

**Председатель  
редакционного совета  
и главный редактор**  
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

**Зам. председателя  
редакционного совета:**  
ДЁМИН В.А., д.т.н., проф.  
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

**Зам. главного  
редактора**  
СЕРИКОВА Е.А.

**Редакционный совет:**  
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.  
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.  
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.  
ГУН И.Г., д.т.н., проф.  
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.  
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.  
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.  
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.  
КОБЕРНИК Н.В., д.т.н., доц.  
КОРОТЧЕНКО А.Ю., д.т.н., доц.  
КОТЕНКО В.И., д.т.н.  
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.  
КРУК А.Т., д.т.н., проф.  
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.  
ЛАВРИНЕНКО Ю.А., д.т.н., доц.  
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.  
МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н.  
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.  
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.  
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.  
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.  
ПЛОХИХ А.И., к.т.н., доц.  
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.  
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.  
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.  
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.  
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.  
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.  
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.  
ОЛУНД Э., Dr. Ir.  
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

**Ответственные  
за подготовку и выпуск  
номера:**  
СЕРИКОВА Е.А.  
ОРЛОВА А.В.

Журнал зарегистрирован  
в Роскомнадзоре.  
Свидетельство о регистрации  
ПИ № ФС 77-63952  
от 09.12.2015

За содержание рекламных  
материалов ответственность  
несет рекламодатель

Журнал распространяется  
по подписке, которую можно  
оформить в любом почтовом  
отделении (индекс по каталогу  
"Пресса России" 39205)  
или непосредственно  
в издательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 269-54-96  
Http: //www.mashin.ru  
E-mail: zpm@mashin.ru

## СОДЕРЖАНИЕ

### Литейное и сварочное производства

- Харчев Р.М., Грачев А.Н. Технологическая проба для оценки заполняемости тонкостенных корпусных отливок из алюминиевых сплавов . . . . . 387  
Семеновиков М.В., Семеновиков В.С. Влияние геометрических параметров деталей на напряженно-деформированное состояние в зонах контакта при их сварке . . 392

### Кузнечно-штамповочное производство

- Лавриненко В.Ю., Лавриненко Ю.А., Файрузов Р.С., Айрапетян А.С., Кирсанов А.С. Экспериментальные исследования влияния предварительного низкотемпературного нагрева заготовок из легированных сталей на сопротивление деформированию при холодной объемной штамповке . . . . . 396  
Галкин В.В., Манцеров С.А., Дудников Д.О., Огурцов Н.А. Применение программного обеспечения для определения механических свойств металлических материалов в условиях многопереходного деформирования . . . . . 400

### Прокатно-волочильное производство

- Пивоварова К.Г. Современные методы исследования фазовых превращений в высокоуглеродистой катанке для обеспечения качества высокопрочной арматуры . . . 408

### Материаловедение и новые материалы

- Гадалов В.Н., Филонович А.В., Ворначева И.В., Филатов Е.А., Макарова И.А. Некоторые аспекты повышения жаропрочности литейных сложнелегированных сплавов на никелевой основе в результате влияния перераспределения легирующих элементов между  $\gamma$ -твердым раствором и упрочняющей  $\gamma'$ -фазой . . . . . 412  
Красуля А.А., Пермитина А.А., Помельникова А.С., Цих С.Г. Химико-термическая обработка стали 08X18H10T для повышения ее эксплуатационных характеристик . . . . 419

### Информация

- Методы оценки микроструктуры стального плоского проката по ГОСТ 5640—2020 . . . . . 422  
Обзор патентов по заготовительным производствам в машиностроении . . . . . 429

**Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий  
для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам  
научных специальностей: 05.02.09 — Технологии и машины обработки давлением;  
05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии; 05.04.11 — Атомное  
реакторостроение, машины, агрегаты и технология материалов атомной  
промышленности; 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов  
и сплавов; 05.16.04 — Литейное производство; 05.16.05 — Обработка металлов  
давлением; 05.16.06 — Порошковая металлургия и композиционные материалы;  
05.16.08 — Нанотехнологии и наноматериалы и в базу данных Chemical Abstracts**

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых  
в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются  
со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

Chairman of Editorial  
Committee and  
Editor-in-chief  
LAVRINENKO V.Yu.

Chairman Assistants  
DEMIN V.A.  
KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistant  
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee  
BLANTER M.S.  
GARIBOV G.S.  
GROMOV V.E.  
GUN I.G.  
EVSYUKOV S.A.  
ERSHOV M.Yu.  
KASATKIN N.I.  
KIDALOV N.A.  
KOBERNIK N.V.  
KOROTCHENKO A.Yu.  
KOTENOK V.I.  
KOSHELEV O.S.  
KRUK A.T.  
KUKHAR' V.D.  
LAVRINENKO Yu.A.  
LARIN S.N.  
MONASTYRSKY V.P.  
MOROZ B.S.  
MURATOV V.S.  
NURALIEV F.A.  
OVCHINNIKOV V.V.  
PLOKHIKH A.I.  
POVAROVA K.B.  
POLETAEV V.A.  
TREGUBOV V.I.  
SHATUL'SKY A.A.  
SHPUN'KIN N.F.  
YAMPOL'SKY V.M.  
BAST Yu.  
ÖHLUND E.  
TUTMANN T.

This issue prepared with  
assistance of specialists:  
SERIKOVA E.A.  
ORLOVA A.V.

Journal is registered by  
Roskomnadzor.  
The certificate of  
registration ПИ № ФС 77-63952,  
December 9, 2015.

An advertiser is responsible for  
the promotional materials

Journal is spreaded on  
a subscription, which can be  
issued in any post office (index  
on the united catalogue "Pressa  
Rossii" 39205) or immediately in  
the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96  
Http: //www.mashin.ru  
E-mail: zpm@mashin.ru

## CONTENTS

### Foundry and Welding Productions

- Kharchev R.M., Grachev A.N.** Technological sample for evaluation of filling capacity of thin-walled body aluminum castings ..... 387  
**Semenozhenkov M.V., Semenzhenkov V.S.** Effect of geometric parameters of parts on stress-strain state in contact zones during their welding ..... 392

### Forging and Stamping Production

- Lavrinenko V.Yu., Lavrinenko Yu.A., Fayruzov R.S., Ayrapetyan A.S., Kirsanov A.S.** Application of preliminary low-temperature heating for cold forming of complex parts on cold former ..... 396  
**Galkin V.V., Mantserov S.A., Dudnikov D.O., Ogurtsov N.A.** Application of software for determination of mechanical properties of metal materials under multi-transition deformation ..... 400

### Rolling and Drawing Production

- Pivovarova K.G.** Modern methods for studying of phase transformations in high-carbon wire rod to ensure quality of high-strength reinforcement ..... 408

### Physical Metallurgy and New Materials

- Gadalov V.N., Filonovich A.V., Vornacheva I.V., Filatov E.A., Makarova I.A.** Some aspects for increasing of heat-temperature strength of casting complex alloyed nickel-based alloys due to effect of redistribution of alloying elements between  $\gamma$ -solid solution and hardening  $\gamma'$ -phase ..... 412  
**Krasulya A.A., Permitina A.A., Pomel'nikova A.S., Tsikh S.G.** Chemical-heat treatment of 08Kh18N10T steel to improve its performance ..... 419

### Information

- Methods** for determination of microstructure of flat rolled product according to GOST 5640–2020 ..... 422  
**Review** of patents for blanking productions in mechanical engineering ..... 429

*Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses in groups of scientific specialties: 05.02.09 – technologies and forming machines; 05.02.10 – welding, related processes and technologies; 05.04.11 – nuclear reactor engineering, machines, units and materials technology of nuclear industry; 05.16.01 – physical metallurgy and heat treatment of metals and alloys; 05.16.04 – foundry; 05.16.05 – plastic metal forming; 05.16.06 – powder metallurgy and composite materials; 05.16.08 – nanotechnologies and in Chemical Abstracts database*

*Reprint is possible only with the reference to the journal  
"Blanking productions in mechanical engineering"*



УДК 621.74

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-9-387-391

Р.М. Харчев<sup>1</sup>, А.Н. Грачев<sup>2</sup><sup>1</sup>АО ПКО "Теплообменник", г. Нижний Новгород,<sup>2</sup>Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

## Технологическая проба для оценки заполняемости тонкостенных корпусных отливок из алюминиевых сплавов

*Рассмотрены предпосылки к разработке конструкции технологической пробы для оценки заполняемости тонкостенных корпусных деталей сложной конфигурации с толщиной стенки 3 мм. Приведены процесс изготовления полученной пробы, а также результаты ее применения для алюминиевых сплавов.*

**Ключевые слова:** авиастроение; тонкостенные отливки из алюминиевых сплавов; аддитивные технологии; технологическая проба; заполняемость; литье под низким давлением.

*Prerequisites for development of technological sample design for assessment of filling capacity of thin-walled body parts of complex configuration with wall thickness of 3 mm are considered. The production process of the obtained sample, as well as the results of its application for aluminium alloys are presented.*

**Keywords:** aircraft industry; thin-walled aluminum castings; additive technologies; technological sample; occupancy; low-pressure die casting.

Освоение процесса изготовления тонкостенных корпусных отливок для нужд авиации ведется в АО ПКО "Теплообменник" (г. Нижний Новгород). В начале работы рассматривали следующие возможные варианты технологии [1]: литье по выплавляемым (выжигаемым) моделям (ЛВМ) с их получением по аддитивным технологиям 3D-печати (например, MJP, SLA, FDM); гравитационное литье в напечатанные песчаные формы по AM- или Ink-Jet-технологиям; литье в напечатанные формы в сочетании с литьем под низким давлением (ЛНД); ЛВМ в комбинации с ЛНД.

Результаты гравитационного литья заготовки "улитка турбокомпрессора" с преобладающей толщиной стенки 3 мм в напечатанные по Ink-Jet-технологии песчаные формы для АО ПКО "Теплообменник" приведены в статье [2]. Несмотря на полученное по результатам моделирования в компьютерной программе "Полигон" полное заполнение полости формы, опытные

отливки из алюминиевого сплава АК7ч имели дефект недолив.

На рис. 1 приведены фрагмент чертежа отливки "улитка турбокомпрессора", а на рис. 2 — 3D-модель с литниково-питающей системой и результатами моделирования процессов заполнения и затвердевания.

В статье [3] описан процесс изготовления отливки "улитка турбокомпрессора" гравитационным литьем по выжигаемой модели из пластика PLA, напечатанной по FDM-технологии. Форма имела вид тонкостенной керамической оболочки, получаемой по традиционной технологии ЛВМ. При этом получили полное заполнение опытных литейных форм и отсутствие у отливок поверхностных дефектов. Фотография отливки, изготовленной по данной технологии, показана на рис. 3.

Однако в результате рентгеновского контроля обнаружены внутренние дефекты в виде рыхлот. Также в [3] отмечено, что для повышения плот-

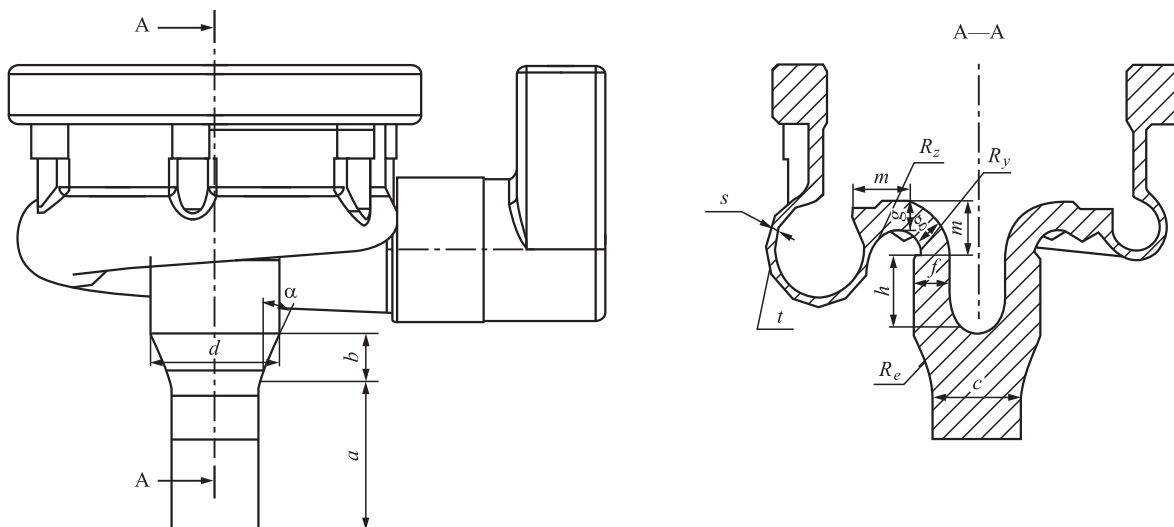


Рис. 1. Отливка "улитка турбокомпрессора"

Сетка	Температура, °С	Температура отливки при затвердевании, °С
Жидкая фаза, %	Конвективные скорости, см/с	Усадка, %

Рис. 2. 3D-модель отливки "улитка турбокомпрессора" с результатами моделирования литейных процессов



Рис. 3 Отливка "улитка турбокомпрессора", полученная гравитационным литьем по выжигаемой модели из пластика PLA в керамические формы

ности отливок следует проводить заливку на установке ЛНД, имеющейся в литейном цехе АО ПКО "Теплообменник". Вывод данного этапа работы об экономической стороне отработки литейной технологии получения заготовки "улитка турбокомпрессора" (затраты на печать модели, изготовление литейных форм) — необходимость предварительной оценки заполняемости на технологических пробах.

Литературный и патентный поиск показал, что известные пробы на заполняемость литейных форм сложно адаптировать для осваиваемой в АО ПКО "Теплообменник" номенклатуры корпусного тонкостенного литья. В соответствии с этим была поставлена задача разработать конструкцию технологической пробы на заполняемость с аналогичными осваиваемой

отливке толщиной стенки, размерами и объемом заливаемого металла. Предварительная заливка технологических проб позволяет создать условия для экономии материальных, временных и трудовых ресурсов при освоении изготовления тонкостенных корпусных отливок; отработки технологии и режимов их литья. Полученные результаты впоследствии будут перенесены на процесс получения реальных отливок.

**Пример разработки технологической пробы для оценки заполняемости отливки "улитка турбокомпрессора".** Учитывая, что для изготовления отливки выбрана технология ЛНД, заливка проводится снизу вверх.

