібнішим і підвищує механічні та антифрикційні властивості алюмінієвих бронз. Нікель поліпшує механічні властивості, зносостійкість та опір корозії. Всі алюмінієві бронзи стійкі проти корозії у морській воді та у вологій тропічній атмосфері.

Корозійні властивості сплавів

За умовами експлуатації монети схильні до таких видів корозії:

- вибіркової, при якій руйнується одна складова сплаву або один компонент сплаву (наприклад, обезцинкування латуней);
- плямами, у вигляді окремих пошкоджень (наприклад, корозія латуні у морській воді);
- корозійного розтріскування, коли корозія сплаву проходить при одночасному впливі корозійного середовища та зовнішніх або внутрішніх механічних напружень розтягування з утворенням транскристалічних або міжкристалічних тріщин (так зване сезонне розтріскування холоднодеформованих α - та β - латуней, які вміщують більше 8-10 % цинку, при корозії в атмосфері).

При корозійному розтріскуванні нарівні з електрохімічним механізмом цього виду корозії має велике значення конкуренція депасивації та пасивації поверхні сплаву, що локалізується на концентраторах механічних напружень. З метою зняття цих напружень, в деформованих прокаткою монетних заготовках, їх відпалюють. З іншого боку, одним з методів захисту від корозійного розтріскування є створення у поверхневому шарі металу напружень стискування, наприклад, шляхом обробки металу дробом, обкатки роликком або карбуванням (у випадку монет).

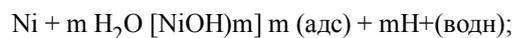
Отже, якщо монети, виготовлені з мідних сплавів, відносно захищені від корозійного розтріскування, то вибірково корозія, в тому числі плямами, залишається актуальною при експлуатації монет.

Вплив компонентів сплаву та легувальних домішок на експлуатаційні характеристики монет

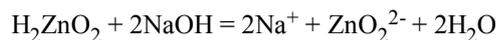
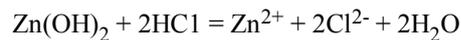
Всі метали за залежністю швидкості корозії від кислотності (лужності) – рН середовища можна розбити на п'ять груп. Компоненти сплавів на основі міді відносяться до таких груп:

Марганець – метал малостійкий у кислих, недостатньо стійкий в нейтральних і корозійностійкий в лужних середовищах, стійкість обумовлена захисною гідроокисною плівкою, розчинною у кислотах та малорозчинною в лужних розчинах.

Нікель, кобальт - нестійкі в кислих, але корозійностійкі в лужних середовищах завдяки високим захисним властивостям окисних і гідроокисних плівок, утворених за реакцією:

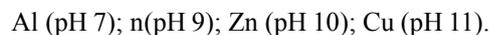


Алюміній та олово – корозійностійкі в нейтральних розчинах, але нестійкі як у кислих, так і лужних середовищах, що обумовлено амфотерними властивостями їх захисних окисних і гідроокисних плівок, розчинних в кислотах та лугах, наприклад:



Якщо в сухому повітрі цинк дуже стійкий, то при взаємодії з вологою (прісна вода) сплав покривається білою плівкою карбонатних і оксидних сполук, що захищають цинк від подальшого руйнування. Цинк легко реагує з сірководнем та сірчистими сполуками. Стандартний потенціал цинку дорівнює – 0,76 eВ.

Значення рН, що відповідають мінімальній швидкості корозії металів при 25 °С є характерною величиною для кожного з них:



Проте, існує ціла область значень рН, у якій вплив рН на корозію металу незначний. Для міді це область рН 5-11; цинку 4-10. Значення рН штучного поту (4,7) як раз знаходиться в цих інтервалах для міді та цинку. Це явище пояснюється тим, що важкорозчинні продукти корозії кожного з цих металів встановлюють певне значення рН розчину (середовища) у поверхні металу і корозія проходить практично при одному й тому ж значенні рН.

Товщина плівок продуктів корозії на металах змінюється в таких границях:

- 1) тонкі (невидимі), товщина яких складає від десятих часток до 40 нм;
- 2) середні (перебіг кольорів) – від 40 до 500 нм;
- 3) товсті (видимі) – більше 500 нм.

Структура багат шарових товстих плівок має складну будову. Так, наприклад, для міді вона може мати чотири шари: $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}/\text{CuO}/\text{O}_2$, а для марганцю – п'ять: $/\text{Mn}/\text{MnO}/\text{Mn}_3\text{O}_4/\text{Mn}_2\text{O}_3/\text{O}_2$. Товщина кожного шару, що важливо для захисної функції плівки в цілому, залежить від різниці хімічних потенціалів на його міжфазних границях, дифузійної провідності та терміну окислення металу. Відносна товщина когерентних шарів не залежить від часу, тобто: $h_1:h_2:h_3 = \text{const} = f(\tau)$, що підтверджується експериментально.

Але, якщо це справедливо для металів, то для сплавів треба розглядати корозійну поведінку металів –компонентів сплаву у їх взаємодії.

Характер зміни швидкості корозії основного металу – міді при його легуванні іншим металом (алюмінієм, цинком, нікелем, марганцем) залежить від характеру дефектності структури окислу цього металу і валентності його іонів. Особливо ефективно легування міді металами з більш високим ступенем окислення: алюмінієм і марганцем, які уповільнюють ріст захисних плівок, заповнюючи дефектні місця у вузлах решітки корозійного шару, зменшуючи таким чином, дифузійні процеси у плівці. Такий же вплив на ріст оксидної плівки відіграє той фактор, що іонні радіуси алюмінію і марганцю менші або близькі до іонного радіусу міді. Це ж поширюється і на нікель. У той же час, іонний радіус цинку перевищує іонний радіус міді і може тільки прискорювати ріст окисної дифузійної плівки на мідному сплаві. Захисна дія цинку може полягати тільки в утворенні суцільної захисної плівки. Але при

підвищенні температури до 50 °С швидкість корозії цинку різко зростає і досягає максимального значення при 65-70 °С. Як показано дослідженнями, наявність максимуму пов'язана з утворенням не суцільної, а зернистої плівки, яка механічно легко видаляється, що у випадку з монетами призводить до втрати їх експлуатаційних властивостей.

Як відомо, при досягненні в сплаві вмісту атомів якого-небудь металу деякої індивідуальної (властивої) для кожного металу величини, захисна плівка на поверхні сплаву зростає саме завдяки цьому металу. Це пояснюється тим, що з ростом товщини захисної плівки дифузійний потік одного з металів стає меншим, ніж потік другого металу, що створює захисну плівку. Тобто можна одержати ефективну захисну плівку на сплаві, додаючи до нього досить невелику кількість металу, що створює захисну плівку. Так, наприклад, використання алюмінію з метою створення захисної плівки обумовлено тим, що вміст алюмінію в сплаві більше ніж 6 % приводить до того, що на поверхні створюється захисна плівка з оксидів алюмінію. Це особливо добре видно при термокорозії сплавів заліза з алюмінієм. При вмісті алюмінію до 6 % ці сплави дають оксиди чорного кольору, подібно оксиду на чистому залізі, а на сплавах міді з 14 % алюмінію створюється плівка оксидів білого кольору, що має високі захисні властивості і є оксидом Al_2O_3 .

Сплави міді з алюмінієм при концентрації алюмінію, що перевищує 3% вже утворюють захисний оксид – Al_2O_3 . Відповідно до монетних матеріалів ці закономірності ускладнюються специфічним сумарним корозійним та механічним впливом при експлуатації монет. Дійсно, введенням в мідні сплави 6 % алюмінію, особливо в комбінації з елементами, що підсилюють зносостійкість сплавів (нікель, марганець), досягається захист сплаву як від впливу хімічних корозійних агентів, так і від механічної дії. Захисна дія цинку в монетному мідному сплаві також потребує збільшення стійкості до механічного впливу шляхом введення нікелю або марганцю (наприклад, латунь ЛН63-2 з 35 % цинку і 2 % нікелю, латунь ЛМц58-2 з 37 % цинку і 2 % марганцю, нейзильбер МНЦ15-20 з 20 % цинку та 15 % нікелю).

Великий вміст цинку в сплаві (від 20 до 40 %) повинен був би достатньо надійно захищати латуні від корозії, і вони могли бути ідеальним матеріалом для виготовлення монет. Але практика показує, що латунні монети швидко тьмяніють, стирається мотив і корозія плямами практично робить монети непридатними до експлуатації. Латунь використовується для карбування монет в декількох країнах завдяки її низькій вартості. Латунь має хороші показники плинності, якщо вміст цинку не перевищує 30 %. Вище цього рівня латунь стає крихкою. Зносостійкість латуней вважається поганою не тому, що сплав м'який, а тому що цинк у сплаві втрачає свої властивості (деградує). Взагалі, коли необхідна висока пластичність і важлива відсутність схильності до корозійного розтріскування, застосовують α -латуні з високим вмістом міді (Л96 та Л90). Латуні Л62, Л60, Л59 ($\alpha + \beta'$ -латуні) з більшим вмістом цинку мають більш високу міцність, краще обробляються різанням, є більш дешевим, але мають при цьому низьку корозійну стійкість. Як показала практика, латунні монети (Л63-2) дуже погано зберігаються у мішках з тканини.