Данная литая заготовка (см. рис. 1) имеет два разнонаправленных патрубка:  $a$  — размер патрубка сечением  $c$ ;  $d$  — расширение высотой  $b$  и углом наклона  $\alpha$ ;  $f$ ,  $g$ ,  $s$  — толщины стенки улитки (где  $s$  — минимальная толщина стенки) с соответствующей протяженностью стенок  $h$ ,  $m$ ,  $t$ ;  $R_e$ ,  $R_y$ ,  $R_z$  — радиусы кривизны. Значения соответствующих элементов:  $a = 62,5$  мм;  $b = 20$  мм;  $d = 60$  мм;  $c = 40$  мм;  $\alpha = 25^\circ$ ;  $f = 17$  мм;  $h = 30$  мм;  $g = 11$  мм;  $s = 3$  мм;  $m = 22$  мм;  $t = 104$  мм;  $R_z = 22$  мм;  $R_y = 10$  мм;  $R_e = 10$  мм.

Таким образом, известны все данные для проектирования пробы на заполняемость исследуемой отливки. Конструкция разработанной пробы представлена на рис. 4.

Форма представленной технологической пробы максимально возможно воспроизводит конфигурацию отливки в отношении толщин, сечений и протяженности стенок. Для упрощения ее изготовления элементы выстроены вертикально.

Следующий этап — изготовление двух разработанных проб с последующей их гравитационной заливкой и ЛНД. Гравитационная заливка пробы необходима для того, чтобы уточнить выявленную на реальной отливке невозможность получения литых деталей типа "улитка турбокомпрессора" без приложения давления.

Для минимизации временных и материальных затрат, а также упрощения формовки исключением операции извлечения модели принято решение об изготовлении проб в керамических оболочках по технологии ЛВМ, но с использованием выжигаемых моделей. Для получения выжигаемых моделей использовали FDM-технологию 3D-печати из пластика PLA. Фотография напечатанной модели приведена на рис. 5.

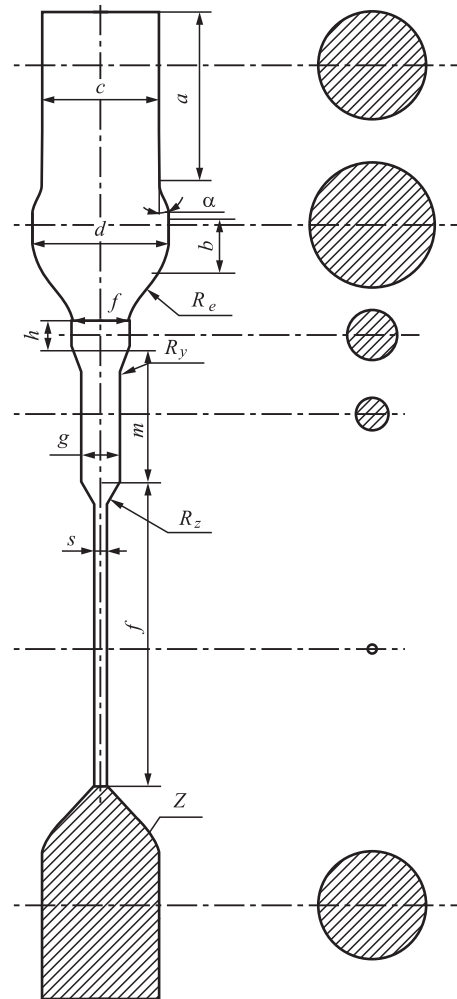


Рис. 4. Разработанная проба на заполняемость для отливки "улитка турбокомпрессора"

Согласно [4], преимуществами FDM-технологии являются: легкая перестраиваемость с одного материала на другой; сравнительно низкая стоимость затрат; высокая производительность и точность ( $\pm 127$  мкм); минимальный контроль оператора; нетоксичность материалов; компактность установки; низкие температуры переработки.

Далее на полученные модели наносили керамические слои для получения оболочковых форм по технологии ЛВМ. Для этого использовали: готовое термостойкое водное связующее "Армосил" и пылевидный кварц марки Б по ГОСТ 9077—82.

Технология изготовления формы состояла в следующем. Модель окунали в емкость со связующим, а затем извлекали и погружали в установку кипящего слоя с кварцем. При этом кварц, прилипая к связующему, обволакивал модель. Полученный керамический слой сушили при температуре 28...32 °С в течение 2 ч. Эту процедуру повторяли 6 раз для получения



Рис. 5. Выжигаемая модель пробы на заполняемость из пластика PLA

оболочковых форм. Затем их помещали в термическую печь и нагревали до температуры 760...780 °С, выдерживая 6 ч для прокалики наполнителя и выжигания пластика. Далее печь отключали и охлаждали до 120 °С, оставляя в ней форму для исключения насыщения влагой. Полученные формы показаны на рис. 6.

Технология гравитационной заливки первой пробы: полученную оболочковую форму заливали алюминиевым сплавом АК7ч, при-



Рис. 6. Полученные формы

готовленным в печи сопротивления САТ-250; расплав нагревали до температуры 735 °С, выдерживали в течение 1 ч и продували аргоном 15 мин для дегазации и рафинирования от неметаллических включений. Проведенный экспресс-анализ химического состава сплава АК7ч показал содержание его элементов в пределах ГОСТ 1583—93. Далее оболочковые формы погружали в металлическую опоку и засыпали подогретым до 200 °С опорным наполнителем — кварцевым песком. Затем проводили заливку оболочковых форм сплавом АК7ч. После полного охлаждения залитую пробу извлекали.

Фотография отлитой пробы представлена на рис. 7. На фотографии видно, что проба имеет дефект недолив и заполнила полость формы в месте с минимальным сечением (3 мм) всего примерно на 5 %.

Ниже описан процесс заливки второй пробы. Полученную оболочковую форму заливали на установке ЛНД (рис. 8) сплавом АК7ч, приготовленным и обработанным аналогично описанному для первой пробы.

Нагретый до 800 °С металлопровод погружали в установку ЛНД. Далее помещенную в металлическую опоку оболочковую форму



Рис. 7. Проба на заполняемость, полученная гравитационной заливкой



Рис. 8. Установка ЛНД



Рис. 9. Проба, залитая ЛНД

ставили сверху металлопровода и засыпали нагретым до 200 °С кварцевым песком. Затем через 5...7 мин измеряли температуру сплава АК7ч, она составила 737 °С. Заливку формы вели под избыточным давлением 40 кПа, которое достигалось за 5...7 с. Выдержку формы под давлением осуществляли в течение 30...40 с,

а затем его сбрасывали до атмосферного. После полного охлаждения залитую пробу извлекали.

Фотография отлитой пробы представлена на рис. 9. Как видно из фотографии, проба полностью заполнила полость формы, включая зону с минимальным сечением (3 мм).

Все описанные режимы заполнения формы для получения технологической пробы идентичны реализуемым при литье отливки "улитка турбокомпрессора".

**Заключение.** В связи с развитием аддитивных технологий 3D-печати появилась возможность изготовления литейных технологических проб сложной конфигурации.

Разработана конструкция технологической пробы на заполняемость тонкостенных отливок с аналогичными толщиной стенки, размерами, объемом заливаемого металла. Получено положительное решение о выдаче патента на полезную модель.

Качество залитых гравитационной заливкой и ЛНД проб на заполняемость показало результаты, аналогичные полученным на реальных отливках, что свидетельствует об их работоспособности.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Грачев А.Н., Харчев Р.М. Перспективы изготовления сложных тонкостенных отливок ответственного назначения из алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 2. С. 55—57.
2. Грачев А.Н., Харчев Р.М. Опыт получения тонкостенных отливок гравитационной заливкой алюминиевых сплавов в формы, полученные по технологии 3D-печати // Литейщик России. 2020. № 9. С. 26—28.
3. Харчев Р.М., Грачев А.Н. Опыт гравитационного литья по выжигаемым моделям тонкостенных корпусных заготовок из силумина для авиационной промышленности // Литейщик России. 2021. № 4. С. 15—19.
4. Зленко М.А., Нагайцев М.В., Довбыш В.М. Аддитивные технологии в машиностроении: пособие для инженеров. М.: ГНЦ РФ ФГУП "НАМИ", 2015. 220 с.

*Руслан Михайлович Харчев;  
Александр Николаевич Грачев, канд. техн. наук,  
alexgra76@mail.ru*

М.В. Семенов

(Воронежский государственный технический университет),

В.С. Семенов

(Воронежский филиал Ростовского государственного университета путей сообщения)

## Влияние геометрических параметров деталей на напряженно-деформированное состояние в зонах контакта при их сварке

Установлены условия влияния геометрических параметров деталей на формирование напряженно-деформированного состояния в контактных зонах при сварке. Приведены обоснования необходимости использования технологического листа для передачи технологической нагрузки и рекомендации для подбора соотношения размеров деталей, при которых отсутствует возможность раскрытия стыков при их сжатии.

**Ключевые слова:** лист; наполнитель; толщина; контактные напряжения; податливость.

*The conditions for the effect of geometric parameters of parts on the formation of the stress-strain state in contact areas during welding are established. The justifications in the need to use technological sheet for transferring of process load and recommendations for selecting of the ratio of the parts dimensions in which there is no possibility of joints opening when they are compressed are presented.*

**Keywords:** sheet; filler; thickness; contact forces; plasticity.

Необходимым условием получения качественного соединения заготовок из титановых сплавов является пластическое состояние слоев металла в зоне, близкой к контактным поверхностям [1]. Достижение пластического состояния зависит от многих факторов, среди которых наиболее влиятельные: температура, давление, состав газовой среды, размеры и форма заготовок и др.

Наиболее сложные конструкции для сварки — слоистые изделия, включающие несущие обшивки и сотовый наполнитель.

Для установления степени влияния соотношений размеров элементов свариваемых конструкций с учетом контактной податливости сотового наполнителя и несущей обшивки, а также деформаций заготовок под действием технологических нагрузок необходима информация о распределении контактных напряжений и напряженного состояния в зоне контакта заготовок из титана в момент, предшествующий началу появления пластических деформаций (началу процесса соединения).

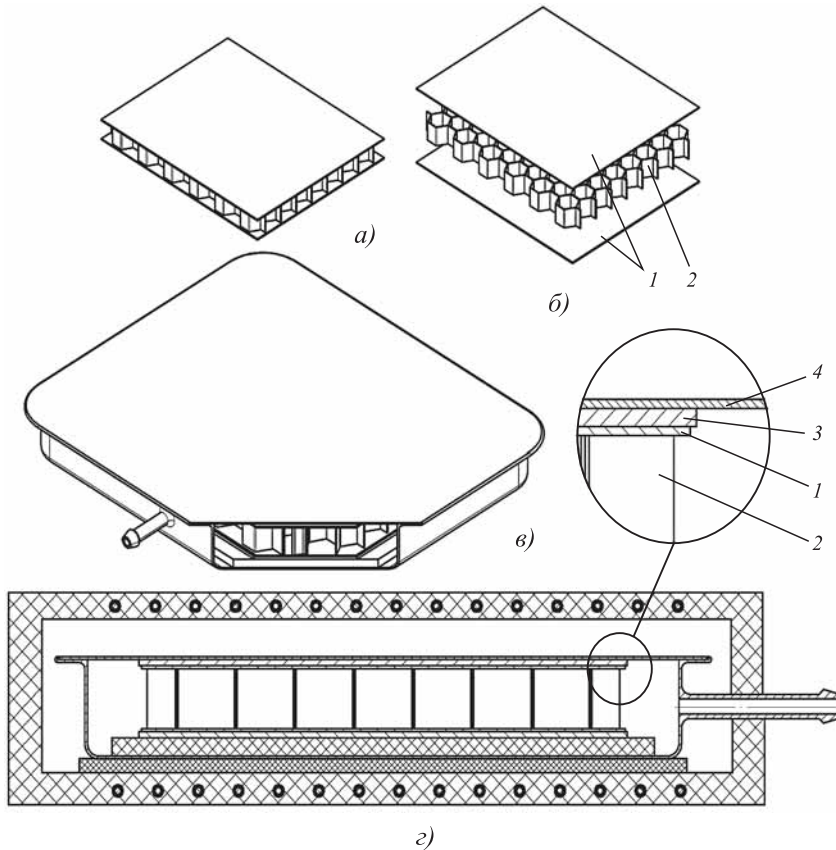
Задача решалась в упругой области при принятом модуле упругости материалов наполнителя и несущей обшивки  $E = 1,1 \cdot 10^5$  МПа, коэффициенте Пуассона  $\mu = 0,35$ . Технологическое давление сварки  $p = 1$  МПа, температура  $T = 300$  К.

Решение поставленной задачи в упругой области обосновано тем, что упругое состояние предшествует пластическому и от напряженно-деформированного состояния в упругой области зависит, в каких областях соединяемых деталей (с максимальными значениями напряжений) в первую очередь наступит пластическое состояние и их сварка.

Толщина  $\delta_0$  листа 1 обшивки принята равной 1 мм, толщина  $\delta_3$  листа 2 наполнителя 0,2...1 мм (рис. 1). Высоту  $h$  наполнителя 2 (расстояние между листами обшивки) рассматривали в интервале от 2 до 10 мм. Нагружение конструкции осуществлялось непосредственно технологическим давлением на листы обшивки, а также через технологический лист 3.

Исследование выполнено методом конечных элементов (МКЭ) с использованием модуля Pro/MECHANICA программного комплекса Pro/ENGINEER. При разбиении на конечные элементы проводилось сгущение сетки в контактных зонах. Во всех моделях в каждой из зон располагалось по 11 узлов (10 элементов) на каждой из смежных сторон (рис. 2). В результате моделирования системы получены общая картина напряженного состояния элементов свариваемой конструкции и закономерности распределения контактных напряжений.





**Рис. 1. Технологическая схема диффузионного соединения панелей с наполнителем:**

*a* — требуемая конструкция; *б* — заготовки для соединения; *в* — сборка; *г* — соединение; 1 — несущая обшивка; 2 — наполнитель; 3 — технологический лист; 4 — мембрана

Общее число элементов в зависимости от размеров элементов конструкции составило 146...210, а узлов — 161...225. На рис. 2 показан фрагмент разбиения на конечные элементы сечения свариваемой конструкции.

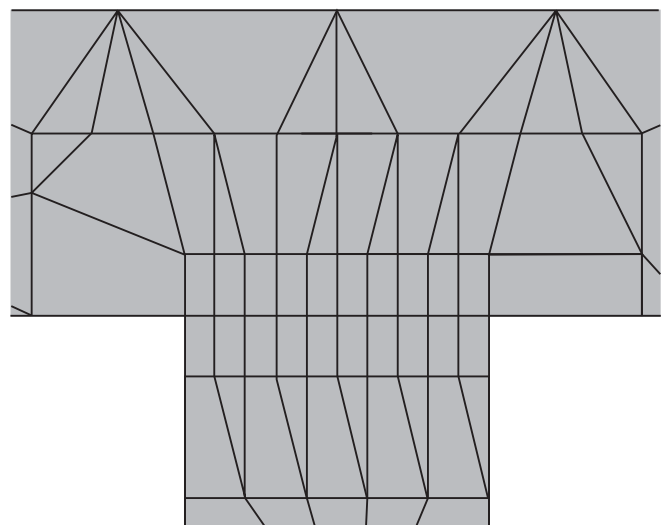
Картины напряженного состояния для различных вариантов конструкций приведены на рис. 3 (см. обложку). Рядом с изображением общего напряженного состояния конструкции показаны фрагменты изображения напряженного состояния в зонах, прилегающих к контакту — свариваемым поверхностям. Видны значительные повышения напряжений в краевых зонах контактов и картина распределения напряжений вглубь элементов. При толщине наполнителя  $\delta_3 = 0,2$  мм (см. рис. 3, *a*) поле напряжений в зоне опоры наполнителя на нижний лист не выходит на нижнюю опорную поверхность, а при толщине наполнителя  $\delta_3 = 1$  мм (см. рис. 3, *б*) зона повышенных напряжений охватывает сечение нижнего листа по всей толщине. Картина напряженного состоя-

ния аналогична распределению напряжений при вдавливании штампа [2]. В верхнем листе напряженное состояние соответствует деформации изгиба, при которой верхние слои растягиваются, а нижние сжимаются.

Напряжения сжатия  $\sigma_x$  нижних волокон верхнего листа максимальны в средней части контактной зоны и снижаются к ее краям. Это указывает на то, что поперечные деформации  $\varepsilon_y$  (в направлении оси *y*) распределены вдоль контактной поверхности в направлении оси *x* также неравномерно, достигая максимальных значений в средней части (происходит вспучивание листа обшивки в направлении вертикальной оси к наполнителю). Поперечные деформации  $\varepsilon_y$  оказывают значительное влияние на характер распределения исследуемых контактных давлений.

На рис. 3, *в* (см. обложку) представлено распределение напряжений в конструкции с высотой наполнителя  $h = 2$  мм при его толщине  $\delta_3 = 1$  мм. Картина распределения аналогична рассмотренному варианту с высотой наполнителя  $h = 10$  мм.

На рис. 4 приведено распределение контактных напряжений по ширине наполнителя при



**Рис. 2. Схема разбиения на конечные элементы**

его ширине  $\delta_3 = 0,2 \dots 1$  мм и высоте  $h = 10$  мм для верхнего и нижнего листов обшивки. Видно существенное влияние условий нагружения на неравномерность распределения контактных напряжений. Выявлена также зависимость концентрации контактных напряжений от соотношения размеров свариваемых элементов.

На рис. 4, а показано распределение контактных напряжений для конструкции с параметрами  $h = 10$  мм,  $\delta_3 = 0,2$  мм, а на рис. 4, д — для варианта с размерами  $h = 10$  мм,  $\delta_3 = 1$  мм. Значения коэффициента концентрации напряжений  $k$  (отношения максимальных напряжений к средним значениям) составят 1,2 и 4,2 соответственно. В этом случае предельным соотношением толщины заполнителя  $\delta_3$  и его высоты  $h$ , превышение которого может привести к раскрытию стыка, является величина  $\delta_3/h = 0,1$ .

На рис. 5 приведено распределение контактных напряжений для конструкции с параметрами  $h = 2$  мм,  $\delta_3 = 1$  мм. Отношение значений

максимальных напряжений, действующих по краям контакта, к средним значениям составляет  $k = 6,2$ . Видно, что для рассмотренного варианта значения контактных напряжений в средней части площади контакта верхнего листа с заполнителем близки к 0 и, следовательно, при дальнейшем увеличении толщины заполнителя в средней части контакта возможно раскрытие стыка, что негативно повлияет на качество сварного соединения.

Использование технологического листа 3 (см. рис. 1) позволяет обеспечить равенство условий нагружения верхнего и нижнего листов обшивки и зависимости 1 контактных сил для верхнего листа на рис. 4 и 5 будут подобны зависимостям 2 контактных сил для нижнего листа обшивки. Таким образом, использование технологического листа позволит значительно снизить концентрацию контактных напряжений по краям площади соприкосновения свариваемых заготовок.

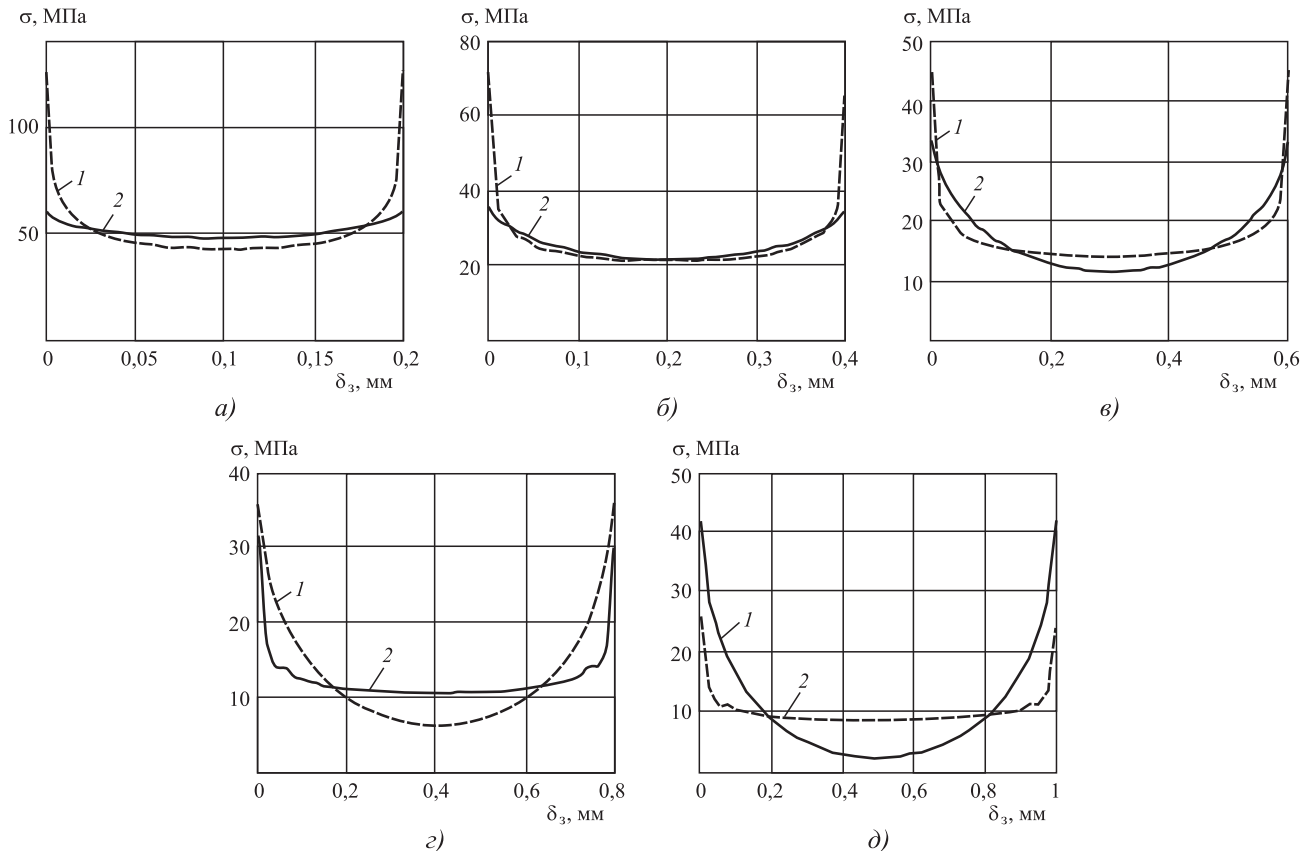


Рис. 4. Распределение контактных напряжений по ширине заполнителя при различных значениях его толщины для верхнего (1) и нижнего (2) листов обшивки:

а — 0,2 мм; б — 0,4 мм; в — 0,6 мм; г — 0,8 мм; д — 1 мм

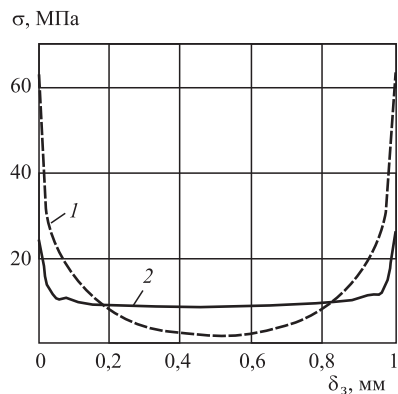


Рис. 5. Распределение контактных напряжений для конструкции с высотой заполнителя  $h = 2$  мм и его толщиной  $\delta_3 = 1$  мм для верхнего (1) и нижнего (2) листов обшивки

### Выводы

1. Решение контактной задачи с помощью МКЭ, свободного от гипотезы плоских сечений и учитывающего поперечные деформации элементов конструкции (листов обшивки), по сравнению с решением, основанным на гипотезе плоских сечений, дает существенную корректировку распределения контактных напряжений и позволяет получить более полную и объективную картину влияния конструктивных параметров свариваемых элементов на характер распределения контактных напряжений.

2. Неравномерность распределения контактных напряжений зависит от соотношения раз-

меров свариваемых элементов и при определенных вариантах размеров воздействие технологического давления может привести к раскрытию стыков (обнуления контактных напряжений) соединяемых заготовок, что послужит отрицательным фактором влияния на качество соединения. Это указывает на необходимость учета этого фактора при проектировании слоистых конструкций.

3. Использование технологического листа при воздействии давления на элементы свариваемой конструкции приводит к исключению влияния деформации изгиба верхнего листа обшивки на характер распределения контактных напряжений.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Диффузионная сварка титана и его сплавов / А.В. Бондарь, В.В. Пешков, Л.С. Киреев, В.В. Шурупов. Воронеж: Изд-во ВГУ, 1998. 256 с.
2. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов. М.: Академия, 2006. 208 с.

*Максим Владимирович Семенович Семенович,  
канд. техн. наук;  
Владимир Степанович Семенович Семенович,  
д-р техн. наук,  
semen\_46@mail.ru*



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"  
продолжает подписку на журнал

### "ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,  
тел.: (495) 785-6069,  
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru



УДК 621.7

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-9-396-399

В.Ю. Лавриненко<sup>1</sup>, Ю.А. Лавриненко<sup>2</sup>, Р.С. Файрузов<sup>3</sup>, А.С. Айрапетян<sup>1</sup>, А.С. Кирсанов<sup>3</sup>  
(<sup>1</sup>Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,  
<sup>2</sup>ФГУП "НАМИ", г. Москва, <sup>3</sup>ООО "Сатурн", г. Набережные Челны)

## Экспериментальные исследования влияния предварительного низкотемпературного нагрева заготовок из легированных сталей на сопротивление деформированию при холодной объемной штамповке

*Представлены результаты экспериментальных исследований по построению кривых деформирования сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13) при различных температурах нагрева заготовок. Установлены рациональные интервалы предварительного низкотемпературного нагрева заготовок из исследуемых сталей, приводящего к снижению сил деформирования при холодной объемной штамповке, уменьшению нагрузок на рабочий инструмент и повышению его стойкости до 2 раз.*

**Ключевые слова:** холодная объемная штамповка; сложнопрофильные детали; холодновысадочные автоматы; низкотемпературный нагрев; кривые деформирования; стойкость инструмента.

*The results of experimental studies of flow curves of 32CrB4, 20G2R and 1.4034 (analogue of 40Kh13 steel) steels at different heating temperature of workpieces are presented. Rational intervals of preliminary low-temperature heating of workpieces made of studied steels are obtained. It allows to decrease forces during cold forging, loads on the working tool and to increase of tool life time up to 2 times.*

**Keywords:** cold forming; complex parts; cold formers; low-temperature heating; flow curve; tool life time.

Известно существенное влияние температуры нагрева заготовок при обработке металлов давлением на их напряженное, деформированное состояние и энергосиловые параметры процесса формоизменения.

При этом в некоторых работах [см. кн.: Биллигман И. Высадка и другие методы объемной штамповки. Справочное руководство по штамповке сталей и цветных металлов в холодном и горячем состоянии при серийном и массовом производствах. М.: Гос. науч.-техн. изд-во машиностроительной литературы, 1960. 468 с.; 1—3 и др.] отмечено, что предварительный низкотемпературный нагрев (до температур не более 350...400 °С) при холодной объемной штамповке сложнопрофильных деталей из углеродистых и легированных сталей, в том числе нержавеющей и борсодержащих, позволяет снизить силы деформирования и соответственно нагрузки на инструмент до 1,5—2 раз.

При выборе температуры предварительного нагрева при холодной объемной штамповке сложнопрофильных деталей из углеродистых и легированных сталей необходим учет деформационного разогрева (теплового эффекта) при пластической деформации. Для некоторых марок сталей температура нагрева заготовки при пластической деформации может достигать от 150 до 200 °С. Например, для сталей 20Г2Р и 38ХГНМ было установлено, что вид технологического процесса не влияет на тепловой эффект, и определяющим параметром деформационного разогрева является накопленная степень деформации. При этом деформационный разогрев для стали 20Г2Р при степенях деформации 0,5 и 1,5 может достигать 100 и 200 °С соответственно, а для стали 38ХГНМ при степенях деформации 0,5 и 1,5 — 80 и 150 °С соответственно.

При этом применение предварительного нагрева для некоторых марок сталей примерно

от 250 до 300 °С может быть ограничено явлением синеломкости — увеличением прочности металла с одновременным уменьшением пластичности.