Найбільшу пластичність мають α -латуні, які частіше використовують для виготовлення виробів штампуванням.

На основі цих даних розроблені нові сплави з необхідними технологічними та експлуатаційними властивостями для виготовлення монет. Наприклад, цікаве співвідношення захисних якостей алюмінію та цинку використано у сплаві «Nordic Gold» ($CuAl5Zn5Sn1$), де частина необхідного для захисту сплаву алюмінію замінено на 5 % цинку. Сумарна їх кількість у сплаві складає 10 %, що забезпечує необхідний захист від корозії.

Латунь (ЛМц58-2), з якої було виготовлено монети СРСР жовтого кольору (2 та 5 коп.), маючи непогані механічні властивості, у процесі експлуатації не зберігала задовільний вигляд.

Таким чином, експериментально встановлені зміни електропровідності при виготовленні металопродукції з легованих спеціальних латуней. Показано, що рекристалізаційний відпал практично відновлює електропровідність сплавів до вихідних значень у литому стані, кінцева різниця між значеннями вихідного і відпаленого зразків становить 0,2-0,3 % ІАСС. Вимірювання електропровідності латуней у зливках може слугувати характеристикою для контролю відповідності сплавів вимогам технічних умов з врахуванням встановленої вище різниці.

Перелік посилань

1. Тихонов Б. С. Тяжелые цветные металлы и сплавы: Справ. – М.: ЦНИИЭИцветмет, 1999. – 452 с.

© 2008 В. В. Плітченко¹, д-р техн. наук М. П. Стародуб¹, канд. техн. наук Ю. В. Сорокін¹, В. В. Апухтін²

¹ Банкнотно-монетний двір Національного банку України,

² Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України;
м. Київ

РОССИЙСКАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ – НАСТОЯЩЕЕ И БУДУЩЕЕ

1 Введение

Несмотря на большие успехи в разработке неметаллических материалов, металлы сохраняют главенствующее положение. Прогноз [1], что в будущем неметаллические материалы заменят не более 10 % черного и около 30 % цветных металлов подтверждается. Во всех промышленно развитых странах металлургия считается одной из важнейших отраслей, которую часто называют барометром экономики. От уровня развития металлургии зависит прогресс в развитии всей промышленности и сельского хозяйства. Более 90 % конструкционных материалов для промышленного и жилищного строительства, изготовления оборудования, судов, инструментов и бытовой техники, транспортных средств, энергетических систем и др. производят на металлургических предприятиях. Продукция черной и цветной металлургии является важнейшим элементом оборонной промышленности, освоения космоса, микроэлектроники и средств информации.

Если вспомнить историю, то совершенно ясно, что Россия в прошлом была великой металлургической державой. Во времена советской власти экономическая и политическая мощь СССР в значительной степени базировалась на высокоразвитой металлургии. В XXI веке у России так же нет другого пути развития, как иметь современную высокоразвитую металлургическую промышленность и продолжать оставаться великой металлургической державой. В настоящее время Россия по выплавке стали занимает достойное 4-ое место в мире. У России имеются все основания быть великой металлургической державой, ведь по сырьевым ресурсам и объемам производства различных видов металлопродукции [2] она находится в числе мировых лидеров (рис. 1).

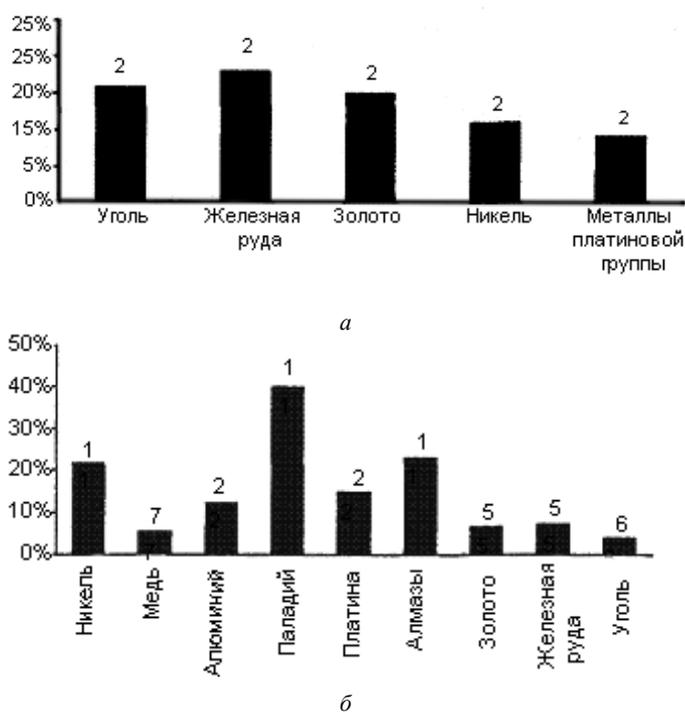


Рис. 1. Процентная доля и положение России в мировых запасах полезных ископаемых (а) и в мировом производстве (б)

в черной металлургии 116,8 % и 115,7 %, цветной – 110,1 % и 115,2 %. Основными факторами роста производства в металлургии в этот период были повышение эффективности экспорта металлопродукции, обусловленное девальвацией рубля и благоприятной внешней конъюнктурой, а также некоторое увеличение внутреннего спроса на металлы.

Однако, к началу 2001 года факторы, обеспечивающие поступательное развитие металлургии в основном были исчерпаны, что привело к замедлению темпов роста производства. Это связано, в первую очередь, с недостаточной емкостью внутреннего рынка, осложнением ситуации на внешних рынках и с низким уровнем конкурентоспособности российской металлопродукции.

2 Металлургия начала XXI века

За прошедшее время Россия пережила тяжелейший в своей истории период распада СССР и перехода из одной социально-экономической системы в другую, что негативным образом сказалось на развитии всех отраслей народного хозяйства, в том числе и металлургии.

Однако, благодаря созданному за многие десятилетия производственному потенциалу, рациональной системе организации управления производством, наличию квалифицированных специалистов и рабочих, а также способностям российских людей адаптироваться к сложным условиям труда и быта, металлургия России сохранила достойное место в мире и в структуре народного хозяйства России.

В развитии металлургической промышленности России с начала 90-х годов можно выделить несколько этапов [3]. В период до середины 1998 года происходило падение объемов производства, обусловленное значительным снижением потребления металлов на внутреннем рынке. В 1999 и 2000 годах металлургия была одним из лидеров по показателям роста производства в отраслях промышленности. Темпы роста объемов производства промышленной продукции составили соответственно

К настоящему времени металлургический комплекс России включает в себя около 3 тыс. предприятий и организаций, в том числе 200 предприятий черной и 130 – цветной металлургии. В металлургии занято около 1,2 млн. трудящихся, около 96 % предприятий являются акционерными обществами.

Металлургический комплекс является одной из базовых отраслей российской экономики. Его доля в ВВП промышленности страны составляет около 5 %. Доля комплекса в промышленном производстве России – 16 %, в том числе 10 % – черная металлургия, доля в основных фондах промышленности – 11,1 %, в численности – 9,3 %. Доля в экспорте – около 18 % (2-е место после отраслей ТЭК). Доля металлургического комплекса в налоговых платежах во все уровни бюджетов составляет 9 %.

Являясь одним из крупнейших потребителей продукции и услуг естественных монополий, металлургический комплекс потребляет 35 % перевозимых в стране железнодорожным транспортом грузов, 30 % электроэнергии и 25 % природного газа от потребляемых в промышленности.

Металлургическую промышленность России отличает высокая степень концентрации производства: около 90 % продукции в черной металлургии производится шестью крупными компаниями, в цветной – пятью. Основные тенденции в развитии металлургической промышленности, сложившиеся и укрепившиеся в последние годы, свидетельствуют о постоянном росте товарной продукции; систематическом росте инвестиций на развитие отрасли, вследствие чего снижаются показатели износа основного капитала; рост экспорта продукции; поддержание достаточно высокого уровня рентабельности производства, значительно превышающего, как правило, средние по промышленности показатели, а так же улучшение финансовой дисциплины в снижении просроченной кредиторской и дебиторской задолженностей и рост средней заработной платы. Динамика изменения основных показателей металлургического комплекса России (таблица 1) свидетельствует о целенаправленном его движении вперед по основным показателям [4].