Исследовали влияние предварительного низкотемпературного нагрева до 400 °С на механические свойства сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13), позволяющего уменьшить сопротивление деформированию (напряжения течения  $\sigma_s$ ) металла и снизить силы деформирования, нагрузки на инструмент и повысить его стойкость.

Испытания образцов для построения кривых упрочнения проводили по ГОСТ 25.503—97 на цилиндрических образцах с торцевыми выточками (IV типа) из сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13) (рис. 1).

В таблице приведены основные размеры экспериментальных образцов для испытаний на сжатие.

На рис. 2 показана схема экспериментальной оснастки для проведения испытаний на сжатие.

Испытания на сжатие образцов проводили на универсальной испытательной машине

Размеры экспериментальных образцов для испытаний на сжатие

Марка стали	Диаметр образца $d_0$	Высота образца $h_0$	$u_0$	$t_0$
	мм			
32CrB4	9,5	12	0,6	0,2
20Г2Р	14,0	18		
1.4034 (аналог стали 40Х13)	10,0	14		

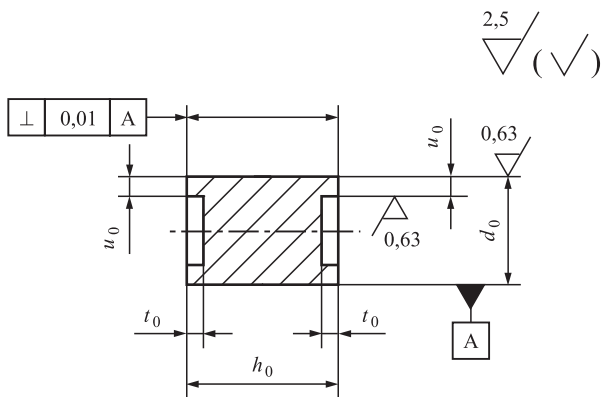


Рис. 1. Эскиз экспериментального образца

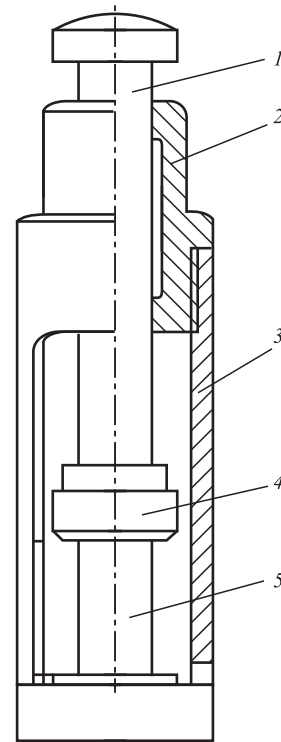


Рис. 2. Приспособление для испытания на сжатие:

1 — пуансон; 2 — направляющая втулка; 3 — основание; 4 — опорная верхняя плита; 5 — образец

INSTRON с номинальной силой 600 кН при скорости нагружения 1 мм/мин, что соответствовало скорости деформации образцов из сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13) от 0,08 до 0,10 с<sup>-1</sup> в соответствии с требованиями ГОСТ 25.503—97.

Для обеспечения нагрева образцов до требуемых температур (100; 150; 275 и 400 °С) использовали систему температурных испытаний с диапазоном температур от 20 до 1000 °С, включающую термокамеру, трансформатор и температурный датчик.

Для снижения контактного трения и бочкообразования образца при сжатии в торцевые выточки образцов помещали технологическую смазку "Росойл-Ангелина" по ТУ 0258-022-06377289—2000 производства ООО "ХТЦ УАИ" (г. Уфа), предназначенную для горячей штамповки углеродистых и легированных сталей и сплавов, а также для тяжело нагруженных операций холодной объемной штамповки.

Для построения кривой упрочнения образцов из сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13) при температурах 20; 100; 150; 275 и 400 °С проводили испытания на сжатие серии одинаковых образцов (см. рис. 1) при задан-

ной осевой сжимающей силе  $F$  (от 20 до 200 кН с шагом 20 кН).

Для каждой температуры испытания использовали по три образца.

Далее образец нагружали до заданной нагрузки. Разгружали образец до нулевой нагрузки и измеряли конечный диаметр образца  $d_{к1}$  и  $d_{к2}$  в двух взаимно перпендикулярных направлениях посередине осаженного образца. После этого рассчитывали среднее арифметическое значение конечного диаметра образца  $d_k = (d_{к1} + d_{к2})/2$  и конечную площадь поперечного сечения  $A_k = \pi d_k^2/4$ .

По результатам проведенных экспериментов строили кривую упрочнения в координатах напряжение течения  $\sigma_s$  — логарифмическая деформация  $e_i$ .

Напряжение течения определяли по формуле

$$\sigma_s = \frac{F}{A_k}, \quad (1)$$

а логарифмическую деформацию образцов — по формуле

$$e_i = \ln \frac{A_0}{A_k}, \quad (2)$$

где  $A_0$  — начальная площадь поперечного сечения цилиндрического образца, мм<sup>2</sup>.

На рис. 3 приведены кривые упрочнения стали 32CrB4 при различных температурах. Значками обозначены экспериментальные данные.

Аналогично были построены кривые упрочнения сталей 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13) при температурах 20; 100; 150; 275 и 400 °С.

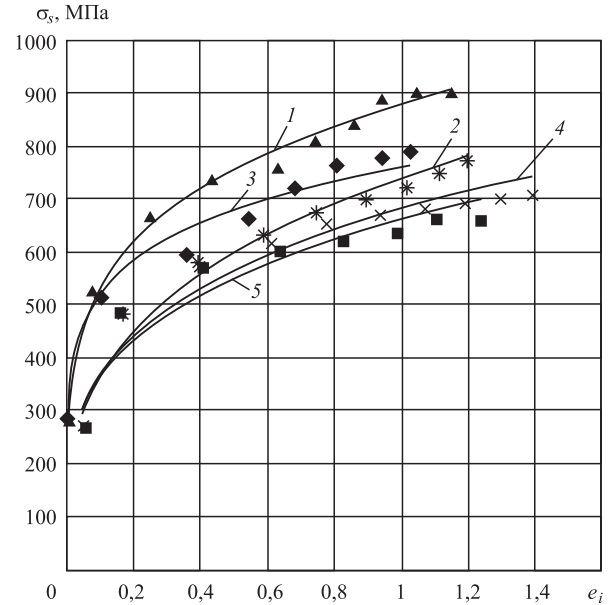


Рис. 3. Кривые упрочнения стали 32CrB4 при различных температурах:

1 — 20 °С; 2 — 100 °С; 3 — 150 °С; 4 — 275 °С; 5 — 400 °С

На рис. 4 приведены обобщенные зависимости напряжения течения от температуры заготовки из сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13) при различных значениях накопленной деформации.

В результате анализа полученных зависимостей можно отметить [4, 5]:

— резкое снижение напряжения текучести стали 32CrB4 от 1,3 до 1,7 раза при повышении температуры предварительного нагрева заготовок до 80...100 °С при различных значениях накопленной деформации. При дальнейшем нагреве до температуры 150...160 °С происходит увеличение напряжения текучести до значений, меньших напряжения текучести при

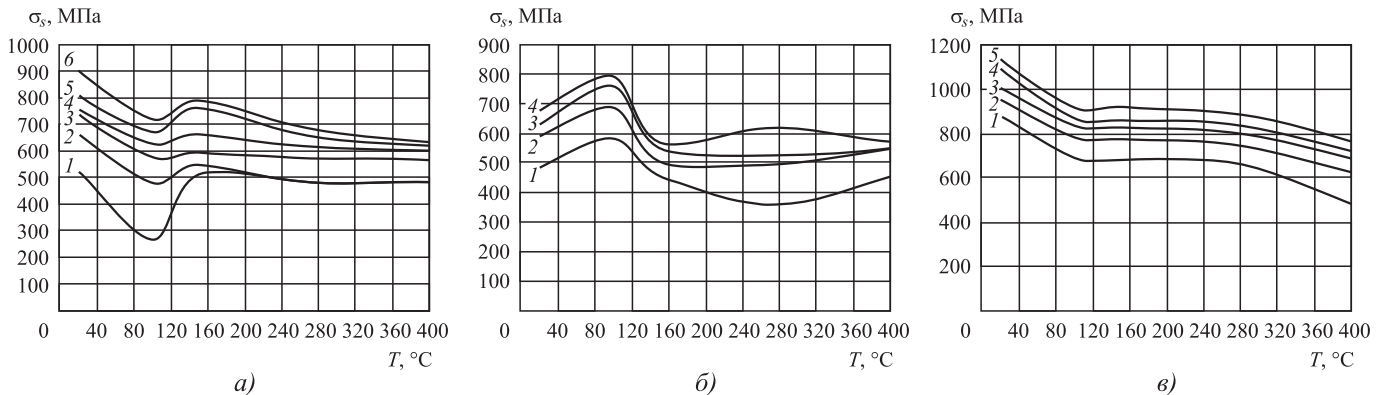


Рис. 4. Зависимости напряжения течения  $\sigma_s$  от температуры  $T$  заготовки из сталей 32CrB4 (а), 20Г2Р (б) и 1.4034 (аналог стали 40Х13) (в) при различных значениях накопленной деформации  $e_i$ :

1 — 0,1; 2 — 0,3; 3 — 0,4; 4 — 0,6; 5 — 0,8; 6 — 1,0

температуре 20 °С примерно в 1,12 (при  $e_i = 1$ ) и в 1,2 раза (при  $e_i = 0,1$ ). Дальнейший нагрев до температуры 350...400 °С приводит к плавному уменьшению значений напряжения текучести до 1,5 раза в сравнении с напряжением текучести при температуре 20 °С;

— резкое увеличение напряжения текучести стали 20Г2Р до 1,2 раза при нагреве до температуры 80...100 °С при различных значениях накопленной деформации. При дальнейшем нагреве до температуры 150...160 °С происходит резкое снижение напряжения текучести до значений, меньших напряжения текучести при температуре 20 °С примерно в 1,2 раза при различных значениях накопленной деформации. Дальнейший нагрев до температуры 350...400 °С приводит к уменьшению значений напряжения текучести до 1,2 раза в сравнении с напряжением текучести при температуре 20 °С;

— резкое снижение напряжения текучести стали 1.4034 (аналог стали 40Х13) до 1,3 раза при нагреве до температуры 80...120 °С при различных значениях накопленной деформации. При дальнейшем нагреве до температуры 240...260 °С значения напряжения текучести примерно постоянные. Дальнейший нагрев до температуры 360...400 °С приводит к плавному уменьшению значений напряжения текучести до 2 раз в сравнении с напряжением текучести при температуре 20 °С.

**Заключение.** В результате проведенных экспериментальных исследований построены кривые деформирования сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13), а также обобщенные зависимости напряжения течения от температуры заготовки при различных значениях накопленной деформации.

Полученные зависимости напряжения течения от температуры и накопленной дефор-

мации сталей 32CrB4, 20Г2Р и 1.4034 (аналог стали 40Х13) можно использовать при разработке технологических процессов холодной объемной штамповки сложнопрофильных деталей из данных сталей с применением предварительного нагрева заготовок для снижения сил деформирования, уменьшения нагрузок на рабочий инструмент и повышения его стойкости до 1,5—2 раз.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Проведение** исследований, разработка научных основ математического моделирования технологических процессов ХОШ на автоматах и базы данных по материалам: отчет о НИР № АТ-ОД-09-99-ХГ / УГАТУ, рук. В.М. Грешнов. Уфа, 2000. 21 с.
2. **Исследование** технологического процесса штамповки установочного винта М12×10: отчет о НИР / МГТУ им. Н.Э. Баумана, рук. В.Ю. Лавриненко. Москва, 2017. 18 с.
3. **Heinz Tschaetsch.** Metall Forming Practise. Springer, 2005. 405 p.
4. **Исследование** свойств сталей, применяемых для изготовления сложнопрофильных деталей холодной объемной штамповкой: отчет по НИР № 244390 от 01.12.2020 г. Этап № 1 / МГТУ им. Н.Э. Баумана, рук. В.Ю. Лавриненко. Москва, 2021. 35 с.
5. **Исследование** свойств сталей, применяемых для изготовления сложнопрофильных деталей холодной объемной штамповкой: отчет по НИР № 244390 от 01.12.2020 г. Этап № 2 / МГТУ им. Н.Э. Баумана, рук. В.Ю. Лавриненко. Москва, 2021. 17 с.

*Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук,  
vlavrinenko@bmstu.ru;  
Юрий Андреевич Лавриненко, д-р техн. наук;  
Равиль Сагитович Файрузов;  
Армен Саакович Айрапетян, канд. техн. наук;  
Александр Сергеевич Кирсанов*

В.В. Галкин, С.А. Манцеров, Д.О. Дудников, Н.А. Огурцов  
(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева)

## Применение программного обеспечения для определения механических свойств металлических материалов в условиях многопереходного деформирования

*Рассмотрено применение программного обеспечения для определения механических свойств металлических материалов в условиях многопереходного деформирования. Уточнены состав программного обеспечения и выполняемые задачи: определение напряженно-деформированного состояния с применением программных комплексов, количественный обсчет параметров структуры и оценка механических свойств материала с использованием разработанных программ для ЭВМ. Приведены технологические решения по определению деформационного упрочнения малоуглеродистых сталей при холодной высадке и оценке процесса рекристаллизации стали аустенитного класса при свободной ковке.*

**Ключевые слова:** программное обеспечение; структура и механические свойства металлических материалов; многопереходное пластическое деформирование; программные комплексы; программы для ЭВМ.

*The application of software for determining of the mechanical properties of metallic materials under conditions of multi-junction deformation is considered. The composition of the software and the tasks to be performed: the determination of the stress-strain state using software systems, the quantitative calculation of the structure parameters and the assessment of the mechanical properties of the material using the developed computer programs are clarified. Technological solutions for determining of the strain hardening of low-carbon steels during cold upsetting and the recrystallization process assessment of austenitic steel during free forging are presented.*

**Keywords:** software; structure and mechanical properties of metallic materials; multi-junction plastic deformation; software systems; computer programs.

Одно из приоритетных направлений развития машиностроения — получение заготовок и деталей из металлических материалов (далее — материалов) с требуемыми механическими свойствами. Значительное количество изделий изготавливается процессами многопереходного пластического деформирования. Кроме формоизменения материала одной из задач пластического деформирования является повышение его механических свойств.