Таблица 1 – Динамика основных показателей металлургического комплекса России (в числителе – черная металлургия, в знаменателе – цветная)

Показатели	Годы					
	2000	2001	2002	2003	2004	2005
Объем промышленной продукции, млрд. руб.	367/416	396/420	478/459	695/530	1126/669	1475/508
Численность работающих, тыс. чел.	711/560	727/582	695/570	664/553	690/579	670/550
Уровень рентабельности, %	25,6/51,6	12,5/34,4	16,5/29,38	21,8/33,8	40/48,8	30/35
Средняя месячная зарплата, руб.	3521/6180,5	4827,8/8090,5	6055,3/9526,5	7901,6/11578,1	9417/13807	11771/17259
Налоговые поступления, млрд. руб.	-/-	-/-	33,7/42,3	48,9/45,9	89,7/60,1	98,2/65,5
Износ основных фондов, %	53,5/44,5	53,6/44,8	51/45	49,3/43,1	49/43	48,5/42,5
Инвестиции, млрд. руб.	23,3/32,1	31/45,7	29/48	34,1/52,3	73,3/65,1	94,4/80,2
Экспорт, млрд. долл. США	7,7/9,0	7,1/7,4	8,1/7,1	10,8/8,1	20/11,9	22,4/12,6
Импорт, млрд. долл. США	2,3/1,7	2,5/1,6	2,4/1,4	3,5/1,4	2,1/1,1,9	5,9/2,4

Главным фактором, предопределяющим развитие металлургии промышленно развитых стран мира, является стабильный рост спроса внутреннего рынка металлопродукции. Так, видимое потребление проката черных металлов в России за 2000 – 2005 гг. возросло на 26,4 % и достигло 27,7 млн. т. При этом производство готового проката увеличилось на 15 % и составило в 2005 г. 54 млн. т. Вместе с тем, по потреблению готового проката на душу населения, Россия значительно отстает от многих индустриальных стран мира [2] (рис. 2).

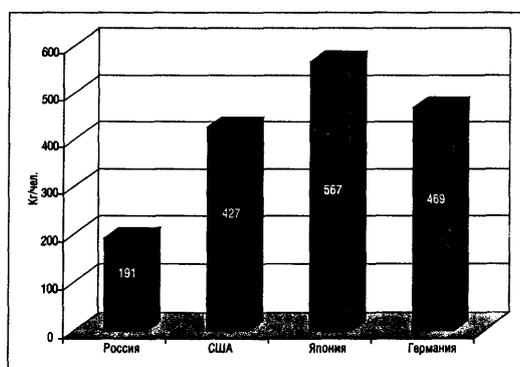


Рис. 2. Видимое потребление прокатной продукции в 2005 г. на душу населения

Анализ объемов производства и потребления готового проката свидетельствует, что для российской металлургии пока основным стимулирующим фактором увеличения масштабов производства являлась благоприятная конъюнктура внешних рынков, куда в 2000-2004 гг. экспортировалось 26-29 млн. т проката. Рост поставок на внутренний рынок опережающими темпами по сравнению с экспортными поставками (рис. 3) снизил долю экспорта в производстве незначительно: с 56,4 % в 2000 г. до 53,4 % в 2004 г. [2].

Вместе с тем росли как абсолютные объемы импорта готового проката, так и доля импорта в общем потреблении на внутреннем рынке, которая составила 10,8 % в 2005 г. по сравнению с 6,4 % в 2000 г. Основными предпосылками роста спроса на металлопродукцию российского производства являются: ремонтно-восстановительные работы и тех-

ническое перевооружение основных фондов отраслей экономики вследствие высокой степени их изношенности; расширение производства автомобильной техники; освоение новых месторождений нефтегазового комплекса и строительство новых трубопроводов; нужды оборонного комплекса; многоэтажное строительство. Важнейшей задачей расширения внутреннего спроса является создание условий для прогрессивного развития отечественного машиностроения, его скорейшей реконструкции и модернизации.

Наиболее серьезное влияние на мировом рынке для металлопродукции российского производства может оказать Китай и другие развивающиеся страны, в которых производство и потребление растет опережающими среднемировыми темпами. Экспансия Китая уже началась и может усилиться после 2008 г. Руководители металлургии это понимают и на предприятиях ведется работа по снижению затрат на производство и повышение качества продукции, с тем чтобы остаться конкурентоспособными и сохранить или даже повысить производство стали и продукции из нее. Так, за 2000-2005 гг. расход стали на производство проката снизился с 1172 до 1135 кг на тонну (37 кг/т), расход чугуна на выплавку стали – с 710 до 684 кг на тонну (26 кг/т), расход скипового кокса на производство чугуна – с 468 до 457 кг на тонну (11 кг/т), железорудной части шихты в доменном производстве – с 1673 до 1670 кг на тонну. Это обеспечивается на счет технического перевооружения: расширения доли непрерывной разливки, увеличения доли электростали, внепечной обработки стали и перевооружения всех переделов прокатного производства (рис. 4).

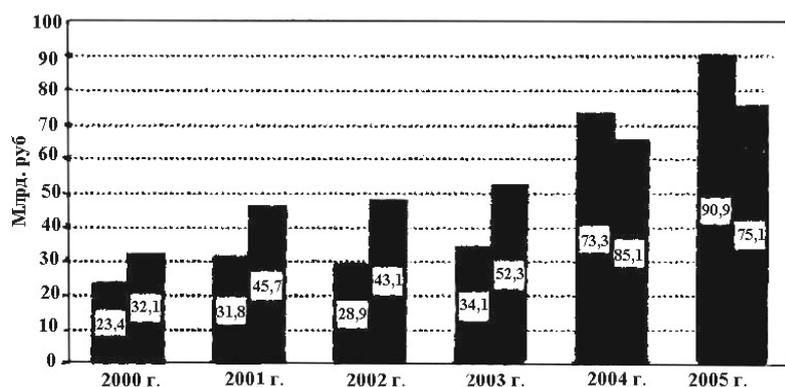


Рис. 4. Динамика инвестиций в основной капитал металлургических предприятий России (слева – черная металлургия, справа – цветная)

производству сортового проката, включающего две электросталеплавильные печи с МНЛЗ и станы «450», «370», «179» общей мощностью более 2 млн. т. Затраты на прокатное производство для крупнейших предприятий черной металлургии в сравнении с общими капиталовложениями приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Капиталовложения в промышленное строительство на ряде комбинатов России в 2004-2005 гг. (млн. руб.) в прокатное производство [3]

Предприятие	Капиталовложения			
	Общие	Реконструкция прокатного производства	Новое строительство в прокатном производстве	Капиталовложения в прокатное производство, %
Северсталь	22 000	3 345	2 400	26,1
ММК	19 425	3 630	7 000	54,7
НЛМК	7 345	1 454	1 335	38
НТМК	6 435	2 085	–	32,4
ЧМК	8 060	–	–	–
НКМК	2 025	640	–	31,6
ЗСМК	5 500	–	–	–
ОЭМК	1 962	50	–	2,5
Уральская Сталь	1 300	33	–	2,5
Всего	74 052	11 237	10 735	29,7

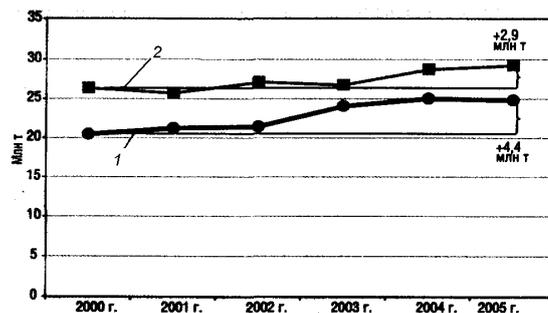


Рис. 3. Динамика производства готового проката России для внутреннего (1) и внешнего рынков (2)

Инвестиции в основной капитал в целом по металлургическому комплексу составили в 2005 г. 165,1 млрд. руб., что соответствует около 16 % от инвестиций всей промышленности [5]. Анализ капиталовложений показывает, что наиболее активно осуществлялись мероприятия по обновлению и росту мощностей в коксохимическом, доменном и сталеплавильном переделах производства.

Ввод новых мощностей в прокатном переделе в основном происходил на четвертом переделе (агрегаты покрытий, травления, термической обработки). В существующих прокатных цехах, как правило, модернизация происходит вяло. За исключением ММК, где сооружается комплекс по

3 Стратегия развития металлургии России

В 2006 г. по поручению правительства РФ подготовлены материалы «Стратегия развития металлургической промышленности России на период до 2015 г.» [6]. Она должна быть программным документом после ранее созданных Федеральной программы (ФЦП) технического перевооружения и развития металлургии России (1993 – 2000 гг.), ФЦП «Руда» и Комплекса мер по развитию металлургической промышленности России до 2010 г., которые реализовались на практике.