Механические свойства материала зависят от его металлургического и структурно-энергетического состояния, изменяющегося в зависимости от условий деформации. В процессе пластического деформирования изменяется дефектность материала, размер зерна, морфология структуры; возникают остаточные микро- и макронапряжения. Поэтому возможность повышения механических свойств деформированного материала связана с определением закономерностей изменения металлургического и структурно-энергетического состояния.

В настоящее время применение программных продуктов и разработка методик количественного обсчета структуры и оценки механических свойств деформированного материала — одно из перспективных направлений научных исследований. За последние десять лет в ходе выполненных исследований по повышению механических свойств материала в условиях многопереходного деформирования были уточнены состав программного обеспечения и выполняемые задачи:

— математическое моделирование процессов пластического деформирования с применением программного комплекса, основанного на методе конечных элементов, для определения положения исследуемых зон материала на переходах обработки и оценки в них напряженно-деформированного состояния;

— измерение, обсчет и обработка структурных параметров материала в исследуемых зонах на переходах деформирования с получением результатов в виде математических расчетов



и графических построений с применением разработанных программ для ЭВМ.

В данной статье приведены примеры применения программного обеспечения при решении двух технологических задач:

- увеличение прочности в результате наклепа малоуглеродистых сталей крепежных изделий при многопереходной холодной высадке;
- повышение стабильности показателя ударной вязкости за счет уменьшения разнотекстурности структуры аустенитных сталей при многопереходной ковке поковок.

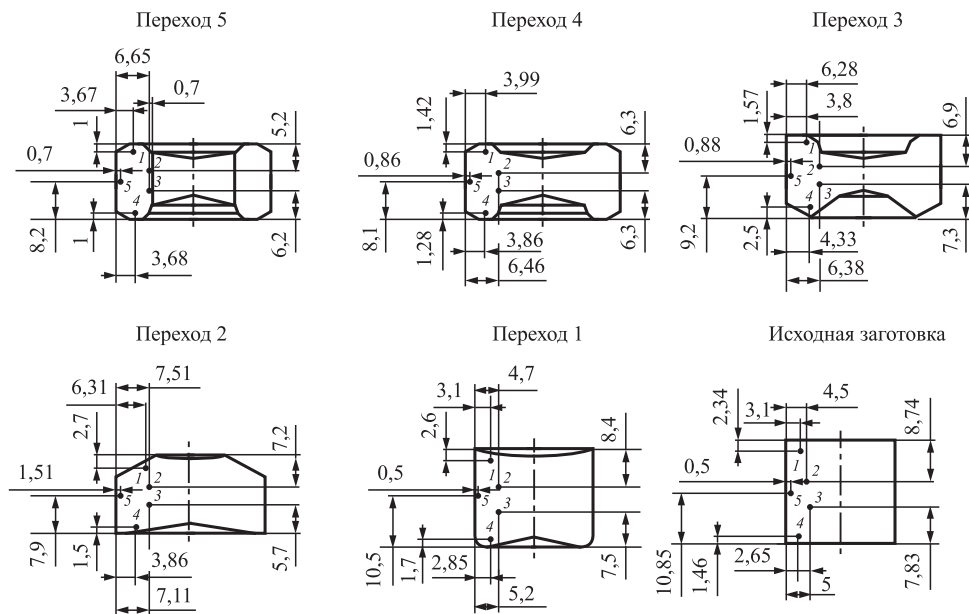
Возможное увеличение прочности малоуглеродистых сталей в результате наклепа при многопереходной холодной высадке определяли с использованием обобщенных кривых деформационного упрочнения. Для их построения разработана методика, основанная на совмещении зависимостей степень деформации—твердость и интенсивность напряжений—твердость [1]. Первая зависимость строится с применением процесса многопереходной холодной объемной деформации, в котором положения исследуемых зон на переходах определяются с использованием программного комплекса DEFORM-3D, а степень деформации рассчитывается с помощью разработанной программы для ЭВМ. Вторая зависимость интенсивность напряжений—твердость является аналитиче-

ской, основана на функциональной зависимости между твердостью и интенсивностью напряжений, установленной Г.Д. Делем (см. кн.: Смирнов-Аляев Г.А. Сопrotивление металлов пластическому деформированию. Л., 1978. С. 320).

В данной работе приведено построение обобщенной кривой упрочнения стали 10. Для исследований использованы переходы высадки шестигранной гайки М18 (рис. 1). Выбраны следующие исследуемые зоны: поверхность под резьбу (2, 3), опорные поверхности (1, 4), внешняя поверхность (5). Координаты их положения на продольных сечениях переходов определены математическим моделированием процесса высадки гайки с использованием программного комплекса DEFORM-3D (рис. 2).

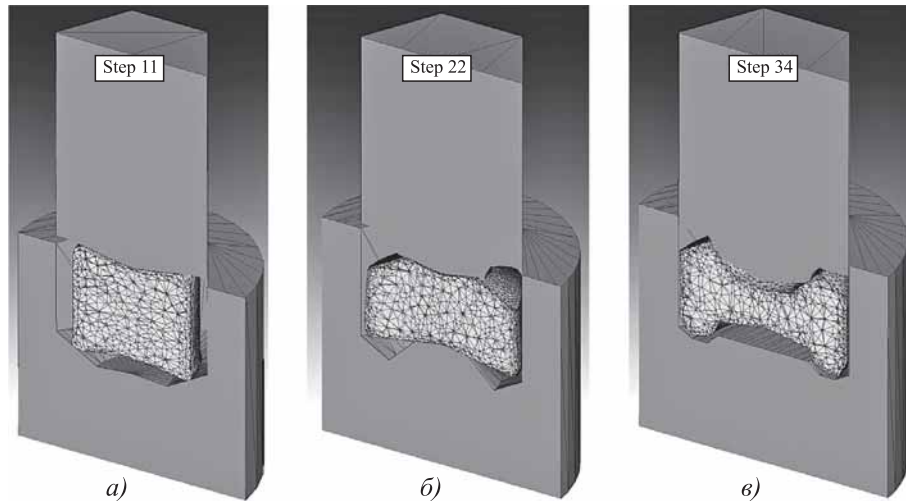
При построении зависимости степень деформации—твердость на шлифах продольных сечений в исследуемых зонах проводили замеры микротвердости (ГОСТ 9450) и микроструктурный анализ. Замеры выполняли с использованием микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 0,981 Н, по результатам пяти наколов рассчитывали средние значения микротвердости.

Степень деформации определяли на основании микроструктурного анализа с применением разработанной программы для ЭВМ [2]. Программа состоит из двух блоков. Первый



**Рис. 1. Переходы холодной высадки гайки М16:**

1 — осадка заготовки; 2 — осадка с подформовкой; 3 — формовка предварительная; 4 — формовка окончательная; 5 — пробивка отверстия; 1–5 — координаты исследуемых зон на продольных шлифах заготовок



**Рис. 2. Математическое моделирование переходов высадки гайки М16:**

*a* — осадка с подформовкой; *б* — формовка предварительная; *в* — формовка окончательная

блок, разработанный на программном обеспечении NI Vision в среде разработки LabVIEW, проводит количественные измерения и обсчет средней площади и размеров зерна. Для этого выполняется бинаризация цифровых фотографий микроструктуры, в результате которой ее элементы разделяются на объекты: зерна и фон (рис. 3).

Второй блок рассчитывает компоненты деформации: главные деформации и их значения, вид и интенсивность деформации. При определении степени деформации  $e_i$  было использовано положение применительно к многопереходному формоизменению с немонотонным деформированием, согласно которому "для процессов конечной деформации общая степень деформации за весь технологический процесс равна арифметической сумме степеней дефор-

маций отдельных операций" (там же, с. 137). Построенная зависимость степень деформации—твердость приведена на рис. 4, *a*.

Для построения зависимости интенсивность напряжений—твердость было использовано уравнение Д.П. Беклемищева, приведенное для углеродистых сталей (там же, с. 322):

$$\sigma_i = \sigma_T + \left[ 0,9 \frac{\sigma_T}{\sigma_y} (H + H_y) \pm 1 \right]^3,$$

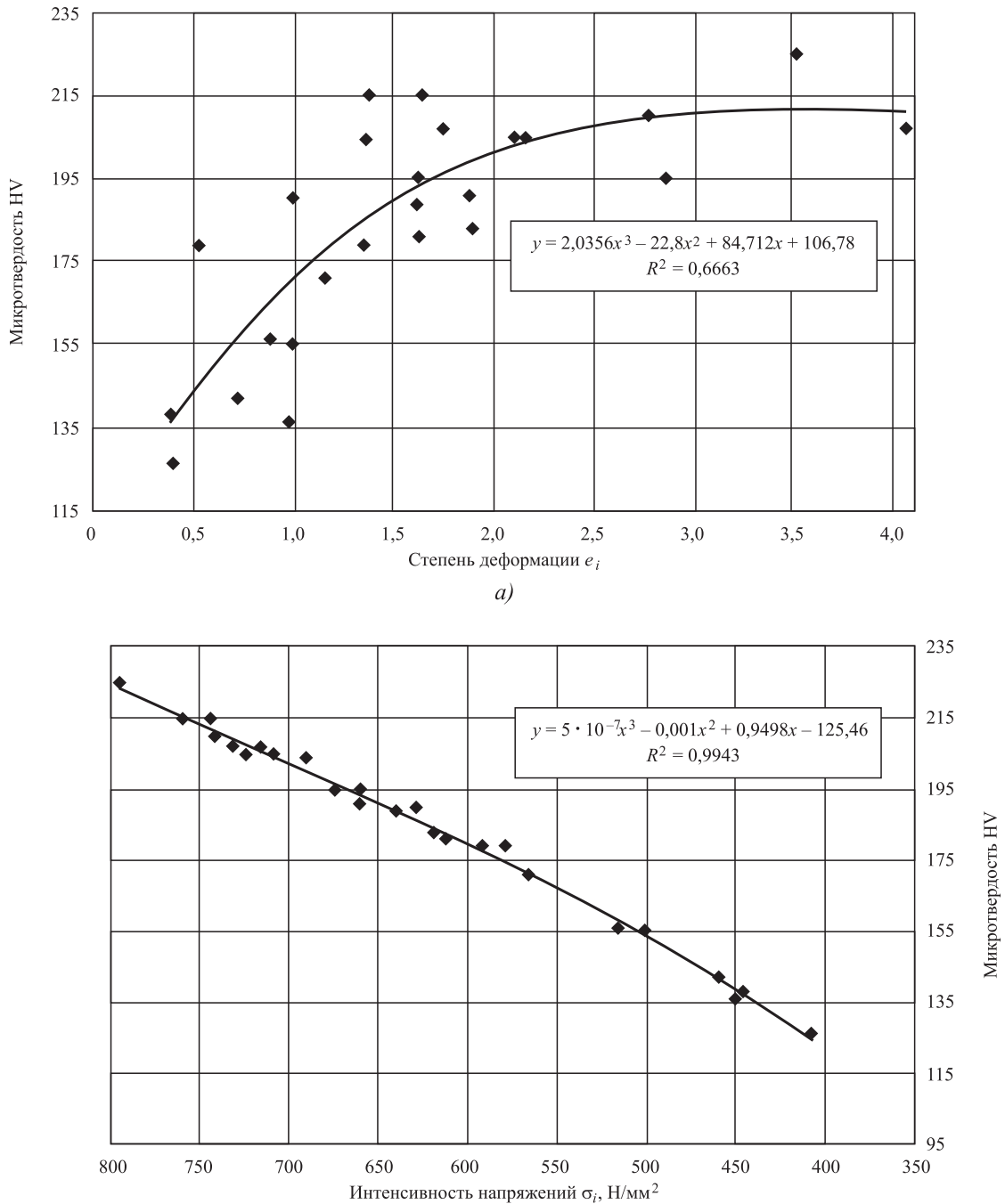
где  $\sigma_T$  — напряжение текучести, Н/мм<sup>2</sup>;  $\sigma_y$  — напряжение при предельно устойчивой деформации, Н/мм<sup>2</sup>;  $H_y$  — твердость при предельно устойчивой деформации, Н/мм<sup>2</sup>;  $H$  — твердость деформированного материала, Н/мм<sup>2</sup>.

Используемые в уравнении показатели механических свойств  $\sigma_T$ ,  $\sigma_y$ ,  $H_y$  стали 10 определяли по результатам испытания на одноосное



**Рис. 3. Результаты автоматизированной обработки данных (×200):**

*a* — микроструктура стали 10; *б* — бинаризованное изображение микроструктуры



**Рис. 4.** Зависимости микротвердости от степени деформации (а) и интенсивности напряжений (б) стали 10

растяжение проволоки, примененной при высадке переходов гайки М16. Исходный материал предварительной пластической деформации не подвергался, микроструктура стали 10 состояла из зернистого перлита (балл 6) и феррита (балл 6). Напряжение текучести  $\sigma_T = 200 \text{ Н/мм}^2$ . Напряжение  $\sigma_y$  и твердость  $H_y$  материала определяли в конце участка устойчивой стадии растяжения образца — в момент образования шейки. Твердость деформированного материала  $H$  определя-

ли в исследуемых зонах на шлифах переходов высадки. Построенная зависимость интенсивность напряжений—твердость приведена на рис. 4, б.

Обобщенная кривая упрочнения  $\sigma_i—e_i$  стали 10, построенная путем совмещения зависимостей степень деформации—твердость и интенсивность напряжений—твердость, приведена на рис. 5. Ее начальный участок может быть дополнен кривой упрочнения в обобщенных координатах, построенной по данным машинной

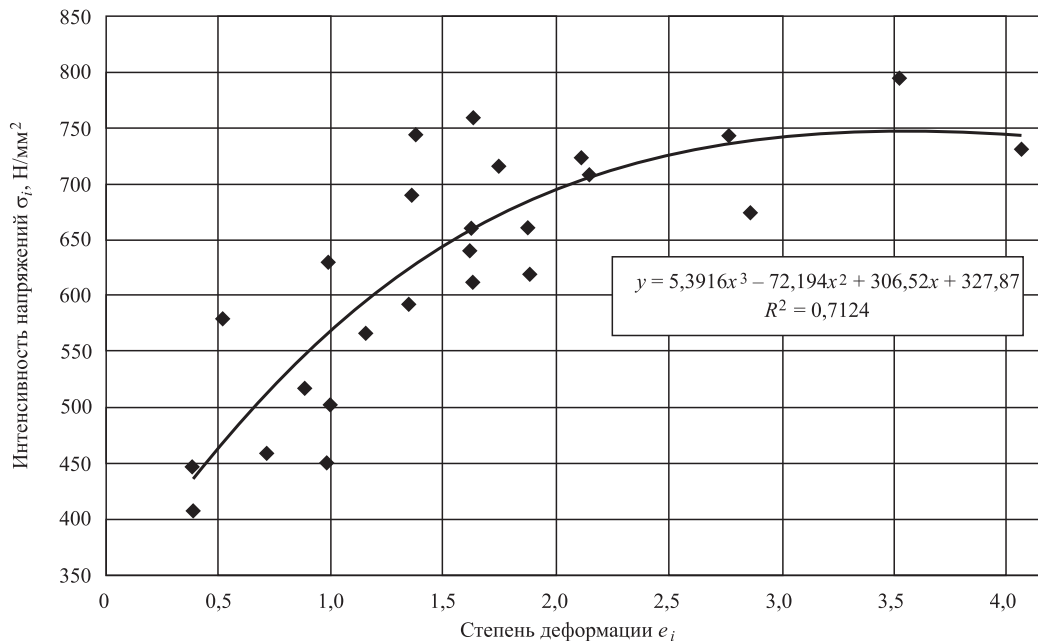


Рис. 5. Обобщенная кривая деформационного упрочнения интенсивность напряжений—степень деформации стали 10

диаграммы. Возможность обобщения результатов объясняется тем, что для стадии равномерного растяжения значение напряженного состояния  $\sigma_1$  равно интенсивности напряжений  $\sigma_i$ , а степень деформации  $e_i = \ln(F_0/F)$  численно равна интенсивности главных логарифмических деформаций  $e_i$ .

Для малоуглеродистых сталей можно выделить особенности их деформационного упрочнения при многопереходном пластическом деформировании. Максимальное упрочнение, или по определению М.В. Сторожева "порог упрочнения", в материале достигается при степенях деформации, превышающих значение устойчивой степени деформации. Для стали 10 при предельно устойчивой деформации  $e_i = 1,4$  напряжение  $\sigma_y = 640$  МПа, которое меньше максимального напряжения  $\sigma_{\max} = 750$  МПа, достигаемого при степени деформации  $e_i = 2,3$ . Полученные результаты означают, что для максимального упрочнения стали 10 крепежных изделий в их объеме при холодной высадке степень деформации должна быть не менее  $e_i = 2,3$ . В противном случае материал изделий будет неравнопрочным.

Проведенные исследования построения обобщенной кривой деформационного упрочнения стали 20 показали аналогичный характер изменения интенсивности напряжений от степени деформации [1]. При предельно устойчивой деформации  $e_i = 1,5$  напряжение  $\sigma_y = 750$  МПа, а максимальное напряжение

$\sigma_{\max} = 950$  МПа достигается при степени деформации  $e_i = 4,0$ . Очевидно, что для малоуглеродистых сталей повышение содержания углерода, и как следствие перлита в микроструктуре увеличивает наклеп, а также значение степени деформации, соответствующей достижению порога упрочнения. Характер обобщенных кривых деформационного упрочнения согласуется с выводом В.А. Крохи, что "кривые упрочнения при  $\varepsilon \geq 1,0 \dots 1,25$  имеют характер, приближающийся к прямолинейному".

Однако в зависимости от химического состава, вида структуры и предварительной обработки материалы имеют особенности изменения интенсивности напряжений в интервале от степени устойчивой деформации до выхода на прямолинейный участок.

Этот вывод имеет практическое значение, так как, рассматривая типовые переходы высадки гаечных и стержневых изделий [1], следует отметить значительную неравномерность деформации материала в объеме последних, и как следствие неравномерность упрочнения в объеме полученных изделий, что следует учитывать при проектировании.

Задача повышения стабильности показателя ударной вязкости за счет уменьшения разнотерности структуры аустенитных сталей определялась на основании исследования процесса рекристаллизации стали 12Х18Н10Т в условиях изготовления ступенчатой поковки (рис. 6, а). Исходный материал — горячекатаный прокат, микроструктура состоит из равноосных

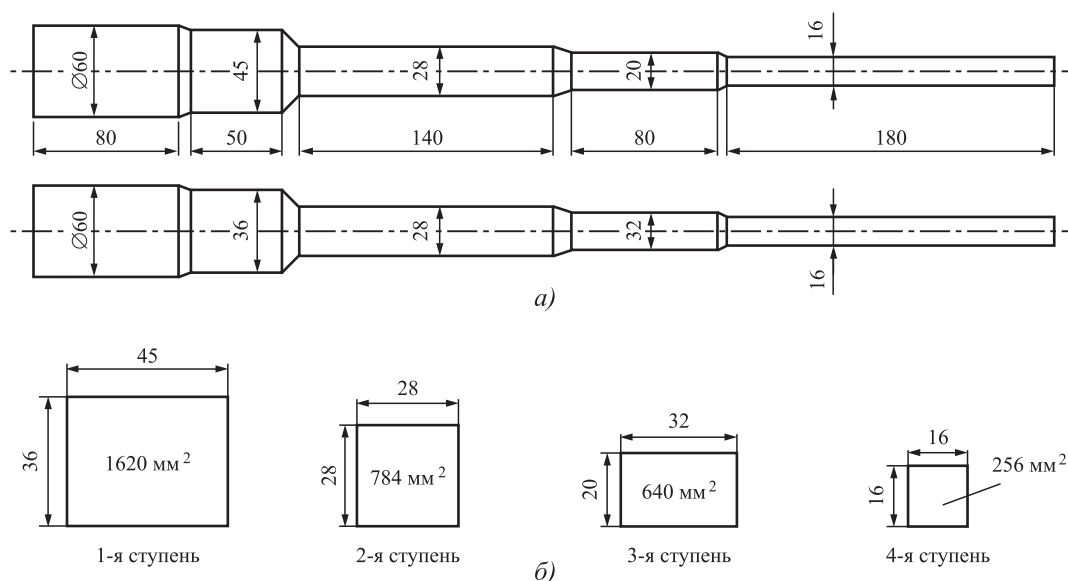


Рис. 6. Эскиз ступенчатой поковки (а) и поперечных сечений (б)

однородных зерен (средняя площадь  $\sim 375 \text{ мкм}^2$ , средний диаметр  $\sim 20 \text{ мкм}$ ). Ступени поковки ковались из заготовки диаметром 50 мм и длиной 300 мм с применением операции протяжки в температурном интервале 900...1150 °С за четыре перехода с подогревом после каждого [3]. Размеры ступеней поковки приведены на рис. 6, б.

Деформированное состояние материала заготовки на переходах ковки оценивали показателем укова:

$$y_i = \frac{F_i}{F_{i+1}}, \quad (2)$$

где  $F_i, F_{i+1}$  — площади поперечных сечений заготовки до и после обжатия,  $\text{мм}^2$ .

Общий уков  $y_{\text{общ}}$  по ходу изготовления ступенчатой поковки рассчитывали по формуле

$$y_{\text{общ}}^i = \frac{F_0}{F_i} = y_1 y_2 \dots y_i, \quad (3)$$

где  $F_0, F_i$  — площади поперечных сечений исходной заготовки и соответствующей ступени,  $\text{мм}^2$ .

Рассчитанные показатели укова приведены в таблице.

Для оценки неравномерности деформации в объеме поковки проведено математическое моделирование процесса ковки с применением программного комплекса DEFORM-3D. По его результатам построены поля деформации материала в поперечных сечениях ступеней поковки в соответствии с координатной сеткой размерами 4,0×4,0 мм (рис. 7).

Максимальная неравномерность проявилась в 1-й ступени, деформированной по схеме

Рассчитанные показатели укова

Характеристика деформации	Номер ступени			
	1	2	3	4
$y_i$	1,31	1,66	1,19	1,31
$y_{\text{общ}}^i$	1,31	2,08	2,59	5,3

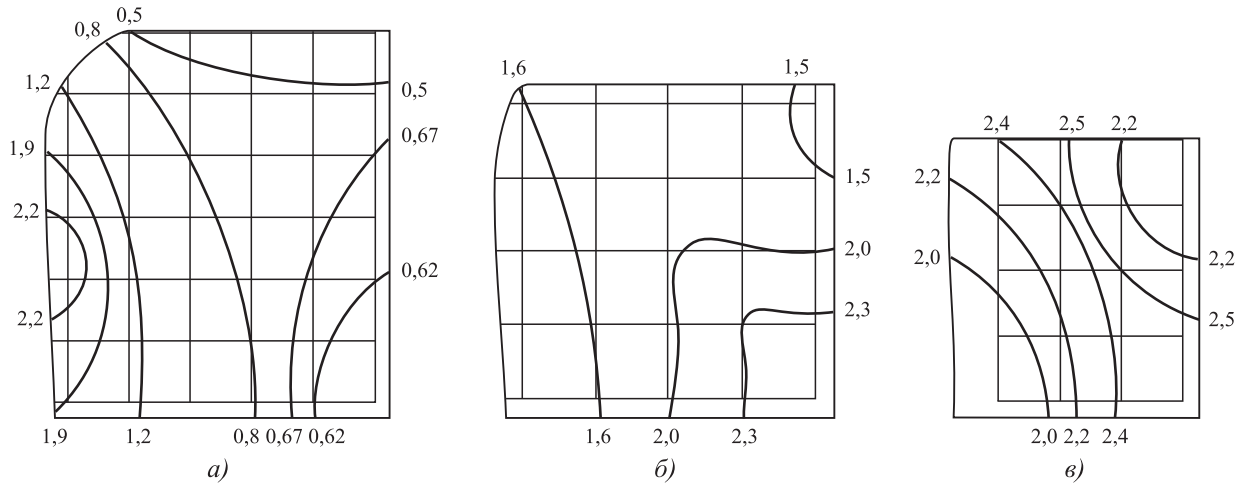
круг—пластина—квадрат, при которой круглое сечение исходной заготовки диаметром 55 мм переформовывается на пластину 43×50 мм. Степень деформации периферийных слоев  $\varepsilon_i = 1,9$ , центральных —  $\varepsilon_i = 0,6$ .

Во 2-й ступени поковки с размерами 36×36 мм, изготовленной по схеме квадрат—пластина—квадрат, неравномерность деформированного состояния материала уменьшилась. Максимальная степень деформации  $\varepsilon_i = 2,3$  соответствует центральной части сечения, а периферийные слои деформированы со степенью  $\varepsilon_i = 1,7$ .

В 3-й ступени поковки с размерами 32×34 мм, изготовленной по схеме квадрат—пластина—квадрат, неравномерность деформации находится в интервале  $\varepsilon_i = 2,2 \dots 2,5$ , общий уков  $y_{\text{общ}}^3 = 2,6$ .

В объеме 4-й ступени, деформированной с  $y_{\text{общ}}^4 = 5,3$ , неравномерность отсутствует, а степень деформации  $\varepsilon_i = 3,2$ .

Микроструктурный анализ материала проводили на шлифах поперечных сечений ступеней поковки с применением разработанной программы для ЭВМ, состоящей из двух блоков [4]. Первый блок, разработанный на программном обеспечении NI Vision в среде разработки LabVIEW, выполняет мониторинг микрострук-



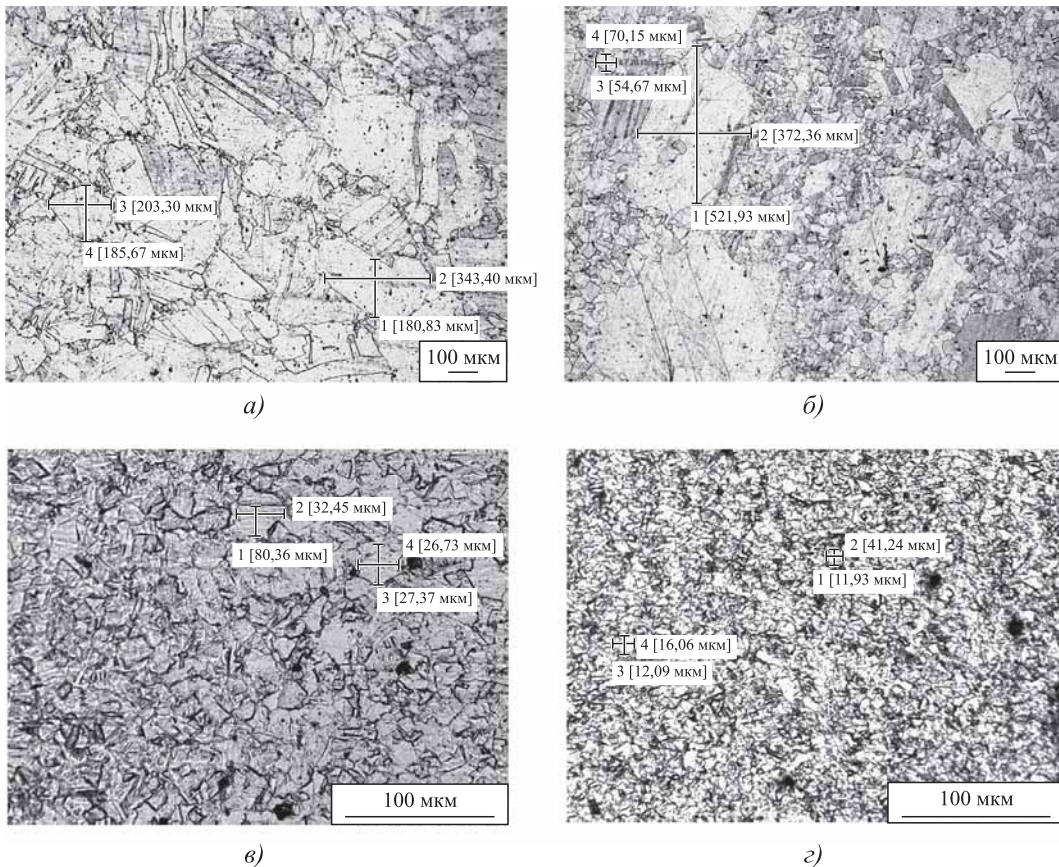
**Рис. 7. Поля деформации в 1/4 части поперечных сечений ступеней заготовки:**

*a* — 1-я ступень; *б* — 2-я ступень; *в* — 3-я ступень (координатная сетка с ячейкой размерами 4,0×4,0 мм); значения — степень деформации

туры с цифровых фотографий с использованием принципа бинаризации и включает в себя: измерения, определение количества зерен, их среднюю величину (площадь) на исследуемой поверхности шлифа. Второй блок программы обеспечивает графическое построение трехмерной зависимо-

сти в координатах средний размер зерна—температура—интенсивность деформации. В данном исследовании второй блок не использовали.