Стратегия основным инструментом, с помощью которого определяются как собственно системные проблемы и другие факторы, ограничивающие отраслевое развитие, так и цели и задачи, меры и механизмы для их преодоления, прогнозируются сроки и результаты их реализации. Основной системной проблемой металлургического комплекса является несоответствие технического и технологического уровня производства, конкурентоспособности реализуемой в настоящее время металлопродукции перспективным требованиям ее потребителей, целям и задачам высокоэффективного развития отрасли и страны в целом.

Существенным образом изменится структура металлургического производства. Для производства стали в электропечах составит к концу 2010 г. 28 %, в 2015 г. – 32-35 %, в конвертерах в период 2010-2015 гг. – 65-68 %. Мартеновское производство на предприятиях черной металлургии практически ликвидируется, однако оно может сохраниться на неспециализированных предприятиях других отраслей. Доля разливки стали на МНЛЗ прогнозируется к 2010 г. на уровне 76-79 %, к 2015 г. – 80-97 %. Доля листового металла в общем производстве листового и сортового проката – 58-59 % в 2010 г. и 60-62 % в 2015 г.

В период до 2010 г. можно ожидать относительной стабилизации развития наиболее металлоемких подотраслей машиностроительного комплекса – станкостроения, железнодорожного, сельскохозяйственного, строительного, в которых производство за годы кризиса значительно сократилось. Ожидается также, что возрастет спрос на металлопродукцию со стороны предприятий оборонно-промышленного комплекса России, а также атомного машиностроения. Предполагается реализация программы по освоению новых видов и улучшению качества металлопродукции для автопрома (в рамках реализации механизма промышленной сборки предусмотрено увеличение использования отечественных автокомпонентов до 79 % к 2009 г.) и сельхозмашиностроения, а также реализация судостроительной и авиационной стратегий (с учетом создания объединенной авиационной и судостроительной корпораций), развития транспортного машиностроения.

Прогнозируется рост потребления металлопродукции из черных металлов, направляемой на капитальное строительство, включая строительство новых магистральных газо- и нефтепроводов, дорожное строительство и ремонтно-эксплуатационные нужды, а также для обеспечения реализации национальных проектов. Потенциально высоким может быть спрос на металлопродукцию для железнодорожного транспорта – железнодорожные рельсы изношены на 70 % и требуют замены. Это окажет положительное влияние на уровень эксплуатационной безопасности железнодорожного транспорта в Российской Федерации, и, кроме того, имеется спрос на рельсы для высокоскоростных магистралей.

В соответствии с мировыми тенденциями и спросом отечественного рынка опережающими темпами прогнозируется рост производства и потребления жести и проката с покрытиями против уровня 2005 г. в 2010 г. соответственно в 1,7 раза и 1,4 раза и в 2015 г. – в 2,8 раза и 1,9 раза. При условии ускоренного развития станкостроения можно также ожидать повышение спроса на сортовой прокат из легированных сталей – инструментальных, подшипниковых, нержавеющей.

Рынок стальных труб, как и прежде, будет зависеть от развития отраслей топливно-энергетического комплекса – нефтедобывающей и газовой промышленности, а также машиностроения и строительства. Ключевые направления, параметры развития трубопроводной инфраструктуры зафиксированы в Энергетической стратегии России до 2020 г. Среди наиболее значимых проектов магистральных трубопроводов – Североевропейский газопровод, нефтепровод Восточная Сибирь – Тихий океан и газопровод Ямал – центр.

К 2010 г. спрос внутреннего рынка на стальные трубы в связи с развитием добычи газа, нефти и их переработку может составить по реалистическому варианту 9,8 млн. т, при этом доля импортных поставок снизится и составит не более 10 %. В 2015 г. спрос может возрасти примерно до 11,5 млн. т, а импортные поставки сократятся до 7-9 %. Внутренний рынок стальных труб будет определяться не только строительством новых газо- и нефтепроводов, но и расширением ремонтно-восстановительных работ на действующих трубопроводах (износ отдельных участков доходит до 80 %).

В соответствии с изменениями макропоказателей и стратегиями развития отдельных отраслей экономики прогнозируется рост емкости внутреннего рынка проката из черных металлов по реалистическому варианту к 2010 г. до 37,3 млн. т (35,7 млн. т и 38 млн. т соответственно по пессимистическому и оптимистическому вариантам) к 2015 г. – 41,5 млн. т (38,9 млн. т и 44 млн. т).

Общий объем инвестиций в черную металлургию оценен следующим образом (в ценах 2005 г.): 2007 – 2008 гг. – по 110 млрд. руб. в год; 2009 – 2010 гг. – по 115 млрд. руб.; 2011 – 2015 гг. – по 121 млрд. руб. ежегодно. Инвестиции будут формироваться за счет амортизационных отчислений, прибыли, акционерного капитала (при продаже ак-

ций) и привлекаемых кредитов отечественных и иностранных банков, облигационных займов, лизинга оборудования.

В соответствии со Стратегией [6] производство и потребление готовой прокатной продукции в России будет динамично развиваться и достигнет к 2015 году уровня, характерного для развитых стран Европы, Америки и Азии (таблица 3).

Таблица 3 – Динамика производства и потребления продукции черной металлургии в соответствии со Стратегией развития

Годы	Производство/Потребление, млн. т			Производство/Потребление на душу населения, кг/чел.		
	Готовый стальной прокат	Лист и жёсть с покрытиями	Трубы	Готовят стальной прокат	Лист и жёсть с покрытиями	Трубы
2005	54,7/28,5	2,3/2,6	6,7/6,0	381/198	16/18	47/42
2006	58,2/33,4	2,9/2,9	7,9/7,7	4006/233	20/20	55/54
2008	59,5/34,1	3,5/3,2	9,3/8,8	422/242	25/23	66/62
2010	62,2/38,0	4,0/6,0	10,5/9,8	443/270	28/26	75/70
2015	66,0/44,0	6,5/5,0	12,5/11,5	476/317	46/36	90/83
2015/2006, %	113,4/131,7	224,1/172,4	158,2/149,4	117,2/16,1	230/180	163,6/153,7

4 Достижения прокатного производства

За последние десятилетия в области прокатного производства достигнуты впечатляющие результаты и прокатное производство как и ранее в 19 и 20 веках является авангардом в металлургическом производстве по уровню и объему решаемых задач и достигнутым результатам. За прошедшие годы повысилась эффективность эксплуатационных затрат, капитальных вложения и потребность в оборотном капитале. Небывальными темпами шла разработка новых марок сталей и сплавов и технологий их обработки, наиболее полно отвечающим запросам потребителей. Со времен первого мирового энергетического кризиса во всех подразделениях металлургии были внедрены высокоэффективные энергосберегающие технологии, позволившие снизить затраты производства. Значительно улучшилось взаимодействие между металлургами и прокатчиками на основе широкого использования непрерывного литья и создание литейно-прокатных агрегатов. Наладились более тесные связи между прокатчиками и потребителями их продукции во многих отраслях промышленности. В настоящее время прокатное производство отличается наивысшим уровнем автоматизации и высокой производительностью.

Производство стали в мире непрерывно увеличивается и уже преодолен психологический барьер в один млрд. т. В последние пять лет темпы роста стали составляют около 5 % в год, а в Китае и Индии зарегистрирован еще более значительный рост. Рост прокатных мощностей соответствует этим тенденциям (таблица 4) и за последние 15 лет (1990-2005 гг.) общие установленные мощности в прокатном производстве увеличились на 40 %; в такой же степени выросло и количество прокатных агрегатов. Распределение мощностей в производстве сортового и плоского проката составляет приблизительно 40 и 60 %. Интересно отметить, что в этот период мощности прокатного оборудования разных типов в производстве сортового и плоского проката увеличивались практически одинаковыми темпами. При уровне производства последних трех лет коэффициент использования оборудования в целом высок и находится на уровне 75-90 % [7].

5 Производство толстолистового проката

Уровень требований к характеристикам толстолистового проката непрерывно повышается. Это касается в первую очередь механических свойств: предела текучести, временного сопротивления, вязкости (рис. 5) толстолистового проката, идущего на магистральные трубопроводы для северных регионов и морской среды, элементы конструкции морских буровых платформ для нефтедобычи в холодных морях (например, по проекту «Сахалин-2»). Кроме того, потребители нуждаются в прокате больших толщин, вплоть до 120 мм, например, для мостовых конструкций («Viaduc de Millau» в южной Франции, «Erasmus Bridge» в Роттердаме) и крупных зданий («Sony Center» в Берлине) [7]. Все более жесткими становятся допуски на показатели

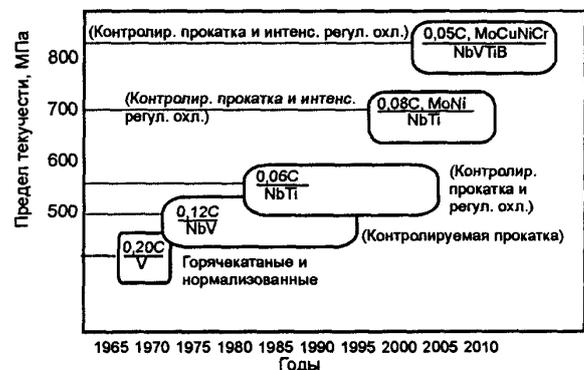


Рис. 5. Развитие процесса прокатки и изменение предела текучести толстых листов

Таблица 4 – Динамика роста мирового прокатного производства

Типы прокатных станов	Число прокатных станов (2005 г.)	Производительность по годам, тыс. т/год			
		1990	1995	2000	2005
Горячекатаные листы и полосы					
Толстолистовые	161	69847	74667	83817	94997
Полосовые	249	345632	383682	436252	478672
Всего	410	415479	458349	520069	573669
Холоднокатаные полосы					
Непрерывные	224	161000	171890	193165	215025
Реверсивные	517	30575	34278	42775	50437
Всего	741	191575	206168	235940	265462
Сортовой прокат					
Крупносортовые	107	48040	53320	56340	61890
Среднесортные	127	26964	29144	33174	38774
Фасонные	717	136673	155061	178454	202839
Мелкосортно-проволочные	166	3563	3713	4063	4363
Проволочные	177	51548	56508	61758	68058
Всего	1294	256788	297746	333789	375924
Всего проката					
Всего	2455	682267	756095	853858	949593

свойств и геометрические размеры проката, включая толщину и плоскостность. Это требует повышения воспроизводимости параметров процесса прокатки от листа к листу и однородности свойств в объеме каждого листа. Все это дает постоянные импульсы к совершенствованию процессов толстолистовой прокатки с целью удовлетворить новые требования покупателей.

На станах внедрены новые режимы термомеханической обработки, которые предусматривают комбинированное регулирование толщины, температуры и обжатия на каждой стадии процесса прокатки. На прокатном агрегате применены новые устройства регулирования температуры, такие как система ускоренного охлаждения с настройкой на разные режимы охлаждения, в частности для быстрого снижения температуры непосредственно в конце прокатки (интенсивное регулируемое охлаждение, прямая закалка). Примером может служить завод фирмы «JEF Steel» в Фукуяме, Япония, где разработана технология НОР (процесс термообработки в потоке прокатного агрегата), которая сочетает процесс Super OLAC и индукционный нагрев для прямой закалки-отпуска и получения толстых листов класса прочности 570-780 МПа для полых строительных профилей (HSS).

На рабочих клетях толстолистовых станов прокатных станов установлены новые исполнительные механизмы и системы, предназначенные для улучшения плоскостности листов и полос на каждой стадии процесса: устройства изгиба рабочих валков, устройства изгиба опорных валков, попарно скрещивающиеся валки или валки выпукловогнутой профилировки в комбинации со специальными устройствами охлаждения валков; устройства регулирования боковых кромок полос переднего и заднего концов полос в системе ускоренного охлаждения для уменьшения температурного градиента; усовершенствованная машина холодной правки.

Однородность свойств продукции по ширине и длине дополнительно повышается с использованием новых измерителей толщины, ширины, плоскостности, контроля свойств полос в любом направлении. Новые математические модели валков и полос, по которым рассчитывается изменение свойств по длине (температура, толщина, разнотолщинность и др.), новые математические модели с алгоритмом адаптации, использующие результаты различных технологических измерений на прокатном стане и методы расчета настроек исполнительных устройств в разных позициях по длине полос (усилие изгиба, раствор валков, интенсивность водяного охлаждения и др.) дали возможность иметь более широкий диапазон управления процессами прокатки.

6 Производство горячекатаных полос

Получили развитие разнообразные схемы расположения оборудования для полосовых станов горячей прокатки в течение последних 15 лет. Среди них высокопроизводительные (3,5-5,5 млн. т) полосовые станы горячей прокатки с двумя реверсивными клетями в черновой группе, семиклетевой чистовой группой и двумя подпольными моталками. Общая длина агрегатов уменьшилась до 400-500 м (максимум), некоторые из этих станов оборудованы редуцирующими прессами для калибровки слябов по ширине. Находится в эксплуатации компактные полосовые станы горячей прокатки – агрегаты с более короткой, около 300 м, технологической линией, с одной реверсивной черновой клетью, промежуточным перемоточным устройством для смотки подката, чистовой группой с пятью или шестью клетями и

одной или двумя моталками, производительностью в 2-3 млн. т/год. Получают распространение станы Стеккеля с реверсивной черновой клетью, одной реверсивной чистовой клетью, с двумя печными моталками, по одной на каждой стороне чистовой клетки, и подпольной моталкой. Станы Стеккеля производительностью менее 1 млн. т/год пригодны для прокатки нержавеющей сталей при минимальных капитальных затратах [7].

Уже широко используют в практике производства тонких горячекатаных полос агрегаты с концепцией компактного производства полос (CSP), разработанные фирмой SMS, Германия, и впервые реализованной на заводе фирмы «Nucog», США. Эта концепция позволяет объединить в одну производственную линию тонкослябовую (около 50 мм) УНРС, нагревательную печь непрерывного действия с роликовым подом и непрерывный прокатный стан. Другие фирмы разработали несколько разновидностей такого агрегата с прокаткой слябов толщиной в диапазоне от 30 мм (ISP) до 90 мм. В варианте с отливкой сляба толщиной 30 мм к самой УНРС на выходе добавляют три прокатные клетки небольшой производительности. При литье сляба толщиной 90 мм между УНРС и чистовой прокатной группой устанавливают одну или две непрерывные черновые клетки. Производительность таких литейно-прокатных агрегатов составляет 1,2-2 млн. т.

Концепция бесконечной прокатки впервые разработана в 1996 г. на новом полосовом стане горячей прокатки фирмы «Kawasaki Steel» в Тобе, Япония. После прокатки в обычной черновой группе, оборудованной редуцирующим прессом для обжатия по ширине, раскат поступает в печную моталку. Перед окончанием прокатки предыдущей полосы в чистовой группе последующая полоса разматывается и приваривается к предыдущей на сварочной машине для сварки на ходу. Затем в режиме бесконечной прокатки полоса поступает в чистовую группу и после прокатки режется перед моталкой быстроходными летучими ножницами. По этой технологии возможно осуществлять прокатку со скоростью до 20 м/с. Такой уровень скоростей необходим для прокатки очень малых толщин (0,8-1,3 мм) при температурах на выходе из чистовой группы выше $A_{г3}$.

Концепция CSP может быть реализована и при полубесконечной прокатке. Непрерывнолитой тонкий сляб большой длины (до 200 м) режут на выходе из УНРС, прокатывают в полностью непрерывном режиме в чистовой группе и перед смоткой режут на быстроходных летучих ножницах. Таким образом длинномерный исходный сляб перерабатывают в несколько рулонов.

Непрерывное литье через двухвалковый кристаллизатор дает возможность получать полосу толщиной около 3 мм. Группа чистовых клетей в потоке агрегата позволяет получить конечную толщину в пределах 1-2,5 мм. После нескольких серий экспериментов на опытных установках в Европе, Японии и Австралии фирма «Nucog» в 2004 г. ввела в эксплуатацию в США промышленный агрегат для переработки низкоуглеродистых сталей.

В настоящее время на чистовых клетях широко распространены три технологии: четырехвалковая клеть с принудительным изгибом валков; четырехвалковая клеть с осевым смещением рабочих валков (в сочетании с принудительным изгибом); четырехвалковая клеть с попарным скрещиванием валков. На новом полосовом стане горячей прокатки в Накаяме, Япония, введенном в эксплуатацию в 2000 г., была применена новая технология. Последние три клетки чистовой группы выполнены по схеме SRDD (с валками разного диаметра и приводом одного валка). Клеть оборудована приводным нижним рабочим валком большого диаметра (620 мм) и неприводным верхним рабочим валком меньшего диаметра (490 мм). Такая система реализует асимметричную прокатку, при которой кроме напряжений сжатия действуют напряжения сдвига. В результате достигается снижение усилия прокатки, меньшее утонение кромок, появляется возможность увеличить обжатие.

Регулирование температурных условий процессов прокатки является одним из главных направлений совершенствования производства горячекатаных полос. В нагревательных печах значительный прогресс связан с применением регенеративных горелок. Будучи использованы главным образом в нижних зонах нагревательной печи, эти горелки работают попеременно на режиме горения и на режиме отвода дымовых газов. Эти горелки получили широкое распространение в Японии, где они позволяют снизить потребление отопительного газа, уменьшить выброс оксидов азота, уменьшить длину печи, повысить точность регулирования теплопередачи от печи слябу. Регулирование температурного клина раскатов эффективно осуществляется за счет экранирования промежуточного рольганга с использованием различного рода конструкций теплоотражающих и теплоаккумулирующих экранов.