Совместный деформационный и микроструктурный анализы позволили выявить и обосновать условия горячей дробной дефор-



**Рис. 8. Микроструктуры стали X18N10T периферийных слоев поковки:**

*a* — 1-я ступень; *б* — 2-я ступень; *в* — 3-я ступень; *г* — 4-я ступень; *a*, *б* — ×200; *в*, *г* — ×1000

мации, обеспечивающие уменьшение разнородности структуры аустенитных сталей.

Установлено, что максимальная интенсивность рекристаллизации материала происходит в интервале критических степеней деформаций  $\varepsilon = 1,3...1,9$ . В этот интервал попали периферийные слои 1-й ступени заготовки, в которых наблюдается рост зерна, максимальный размер которого составляет  $\sim 340$  мкм (рис. 8, а). Микроструктура периферийных слоев 2-й ступени поковки характеризуется наличием отдельных крупных зерен размером  $\sim 450$  мкм (рис. 8, б). На 3-й ступени по всему сечению поковки сформировалась одинаковая микроструктура с размером зерна  $\sim 35$  мкм (рис. 8, в), а на 4-й ступени микроструктура периферийных и центральных слоев представляет собой равноосные однородные зерна с наименьшим размером  $\sim 20$  мкм (рис. 8, г), что соответствует размеру исходного недеформированного зерна.

Полученные результаты свидетельствуют о начале прекращения статической рекристаллизации в деформированном материале с итоговой степенью деформации в показателе общего укова  $y_{\text{общ}}^3 = 2,59$ . Для получения однородной мелкозернистой структуры общий уков должен составлять не менее 5 ( $y_{\text{общ}} = 5$ ), что соответствует практике изготовления поволоков из сталей аустенитного класса.

При оценке разработанного программного обеспечения были выявлены недостатки и определены направления развития. Примененные программы для ЭВМ работают с цифровыми микроструктурами с увеличением 200 крат, что не позволяет обсчитывать мелкозернистую структуру. В настоящее время данный недостаток устранен, разработана программа для ЭВМ с применением языка программирования C++, позволяющая работать с цифровыми микроструктурами в диапазоне увеличения от 200 до 1000 крат [5]. В качестве дальнейшего направления развития планируется разработка программ для ЭВМ, в которых в качестве основного измеряемого структурного параметра материала будет рассматриваться не размер зерна, а размер элемента структуры в виде перлитной колонии, одной мартенситной пластины или размер агрегата пластин и т.д.

**Заключение.** Результаты применения программного обеспечения для определения механических свойств металлических материалов в условиях многопереходного деформирования

позволяют сделать заключение о его составе и выполняемых задачах:

— программные комплексы для определения положения исследуемых зон материала на этапах обработки и оценки в них напряженно-деформированного состояния;

— разработанное программное обеспечение в виде программ для ЭВМ для измерения, об-счета параметров структуры исследуемых зон и получения результатов в виде математических расчетов и графических построений.

Перспективным направлением развития металлографического анализа является разработка программ для количественного об-счета размера элементов структуры термически обработанных материалов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Инженерные** решения оценки механических свойств холоднодеформированных металлических материалов в условиях многоэтапной обработки / В.В. Галкин, Г.Н. Гаврилов, А.А. Дербенев, А.В. Братухин. Н. Новгород: НГТУ, 2019. 100 с.

2. **Свидетельство** о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2014613502. Заявка № 2014610743 от 04.02.2014 г. Зарегистрировано 27.03.2014 г. Определение величины зерна для количественной оценки холоднодеформированного состояния сталей и сплавов / Манцеров С.А., Галкин В.В., Вилков Н.Н., Терещенко Е.Г., Дербенев А.А., Кошелев А.А.

3. **Исследование** развития рекристаллизации нержавеющей стали 12Х18Н10Т в условиях многопереходной горячей пластической обработки / В.В. Галкин, А.А. Дербенев, О.С. Кошелев, Е.Г. Терещенко // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. № 4. С. 6—10.

4. **Свидетельство** о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2014613502. Заявка № 2014662663 от 09.12.2014 г. Зарегистрировано 26.01.2015 г. Определение величины зерна для оценки рекристаллизации горячедеформированных сталей и сплавов / Манцеров С.А., Галкин В.В., Хадеев Р.Г., Терещенко Е.Г., Дербенев А.А., Пачурин В.Г.

5. **Свидетельство** о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2021614913. Заявка № 2021613777 от 24.03.2021 г. Зарегистрировано 31.03.2021 г. Программное обеспечение структурно-механических характеристик металлических материалов при многоэтапном пластическом деформировании / Манцеров С.А., Дудников Д.О., Огурцов Н.А., Галкин В.В., Гаврилов Г.Н.

*Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук,  
lumi1950@mail.ru;*

*Сергей Александрович Манцеров, канд. техн. наук;  
Дмитрий Олегович Дудников;  
Никита Александрович Огурцов*



УДК 621.771

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-9-408-411

К.Г. Пивоварова

(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова)

## Современные методы исследования фазовых превращений в высокоуглеродистой катанке для обеспечения качества высокопрочной арматуры

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии изучены структурные превращения (образование и распад аустенита) в высокоуглеродистой микролегированной бором стали 80P. Установлены температуры начала и конца образования однородного аустенита при нагревании и его распада при охлаждении, протекающего по типу ферритно-карбидной смеси с выделением  $\alpha$ -фазы одного морфологического типа. Полученные результаты можно использовать для выбора одного из основных технологических параметров режима деформационно-термической обработки проката — рациональной температуры аустенизации, обеспечивающей формирование структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке, предназначенной для изготовления высокопрочной стабилизированной арматуры для железобетонных конструкций.

**Ключевые слова:** дифференциальная сканирующая калориметрия; ДСК-кривые; фазовые превращения; температура аустенизации; высокоуглеродистая сталь; катанка; арматура.

*The structural transformations (formation and decay of austenite) in high-carbon boron microalloyed 80R steel are studied by the differential scanning calorimetry method. The temperatures of the beginning and end of the formation of homogeneous austenite during heating and its decay during cooling, proceeding according to the type of ferritic-carbide mixture with the release of the  $\alpha$ -phase of one morphological type, are determined. The obtained results can be used to select one of the main technological parameters of the deformation and heat treatment mode of rolled products — the rational austenization temperature, which ensures the formation of structure and properties in high-carbon wire rod intended for the manufacture of high-strength stabilized reinforcement for iron-concrete structures.*

**Keywords:** differential scanning calorimetry; DSC-curves; phase transformations; austenization temperature; high-carbon steel; wide rod; reinforcement.

**Введение.** Одним из важнейших видов мезитизной продукции на сегодняшний день является арматура для изготовления всех видов железобетонных конструкций. Эффективность применения железобетона в значительной мере определяется физико-механическими характеристиками напрягаемой арматуры [1].

При производстве высокопрочной стабилизированной арматуры для получения необходимого комплекса механических и пластических свойств важную роль играют химический состав и структура горячекатаного подката [2]. Для того чтобы сталь приобрела определенные физико-химические свойства, в нее вводят раз-

личные легирующие элементы (хром, марганец, ванадий, бор и др.).

Наиболее благоприятной структурой для последующего волочения является структура мелкодисперсной *феррито-карбидной смеси* (ФКС) с межпластинчатым расстоянием, соответствующим параметрам сорбита. Сорбитная структура является уникальной и крайне важной, так как она обеспечивает высокую деформируемость стали в холодном состоянии и высокий уровень механических свойств в заготовке и готовой продукции [3].

Получение такой структуры в условиях прокатного передела заключается в регламентиро-



ванном охлаждении проката в витках по методу Стелмора с рациональными температурой аустенизации (выше верхней критической точки  $A_{c3}$ ) и скоростью до температурной области сорбитного превращения. При этом желательнее обеспечить структуру однородного аустенита с относительно крупным зерном для формирования однородной мелкодисперсной структуры пластинчатого перлита. Известно, что повышенная температура аустенизации формирует однородное достаточно крупное зерно аустенита, для высокоуглеродистых сталей она составляет 930...980 °С.

Температура аустенизации (виткообразования) бунтового проката, как показывают исследования, проведенные в работах [4, 5], является одним из основных технологических параметров режима деформационно-термической обработки проката в потоке проволочного стана и от ее выбора зависит формирование необходимого структурного состояния и комплекса механических свойств, а в последующем и арматуры. Это поставило вопрос о необходимости применения различных методов исследования для изучения процессов формирования аустенита в высокоуглеродистых сталях, так как представленных в литературе данных по особенностям механизма фазовых превращений при нагреве, полученных dilatометрическим методом, явно недостаточно для обоснованного выбора температуры аустенизации бунтового проката из стали 80P.

Микролегирование стали бором до 0,0025 % позволяет получить более высокий комплекс механических свойств (сочетание высокой прочности и пластичности) и удовлетворительную микроструктуру, обеспечивающие высокую технологичность переработки катанки на метизном переделе при производстве арматуры. Бор в большей степени, чем углерод, влияет на фазовые превращения, протекающие в процессе кристаллизации и термической обработки, смещает эвтектическую точку влево и вызывает сужение области существования аустенита.

*Цель работы* — исследование методом дифференциальной сканирующей калориметрии фазовых превращений в микролегированной бором стали 80P.

**Методика проведения исследований.** В ОАО "Магнитогорский метизно-калибровочный завод" для производства высокопрочной арматуры

применяют микролегированную бором сталь 80P. Исходной заготовкой для изготовления арматуры служит катанка диаметром 16 мм. Ее получают в ПАО "Магнитогорский металлургический комбинат" по сквозной усовершенствованной технологии [3]: выплавка в дуговой электросталеплавильной печи фирмы VAI FUCHS, внепечная обработка, непрерывная разливка, прокатка бунтового проката и его термическая обработка на линии двухстадийного охлаждения на стане 170.

Материалом для исследования выбрана горячекатаная заготовка из стали 80P следующего химического состава, % мас.: 0,80 C; 0,27 Si; 0,50 Mn; 0,03 Cr; 0,03 Ni; 0,0004 Al; 0,03 Cu; 0,004 P; 0,0020 S; 0,0022 B.

*Дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК)* осуществляли на приборе синхронного термического анализа STA Jupiter 449 F3 фирмы Netzsch. Исследовали небольшие (до 0,2 г) образцы, имеющие форму дисков диаметром 3 мм и высотой 2 мм в среде аргона (ГОСТ 10157—2016). Нагрев образцов проводили в корундовых тиглях в диапазоне температур 20...1000 °С со скоростью 10 °С/мин, охлаждение от 1000 до 400 °С со скоростью 10 и 50 °С/мин.

Прибор в начальной фазе измеряет разницу температур образца и эталона (пустого тигля), расположенных на изготовленном из платины сенсоре. Так как теплоемкость тигля с образцом отличается от теплоемкости пустого тигля, то всегда существует постоянное различие их температур, которое возрастает, когда в образце происходят процессы с поглощением или выделением теплоты.

Программное обеспечение по разнице температур позволяет оценить тепловой поток (Дж/с или мВт) на единицу массы образца. Локальные экстремумы на кривой зависимости теплового потока от температуры отражают температуры фазовых переходов, происходящих в образце. Если перед превращением происходят предварительные процессы, сопровождающиеся выделением (поглощением) теплоты, то ширина экстремума увеличивается, а отклонение от монотонного хода линий может происходить при температуре, не соответствующей началу фазового перехода.

Для повышения точности измерений за начало и завершение превращения принимали температуру, при которой наблюдали перегиб на производной кривой ДСК. На результаты

ДСК оказывает влияние множество трудно контролируемых факторов [6], поэтому проводили сглаживание экспериментальных кривых полиномом 7–8-й степени. Обработка экспериментальных данных по ДСК реализована с использованием программного обеспечения Proteus Analysis.

**Результаты исследований и их обсуждение.**

Поскольку большинство важных операций термической обработки сталей связано с их нагревом до температур аустенизации, то кинетические и морфологические особенности фазового ( $\alpha \rightarrow \gamma$ )-превращения в значительной степени определяют структуру и свойства сталей.

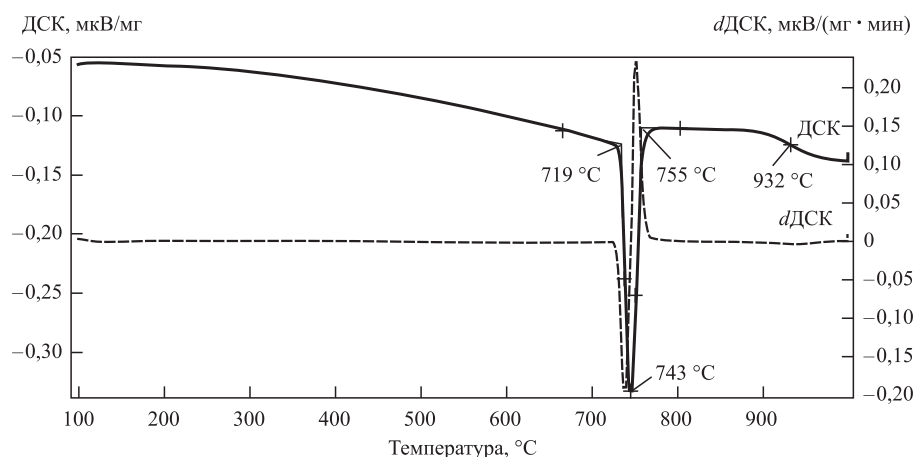
Образование аустенита при нагреве сводится к полиморфному ( $\alpha \rightarrow \gamma$ )-превращению и растворению в образовавшемся аустените карбидов и связаны они с изменением энтальпии и фиксируются на ДСК-кривой в виде экстремумов

(пиков) или перегибов. На ДСК-кривой (рис. 1) нагрева исследуемого образца наблюдается глубокий эндотермический эффект с максимумом пика при температуре 743 °С и перегиб при 932 °С.