На отводящем рольганге применяется эффективная технология «сверхбыстрого охлаждения» (UFC). Здесь компактная управляемая система обеспечивает охлаждение со скоростями в 5-10 раз выше, чем при обычном ламинарном охлаждении. Возможны два варианта расположения системы: «раннее сверхбыстрое охлаждение», когда система устанавливается непосредственно за черновой группой стана, и «позднее сверхбыстрое охлаждение», когда система располагается перед подпольной моталкой. Главное достоинство концепции UFC – получение высокопрочных горячекатаных полос. Возможно повышение показателей механических свойств при использовании более дешевых легирующих элементов и упрощении процесса обработки. При этом достигается весьма высокая воспроизводимость и стабильность этих свойств.

Благодаря высоким скоростям охлаждения на выходе из чистовой группы стана раннее сверхбыстрое охлаждение (раннее UFC) наилучшим образом отвечает требованию об улучшении свойств высокопрочных низколегированных сталей (HSLA). Способ раннего охлаждения UFC действительно обеспечивает значительное измельчение

зерна и более сильное дисперсионное упрочнение.

Качество поверхности – один из главных показателей плоского горячекатаного проката. Здесь достигнуты большие успехи в предотвращении дефектов типа вкатанной окалины и следов износа валков, в применении смазки при прокатке, охлаждения поверхности полос. Улучшилось качество инструментальной стали для валков (улучшенные высокохромистые составы, усовершенствованная технология отливки ICDP). Кроме этого, современные технологии приспособлены к использованию системы автоматического контроля (ASIS) качества верхней и нижней поверхностей полос.

7 Производство холоднокатаных полос

Для холодной прокатки с производительностью менее 1 млн. т тонких холоднокатаных полос или 0,5 млн. т белой жести, используют реверсивные станы. При большей производительности предпочтение отдается непрерывным станам, которые часто совмещаются с линиями травления или станами бесконечной прокатки. Станы имеют четырехвалковые клетки с мощными устройствами принудительного изгиба, клетки с осевым смещением валков (такие как клетки CVC фирмы SMS), с попарным скречиванием валков, а также шестивалковые клетки. С применением новейших устройств охлаждения валков, систем смазки и средств технологических измерений (толщины, плоскостности, температуры, скорости и др.) разнообразные конструкции клеток обеспечивают высокое качество продукции при высокой производительности [7].

Новейшие травильные агрегаты – это оборудование непрерывного действия, спроектированное в расчете на высокую производительность. Главная тенденция в этой области – совмещение травильных агрегатов с непрерывными станами холодной прокатки, что позволяет достичь производительности 1,5-2,5 млн. т/год.

В отношении марочного и размерного сортамента наблюдается тенденция к прокатке высокопрочных сталей, полос большой ширины и малых толщин: от более низкого к более высокому пределу текучести, стали IFHS и VH с уровнем прочности 300-400 МПа, к ферритно-бейнитным и двухфазным сталям с уровнем прочности до 1000 МПа, TRIP-сталям с уровнем прочности 1000 МПа с высоким относительным удлинением (рис. 6).

Можно отметить развитие в области Fe-Mn-C-сталей или сталей X-IP, полностью аустенитных, легированных

марганцем (более 20 масс. %). Они отличаются наилучшим соотношением временного сопротивления (выше 1000 МПа) и удлинения (более 50 %), достигаемым путем оптимизации эффекта пластичности при двойниковании (TWIP). У всех этих сверхвысокопрочных сталей свойства конечного продукта достигаются непрерывным отжигом после прокатки.

Критическими моментами процесса прокатки этих высокопрочных сталей являются сварка полос (на входе в травильный агрегат и/или стан холодной прокатки) и их прокатываемость при холодной прокатке. Полосы соединяют или: обычной стыковой сваркой с последующей термообработкой шва или лазерной сваркой, которая получает все более широкое распространение. Параметры лазерной сварки меньше зависят от марки стали, чем при дуговой сварке и это особенно важно для высокопрочных двухфазных и TRIP-сталей.

Явным прорывом в процессе холодной прокатки стало значительное повышение эффективности процесса в целом благодаря внедрению интегрированных производственных линий, которые включают рабочие клетки прокатных станов, которые связаны на входной и выходной сторонах с секциями травления и отжига. Главными этапными моментами внедрения интегрированных линий стали следующие. В 1996 г. введен в эксплуатацию агрегат прямой прокатки, отжига и травления на фирме «J&L Specialty Steel» (ныне ATI). Оно рассчитано на переработку 300 тыс. т проката в год. Впоследствии этот исторический прорыв был повторен на других предприятиях: с 1998 г. интегрированная линия производительностью до 300 тыс. т/год на заводе фирмы «Ugine» в Исберге; линия RAP5 в Торнио, которая содержит очень мощную печь с коэффициентом TV до 320 мм × м/мин в первой очереди и 190 во второй очереди, общей пропускной способностью 1 млн. т; интегрированная линия на заводе фирмы «Lisco», Китай, с проектной мощностью 400 тыс. т.

Интегрированная линия обработки уменьшает капитальные затраты на 30 % по сравнению с обычным оборудованием. Она дает возможность повысить выход годного на 3-4 % по сравнению с обычными агрегатами в первую очередь за счет отсутствия некондиционных концевых участков полос. При прокатке некоторых марок сталей возможна сквозная прокатка полос со сварными швами. Достигается сокращение затрат на персонал за счет совмещения процессов и сокращения производственного цикла до 20-30 мин. вместо нескольких суток.

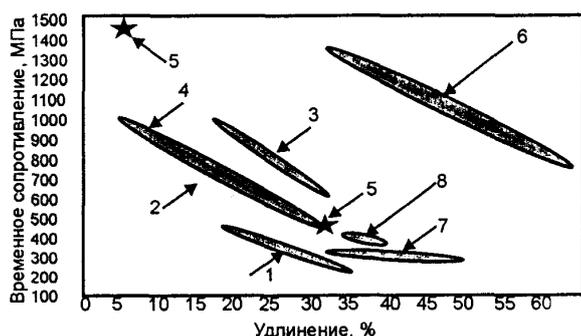


Рис. 6. Разработка сверхвысокопрочных сталей:

- 1 – высокопрочные низколегированные стали; 2 – ферритно-бейнитные; 3 – TRIP-стали; 4 – двухфазные стали; 5 – сверхвысокопрочные стали для горячей штамповки; 6 – в состоянии поставки; 7 – мягкие стали; 8 – рефосфорированные, высокопрочные без фаз внедрения, упрочняемые сушкой; ★ – только горячекатаные

В настоящее время интегрирование дрессировочной клетки стало обычным решением при проектировании линий отжига и травления холоднокатаных полос и все чаще применяется на агрегатах светлого отжига. Используют двух- и четырехвалковые клетки, в зависимости от сортамента проката и доли ферритных сталей, для которых требуется большее усилие прокатки и большая вытяжка. В последние годы можно видеть также сочетание дрессировочного стана и правильной машины.

В последние два десятилетия средние темпы роста мирового рынка нержавеющей стали составляют 5-6 %. Кроме главных преимуществ, свойственных нержавеющей стали, стимулом этого роста послужило снижение затрат на обработку и отпускные цены. Это снижение шло со скоростью 3-4 % в год. Снижение эксплуатационных затрат достигнуто в первую очередь благодаря увеличению мощности агрегатов. Производительность агрегатов отжига и травления достигла 1 млн. т/год. Сначала фирма ALZ, а затем «Arcelor» ввели в эксплуатацию агрегаты отжига и травления горячекатаных полос такой мощности, с коэффициентом TV (толщина × скорость) около 250 мм × м/мин. В настоящее время эти показатели заложены в некоторые проекты в Китае. Скорость агрегатов отжига и травления готовых холоднокатаных полос теперь превышает 120 м/мин., а производительность – 400 тыс. т/год.

Большинство станов холодной прокатки нержавеющей стали – это 20-валковые станы номинальной годовой производительностью 120 тыс. т. Здесь наблюдаются значительные усовершенствования. Разъемная конструкция станины шириной до 1500 мм позволяет использовать наклонную верхнюю часть как эффективный исполнительный механизм для регулирования плотности, облегчает доступ при заправке полосы в начале процесса и сокращает простой при обрывах полос [7].

8 Тенденции развития прокатного производства

С учетом гигантского научно-технического прогресса в ближайшее десятилетие следует ожидать не только и не столько количественного роста производства стали, а возрастания качественных показателей готовой прокатной продукции [8]. В связи с этим в ближайшие годы будут эксплуатироваться коренным образом модернизированные агрегаты и новейшие станы листовой и сортовой прокатки, обеспечивающие выполнение постоянно возрастающих требований потребителей.

Выбор состава и компоновки оборудования, средств автоматизации и уровня компьютеризации будет зависеть от масштаба производства, марочного и размерного сортамента продукции и соответствия требованиям потребителей. При этом, выбор надлежащей мощности оборудования будет производиться с целью оптимизации капитальных затрат в расчете на единицу мощности при высокой производительности. В расчет будет приниматься высокая гибкость, необходимая для производства продукции, диверсифицированной по качеству стали, и для сохранения низких дополнительных затрат даже при пониженном объеме производства. Механическое и электрическое оборудование должно иметь высокий уровень надежности и эффективности при минимальном уровне плановых и внеплановых простоев, при низком уровне энергопотребления. При этом должен проводиться постоянный мониторинг состояния оборудования и прогнозирования показателей качества (механические свойства, структура, состояние поверхности и т.п.) [9].

Сроки выполнения заказов в XXI веке будут иметь решающее значение. Средняя продолжительность производственного цикла от поступления заказа до отгрузки (от слэба до холоднокатаного готового продукта) составляет 4-6 недель, что в 10-15 раз превышает фактическое время производства. Повышение надежности, качества, снижение ограничений, накладываемых на производственный график, и управление цепочкой поставок – вот пути сокращения сроков. Это станет ключевым вопросом в области управления связями с потребителями и уменьшения складских запасов.

Перечень ссылок

1. Целиков А.И. Металлургические машины и агрегаты: настоящее и будущее. – М.: Металлургия, 1979. – 329 с.
2. Петросьян А. Место фондового рынка в развитии металлургического комплекса. Металлоснабжение и сбыт. – 2005. – № 12. – С. 82-86.
3. Денисенко М.А. Российская цветная металлургия и мировой рынок металлов: проблемы и перспективы развития. Цветная металлургия. – 2002. – № 4-5. – С. 3-9.
4. Состояние и тенденции развития российской металлургии и смежных отраслей промышленности. Предварительные шаги 2005 г. / Металлоснабжение и сбыт. – 2005. – № 12. – С. 67-72.
5. Некрасов В. Состояние отечественной металлургии и приоритетное направление инвестиции. Металлоснабжение и сбыт. – 2005. – № 12. – С. 94 – 98.
6. Обновление стратегического назначения. Металлоснабжение и сбыт. 2007. – № 4. – С. 14-24.
7. В. de L Amberterrie. Recent evolutions and trends in the steel rolling industry opening address of the 9th International steel rolling conference. La Revue de Metallurgie – CIT. 2006. – № 7-8. – p. 311-318.
8. Черная металлургия зарубежных стран и России (под редакцией Катунина В.В.). – М.: Черметинформация. – 2001. – 319 с.
9. Зиновьев А.В. Некоторые аспекты производства плоского проката из цветных металлов на рубеже веков. Наукові вісті сучасні проблеми металургії.– Том 5. – Пластична деформація металів. – Дніпропетровськ, 2002. – С. 72-78.

© 2008 А. В. Зиновьев, В. А. Трусов

Государственный технологический университет МИСиС, г. Москва

Пам'яті колеги



Раптово пішов із життя великий друг нашого національного технічного університету головний редактор журналу «Металознавство та термічна обробка металів», Президент Асоціації металознавців Росії, професор, доктор технічних наук Борис Олексійович Прусаков. Ми глибоко сумуємо з приводу цієї втрати, оскільки з ім'ям Бориса Олексійовича пов'язано відкриття у минулому на кафедрі металознавства та термічної обробки «машинки» нової спеціальності «Матеріалознавство в машинобудуванні», а пізніше і Спеціалізованої ради з захисту дисертацій з цієї ж спеціальності.

Борис Олексійович високо цінував досягнення вчених нашого університету у галузі матеріалознавчої науки, свідченням чого є два випуски журналу (№ 10, 2001 та № 1, 2008), які повністю присвячені роботам запорізьких вчених.

Крім того, з ініціативи Б.О. Прусакова вченими Москви та Запоріжжя було випущено п'ятимовний термінологічний словник «Метали» у двох томах та підготовлено до другу спільне видання російсько-українсько-англійського словника «Фізика металів та інженерія поверхні».

Світла пам'ять про великого вченого, шановну людину назавжди залишиться у наших серцях.

*Ректор Запорізького національного технічного університету,
професор, д.т.н.*

С. Б. Беліков

БОРИС АЛЕКСЕЕВИЧ ПРУСАКОВ

19 января 2008 г. на 67-ом году жизни после тяжелой болезни скончался Главный редактор журнала «Металловедение и термическая обработка металлов», известный ученый-металловед, Президент Ассоциации металлургов России, Действительный член Международной инженерной академии, Заслуженный деятель науки, профессор, доктор технических наук Борис Алексеевич Прусаков.

Б.А. Прусаков родился 3 июня 1941 г. в г. Баку в семье военного. В 1964 г. окончил МГТУ им. Н.Э.Баумана по специальности «Металловедение и термическая обработка металлов». В 1969 г. защитил кандидатскую диссертацию. До 1979 г. работал в Научно-исследовательском машиностроительном институте. Основными направлениями его научной и инженерной деятельности в этот период была разработка новых сплавов и способов термической и деформационно-термической обработки изделий машиностроительной отрасли, проведение экспертных работ на заводах отрасли по выявлению причин разрушения изделий.

В 1979 г. Борис Алексеевич перешел на работу в Московский институт приборостроения (МИП), где проработал до 1992 г. – сначала доцентом, а затем, после защиты докторской диссертации (в 1989 г.) – профессором. В 1992 г. он перешел на работу в МГТУ им. Н.Э. Баумана на должность заведующего кафедрой «Материаловедение». С 2000 г. и до конца жизни являлся профессором этой кафедры.

Работая более четверти века в области специального машиностроения, В.А. Прусаков создал основы легирования и структурообразования металлических материалов, обеспечивающих повышенную эффективность действия машиностроительных изделий. Им разработано принципиально новое направление в теории и практике создания материалов, предназначенных для работы в условиях осуществления быстротекущих процессов, получившее название пластически-деструкционного анализа. Оно позволило ввести представления о новом пластически-деструкционном механическом состоянии материалов, на их основе разработать эффективные критерии оценки конструкционной прочности, новые специальные материалы для изделий специального машиностроения и технологические процессы их обработки.

В 1994 г. Б.А. Прусаков был избран Президентом Ассоциации металловедов России (РАСМЕТ). В 1995 г. РАСМЕТ вошла в состав Международного общества по термической обработке и инженерии поверхности «IFHT&SE» и в Американское общество металловедов (ASM International). Регулярно проводились научные конференции – «Собрания металловедов России» с изданием научных трудов. Там же были вновь восстановлены ежегодные «Черновские чтения», на которых выступали с лекциями видные ученые – металловеды.

В 1994 г. Б.А. Прусаков вошел в состав редколлегии журнала «Металловедение и термическая обработка», а в 1998 г. стал его Главным редактором.

Б.А. Прусаков – автор более 120 научных трудов (среди них 9 книг и 14 авторских свидетельств и патентов). В 1998 г. ему присвоено звание «Изобретатель СССР». Он является одним из разработчиков энциклопедического справочника из 5 книг под общим названием «Международный транслятор современных статей и сплавов», изданных с 1991 по 1995 гг. в серии «Международная инженерная энциклопедия».

Б.А. Прусаков хорошо известен в отечественных и зарубежных кругах как специалист в области разработки терминологии по металловедению и обработке. В 1985 г. он вошел в международную комиссию «Терминология» общества IFHT&SE. Он является соавтором многих словарей: «Многоязычного терминологического словаря по термической обработке», изданного в Великобритании (1986 г.), «Русско-англо-немецко-французского металлургического словаря» (1987 г.), многоязычного «Словаря терминов по металловедению и термической обработке» (1989 г.), многоязычного толкового словаря «Металлы. Строение. Свойства. Обработка» (1999 г.), пятиязычного русско-украинско-англо-немецко-французского толкового словаря «Металлы» (Запорожье, 2005 г.).

С первых шагов своей научной деятельности Б.А. Прусаков активно участвовал в педагогической работе. Он являлся членом научных советов по защитах докторских и кандидатских диссертаций, имел титул Европейского инженера-педагога, присваиваемый международным обществом инженерного образования IGIP, являлся Действительным членом Международной инженерной академии. В 2006 г. Б.А. Прусаков получил звание «Заслуженный деятель науки Российской Федерации».

В последние 10 лет основным «детищем» Бориса Алексеевича был журнал «Металловедение и термическая обработка металлов». Благодаря его активной деятельности журнал значительно улучшился как по содержанию, так и оформлению, и достиг международного уровня: индексируется в базе данных естественных наук SCI в институте научной информации (ISI) в Филадельфии (США).

Б.А. Прусаков был великолепным оратором, широко эрудированным специалистом, прирожденным научным редактором, прекрасно владеющим языком.

Борис Алексеевич имел много друзей, он был жизнерадостным, доброжелательным, отзывчивым и интеллигентным человеком.

Уход из жизни Б.А. Прусакова – невосполнимая утрата для металловедческой общественности, его коллег, друзей и близких.

Редакционная коллегия и редакция журнала «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні», Запорожский национальный технический университет, кафедра «Физическое материаловедение» ЗНТУ глубоко скорбят по поводу кончины Бориса Алексеевича Прусакова и выражают свои соболезнования семье и близким родственникам покойного.

Пам'яті О. О. Баранова



10 квітня 2008 р. раптово у віці 81 року пішов з життя проф., докт. техн. наук Олександр Олександрович Баранов, металознавець, відомий представник наукової школи академіка К.П. Буніна, яка була і залишається відомою далеко за межами України. Блискучий фахівець цієї школи О.О. Баранов своїми науковими працями в царині чавунів та сталей різного призначення зробив вагомий внесок як в розвиток різних суто теоретичних питань, так і в розробку нових технологій, зокрема, в області отримання композиційних матеріалів із заданими властивостями. Як провідний фахівець кафедри металознавства ДМЕТІ України, а потім як завідувач кафедри металознавства і термічної обробки Донецького політеху він завжди був спроможний допомогти порадами і підтримкою іншим фахівцям, в тому числі і металознавцям нашого університету, виступаючи опонентом їх кандидатських та докторських дисертацій.

Нам, представникам кафедри фізичного матеріалознавства, буде дуже його не вистачати, бо ми завжди високо цінували будь-яку допомогу з його боку. Хай на довгі часи зберігається пам'ять у наших серцях про цю дуже освічену людину, яка за багато років плідного спілкування зі своїми колегами принесла багато добра та користі.

Заслужений діяч науки і техніки, професор, д.т.н.

А. Д. Коваль

БИОГРАФИЧЕСКИЕ ДАННЫЕ

Академик АН ВШ Украины, доктор технических наук профессор Александр Александрович Баранов свою трудовую деятельность начал в шестнадцать лет рабочим Орско-Халиловского металлургического комбината начал он трудовую деятельность. После окончания в 1949 г. Днепропетровского металлургического института он продолжил ее на инженерных должностях. Завершив учебу в аспирантуре при кафедре металловедения, работал ассистентом, доцентом, профессором металлургического института. Докторскую диссертацию на тему «Рост чугуна и стали при термоциклировании» защитил в 1965 г. С 1974 г. работал в Донецком политехническом институте (ныне Донецком национальном техническом университете) в должности заведующего кафедрой, а с 1995 г. профессором кафедры физического материаловедения.

А. А. Баранов – воспитанник днепропетровской школы металловедов, у истоков которой стояли выдающиеся ученые академики Г. В. Курдюмов, В. И. Данилов, К. П. Бунин. Он участвовал в разработке ныне общепризнанной теории графитизации железных сплавов и эффективных способов интенсификации графитизации стали и чугуна. Представленный А. А. Барановым механизм растворения графита с образованием пор явился основой для разработки теории явления «роста» графитизированных сплавов. Обнаруженное им аномальное изменение плотности при повторной графитизации железных сплавов было использовано для оценки уровня контактных напряжений, возникающих при выделении графита. А. А. Барановым установлена природа наследственности черного излома стали, а также закономерности метастабильной аустенитизации ее. Результаты этих исследований приведены в монографиях «Графитизация стали», «Рост чугуна и стали при термоциклировании», «Фазовые превращения и термоциклирование металлов».

Совместно с сотрудниками А. А. Баранов исследовал поведение белого чугуна и высокоуглеродистой стали во время деформирования и последующего нагрева. Были выявлены особенности деформации и разрушения цементита, эволюция дислокационной структуры при отжиге, что позволило определить

энергетические параметры полигонизации и рекристаллизации цементита и указать способы повышения пластичности белого чугуна. На основании изучения структурных изменений при нагреве предложен оригинальный механизм деления цементитных пластин при сфероидизации. С применением указанного механизма разработан способ получения в стали ультрамелкозернистой структуры. Им изучено влияние параметров горячей прокатки и последеформационного охлаждения на структуру и свойства углеродистой и легированной стали. Результаты исследований были опубликованы в монографии «Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали». Они были использованы при разработке способов упрочняющей термомеханической обработки строительных и метизных сталей, а также разупрочняющей обработки высокоуглеродистых сталей. Совместно с инженерно-техническими работниками Донецкого, Енакиевского и Макеевского металлургических заводов определены и внедрены в производство рациональные параметры горячей прокатки и последеформационного охлаждения конструкционных и инструментальных сталей.

Научные разработки А. А. Баранова экспонировались на отечественных и международных выставках и отмечались наградами. Многие из них нашли отражение в учебной литературе по металлвоведению, теории термической обработки, литейному производству и др. А. А. Баранов в соавторстве опубликовал учебники и учебные пособия «Металлография», «Технология вторичных цветных металлов и сплавов», «Структурообразование в литых и деформированных металлах и сплавах». В последнее десятилетие А. А. Баранов плодотворно работает над проблемой деформированного высокопрочного чугуна. Им в соавторстве с Д. А. Барановым решены вопросы теории образования шаровидного графита и изменения его под влиянием пластической деформации. В результате совмещения прокатки иковки с термической обработкой высокопрочный чугун приобретает качество, которое характеризуется высокими значениями прочности, вязкости, сопротивления коррозии и износу, свариваемости и др. Это позволило одному веществу – деформированному высокопрочному чугуну в сочетании с термической обработкой придавать характеристики конструкционного, инструментального или материала с особыми физико-химическими свойствами.

Научная деятельность А. А. Баранова – многогранна. В одной заметке невозможно описать результаты его научной деятельности, представленные в 8 монографиях и учебниках, 380 научных статьях и патентах на изобретения. Много лет он руководил работой специализированного совета по защитах докторских диссертаций. Под его руководством выполнено и успешно защищено 30 докторских и кандидатских диссертаций. А. А. Баранов – инициатор и организатор на Украине нового направления подготовки специалистов по инженерному материаловедению. Он являлся председателем научно-методической комиссии Министерства науки и образования Украины по инженерному материаловедению, членом международной ассоциации материаловедов (ASM International). Американский биографический институт наградил его золотой медалью «Men of Year - 2006».

Умер 10 апреля 2008 г.

Надіслано Донецьким національним технічним університетом

Вимоги до структурних елементів тексту статті

Текст статті повинен відбивати подану інформацію у такій послідовності:

- об'єкт дослідження або розроблення;
- мета роботи;
- методи дослідження та апаратура;
- результати та їх новизна;
- основні конструктивні техніко-експлуатаційні характеристики та показники;
- ступінь впровадження;
- галузь застосування;
- значущість роботи та висновки;
- прогнози припущення про дослідження або розроблення.

Вступ (Introduction)

У вступній частині коротко викладають:

- оцінку сучасного стану проблеми, відзначаючи практично вирішені завдання, прогалини знань, що існують у даній галузі, провідні фірми, провідних учених та фахівців певної галузі;
- світові тенденції вирішення поставлених завдань;
- мету роботи та галузь застосування.

Основна частина (Result and discussion)

Викладаючи суть, особливу увагу приділяють новизні в роботі, а також питанням надійності, взаємозамінності, безпеки, екології, ресурсощадності. Математичні повні докази, що не мають безпосереднього відношення до предмету дослідження та подробиці дослідження редакція залишає за собою право не публікувати, але зберігає для використання в суперечливих питаннях.

Слід викласти відомості про предмет чи об'єкт дослідження або розроблення, які є необхідними й достатніми для розкриття суті даної роботи (опис: теорії, методів роботи; характеристик і/або властивостей створеного об'єкта; принципів дії об'єкта та основних принципових рішень, що дають уявлення про його устрій, метрологічне забезпечення та методику дослідження і його результатів).

Якщо необхідно навести інформацію про нові аспекти роботи, інтерпретацію або коментар до результатів і причин, на ґрунті яких робляться висновки і рекомендації, вводять окремий розділ дискусійного характеру.

Виклад матеріалу повинен бути ясным і коротким, без формул і викладень проміжного характеру і громіздких математичних виражень. Варто уникати повторення даних таблиць, графіків, підписів до рисунків у тексті статті, а також наведення чисельних результатів у вигляді таблиць і графіків одночасно.

Висновки (Conclusions)

У висновках наводять оцінку одержаних результатів роботи або її окремого етапу (негативних також) з урахуванням світових тенденцій вирішення поставленого завдання; можливі галузі використання результатів роботи; народногосподарську, наукову, соціальну значущість роботи.

Коректура для перегляду не висилається.

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні №1/2008**

науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор 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 23.04.2008. формат 60×84/8, 20,6 др. арк.

Тираж 300 прим. Зам. № 789

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64