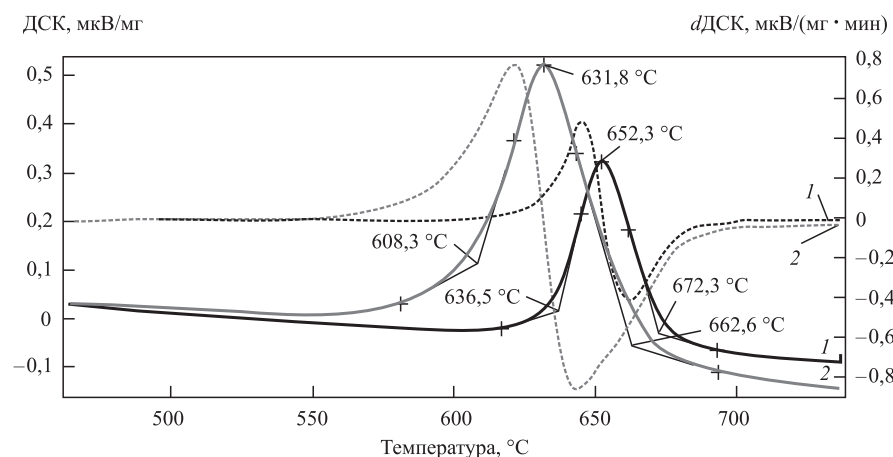
Эндотермический эффект свидетельствует о превращении феррита в аустенит ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ), перегиб — о растворении в аустените карбидов. При нагреве свыше 932 °С продолжается спад ДСК-кривой до температуры 950 °С и связан он с гомогенизацией аустенита. По ДСК-кривой нагрева определены критические точки стали 80P ( $A_{c1} = 721$  °С,  $A_{c3} = 757$  °С) и оптимальный диапазон температуры аустенитизации (930...950 °С).

Распад аустенита ( $\gamma$ -фаза) современных сталей в условиях непрерывного охлаждения с различными скоростями приводит к образованию сложного многообразия микроструктур, в которых кристаллы низкотемпературной  $\alpha$ -фазы значительно различаются по морфологии [7].

При охлаждении (рис. 2) на ДСК-кривой фиксируется только один экзотермический пик, связанный, предположительно, с переходом аустенита в перлит. Он заканчивается при 637 и 608 °С при скорости охлаждения 10 и 50 °С/мин соответственно. Наличие одного экзотермического пика на ДСК-кривой и ее первой производной (см. рис. 2) свидетельствует о выделении при охлаждении  $\alpha$ -фазы одного морфологического типа. Увеличение скорости охлаждения приводит к смещению характеристических точек экзотермического эффекта в сторону низких температур. На ДСК-кривой распад аустенита при охлаждении со скоростью 10 °С/мин наблюдается в диапазоне температур 672...637 °С, при 50 °С/мин — 663...608 °С.



**Рис. 1.** ДСК-кривая и кривая производной ДСК (по времени) непрерывного нагрева горячекатаной стали 80P со скоростью 10 °С/мин



**Рис. 2.** ДСК-кривая и кривая производной ДСК (по времени) непрерывного охлаждения горячекатаной стали 80P при различных скоростях:  
1 — 10 °С/мин; 2 — 50 °С/мин

При охлаждении (рис. 2) на ДСК-кривой фиксируется только один экзотермический пик, связанный, предположительно, с переходом аустенита в перлит. Он заканчивается при 637 и 608 °С при скорости охлаждения 10 и 50 °С/мин соответственно. Наличие одного экзотермического пика на ДСК-кривой и ее первой производной (см. рис. 2) свидетельствует о выделении при охлаждении  $\alpha$ -фазы одного морфологического типа. Увеличение скорости охлаждения приводит к смещению характеристических точек экзотермического эффекта в сторону низких температур. На ДСК-кривой распад аустенита при охлаждении со скоростью 10 °С/мин наблюдается в диапазоне температур 672...637 °С, при 50 °С/мин — 663...608 °С.

По температурному диапазону выделения продуктов распада аустенита с учетом литературных данных можно предположить: при ско-

Результаты определения критических точек при непрерывном охлаждении стали 80P с использованием комплекса GLEEBLE 3500 [8]

Скорость охлаждения, °C/с	Температуры фазовых превращений, °C							Структура		
	Выделение феррита		Перлитное превращение		Бейнитное превращение		Мартенситное превращение			
	Начало	Конец	Начало	Конец	Начало	Конец	Начало			
7	727,9	650,46	650,46	613,22	—	—	—	Ф + ФКС		
15	683,29	656,15	656,15	595,68	585,03	536,23	—	Ф + ФКС + Б <sub>в</sub>		
20	—	—	669,32	588,18	559,96	524,51	241,65	Ф + ФКС + Б <sub>в</sub> + Б <sub>н</sub> (участки)		
23			627,2	582,37	562,47	520,59		Ф + ФКС + Б <sub>в</sub> + Б <sub>н</sub> (участки)		
25			—	—	—	—		627,51	519,39	230,68
30							633,93	478,5	216,47	ФКС (Т) + Б <sub>в</sub> + М
40							628,99	482,75	223,76	ФКС (Т) + М
50							628,85	499,64	231,26	
60							613,03	535,24	263,66	

Обозначения: Ф — феррит; Б<sub>в</sub>, Б<sub>н</sub> — верхний и нижний бейнит; Т — троостит; М — мартенсит.

ростях охлаждения 10 и 50 °C/мин образуется грубая смесь феррита и цементита (перлита). Эта структура образуется при температуре 650...700 °C, перлит более тонкого строения (сорбит) — при более низких температурах (550...600 °C).

Таким образом, ФКС образуется при скоростях охлаждения больших, чем 50 °C/мин (0,8 °C/с), что подтверждается результатами исследования, представленными в таблице. Из них следует, что образование ФКС начинается при скорости охлаждения переохлажденного аустенита не менее чем 7 °C/с. Чем больше скорость охлаждения в интервале перлитного превращения, тем ниже температурный интервал распада аустенита и тем дисперсней образующаяся феррито-карбидная структура.

В результате проведенного исследования были определены критические точки, температуры аустенитизации и охарактеризована структура, формирующаяся при распаде аустенита при непрерывном охлаждении со скоростями 10 и 50 °C/мин.

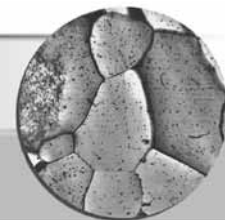
**Заключение.** Результаты исследования показали необходимость использования аустенитизации в интервале температур 930...950 °C при производстве высокопрочной арматуры ответственного назначения из стали 80P.

Экспериментальные данные метода ДСК являются информативными, их применение в комплексе с дилатометрическими и металлографическими методами позволяют отработать режимы термической обработки, обеспечивающие формирование требуемой микроструктуры.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Никифоров Б.А., Харитонов В.А., Киреев Е.Н. Производство высокопрочной арматурной проволоки: учеб. пособие. Свердловск: УПИ им. С.М. Кирова, 1982. 96 с.
2. Лебедев В.Н., Корчунов А.Г., Чукин М.В. Производство высокопрочной стабилизированной арматуры для железобетонных шпал нового поколения // *Металлург.* 2011. № 1. С. 75—78.
3. Усовершенствование сквозной технологии производства бунтового проката из стали марки 80P в условиях ОАО "ММК" / А.Г. Корчунов, В.А. Бигеев, А.Б. Сычков, Г.С. Зайцев, Ю.А. Ивин, А.Ю. Дзюба // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова.* 2013. № 2. С. 29—35.
4. Wiewiórowska S., Muskalski Z. The assessment of the structure and properties of high-carbon steel wires after the process of patenting with induction heating // *Archives of metallurgy and materials.* 2015. Vol. 60. No. 2. P. 2015—2018.
5. Влияние режимов охлаждения на превращение аустенита в перлит / Э.В. Парусов, В.В. Парусов, Л.В. Сагура, А.И. Сивак // *Строительство, материаловедение, машиностроение. Серия: Стародубовские чтения.* 2011. Вып. 58. С. 527—531.
6. Уэндландт У. Термические методы анализа. М.: Мир, 1979. 520 с.
7. Моделирование  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в сталях / А.А. Васильев, Д.Ф. Соколов, Н.Г. Колбасников, С.Ф. Соколов // *Физика твердого тела.* 2012. Том 54. Вып. 8. С. 1565—1574.
8. Чукин Д.М., Ишимов А.С., Жеребцов М.С. Использование комплекса GLEEBLE 3500 для определения критических точек микролегированной стали 80P // *Международный научно-исследовательский журнал.* 2012. № 5 (5). С. 131—133.

Ксения Григорьевна Пивоварова, канд. техн. наук,  
k.pivovarova@magtu.ru



УДК 669.715

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-9-412-418

В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева, Е.А. Филатов, И.А. Макарова  
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)

## Некоторые аспекты повышения жаропрочности литейных сложнолегированных сплавов на никелевой основе в результате влияния перераспределения легирующих элементов между $\gamma$ -твердым раствором и упрочняющей $\gamma'$ -фазой

*Установлено положительное влияние легирующих элементов на термостабильность  $\gamma$ -матрицы и упрочняющей  $\gamma'$ -фазы литейных никелевых сплавов, а следовательно, на повышение их жаропрочности. Легирующие элементы тормозят диффузионные процессы, увеличивая сопротивление ползучести сплавов при высоких температурах и нагрузках. Определено, что наиболее показательными параметрами фазового состава исследованных сплавов являются коэффициенты распределения легирующих элементов между  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазами. Сформулированы основные принципы сбалансированного легирования, на которых осуществляется выбор оптимального химического состава жаропрочных никелевых сплавов.*

**Ключевые слова:** литейный сплав; жаропрочный никелевый сплав; легирующие элементы; рений; рутений; гафний;  $\gamma$ -твердый раствор на основе никеля; упрочняющая интерметаллидная  $\gamma'$ -фаза;  $\alpha$ -фаза; периоды кристаллической решетки  $\gamma$ -твердого раствора; мисфит ( $\gamma/\gamma'$ ); коэффициент распределения легирующих элементов; теория легирования.

*The positive effect of alloying elements on the thermal stability of the  $\gamma$ -matrix and the strengthening  $\gamma'$ -phase of casting nickel alloys, and consequently, on the increase in their heat-temperature strength is established. The alloying elements inhibit diffusion processes, thereby increasing the creep resistance of alloys at high temperatures and loads. It is found that the most indicative parameters of the phase composition of the test alloys are the alloying elements distribution coefficients between the  $\gamma$ - and  $\gamma'$ -phases. The basic principles of balanced alloying are formulated, on which the choice of the optimal chemical composition of heat-temperature nickel alloys is carried out.*

**Keywords:** casting alloy; high-temperature nickel alloy; alloying elements; rhenium; ruthenium; hafnium;  $\gamma$ -solid solution based on nickel; hardening intermetallic  $\gamma'$ -phase;  $\alpha$ -phase; periods of crystal lattice of  $\gamma$ -solid solution; misfit ( $\gamma/\gamma'$ ); distribution coefficient of alloying elements; alloying theory.

Наибольшее применение в современном авиа- и ракетном двигателестроении нашли жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС). Жаропрочные сплавы на основе никеля обладают сложным химическим составом: содержат до 10 основных легирующих элементов, не считая многих полезных микродобавок редкоземельных металлов, тщательно сбалансированных для получения необходимых свойств. Они име-

ют гетерофазную структуру — высокодисперсные частицы  $\gamma'$ -фазы на основе интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (упорядоченная ГЦК-сверхструктура типа  $\text{L1}_2$ ), равномерно распределенные в матрице из твердого  $\gamma$ -раствора легирующих элементов в никеле (неупорядоченная ГЦК-структура) (рис. 1).

На рис. 2 приведены микроструктуры сплава СЛЖС32 после термической обработки: вы-



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава ЭП800 (светопольное изображение в рефлексе  $\gamma'$ -фазы).  $\times 20\ 000$

держка 6 ч при 1200 °С; выдержка 2 ч при 1000 °С; закалка со скоростью  $(100 \pm 20)$  °С/мин; нагрев до 900 °С; выдержка 16 ч при 900 °С и последующее охлаждение с печью.

Анализ микроструктуры сплава СЛЖС32 после высокотемпературной обработки показал снижение содержания эвтектических фаз и неравновесных выделений (см. рис. 2, а) до 0,2...0,3 %, что свидетельствует о полноте устранения ликвационной неоднородности. Частицы  $\gamma'$ -фазы на основе интерметаллида  $Ni_3(Al, Nb)$  выделяются кубической формы с оптимальными размерами 300...400 нм (см. рис. 2, б).

Микроструктура материала после испытаний на длительную прочность представляет собой "рафт"-структуру, что является подтверждением того, что сплав максимально выработал свой ресурс (см. рис. 2, в).

Исследования механических свойств показали, что длительная прочность образцов из опытного сплава СЛЖС32 (0,5 % Re) находится

на уровне минимальных значений сплава ЖС32 (4,0 % Re), при этом отстает от зарубежного аналога CMSX-4 не более чем на 7 % (см. табл. 1).

Установлено (рис. 3), что значения жаропрочности разработанного сплава СЛЖС32 соответствуют минимальным значениям ренийсодержащего сплава ЖС32 и зарубежного аналога CMSX-4, при этом значительно превосходят жаропрочность сплава ЖС6У при сопоставимой стоимости шихтовых материалов (см. табл. 1).

Упрочнение в сплаве происходит в результате дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы кубической формы, образующихся при распаде пересыщенного раствора в процессе охлаждения. Их объемная доля в структуре сплава достигает 60...70 %.

При разработке никелевых жаропрочных сплавов в мировой практике прослеживается тенденция повышения уровня жаропрочных свойств литейных сплавов за счет более сложного легирования. В настоящее время в качестве легирующих элементов используют дорогостоящие Re, Ru, Hf. Эти элементы оказывают положительное влияние на термостабильность  $\gamma$ -матрицы и упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, тормозят диффузионные процессы, повышая сопротивление ползучести сплавов под воздействием высоких температур и напряжений. Использование Re и Ru в качестве легирующих элементов приводит к удорожанию данных сплавов. Однако такое легирование целесообразно вследствие заметного увеличения их работоспособности и ресурса.

При получении монокристаллов из жаропрочных никелевых сплавов методом направленной кристаллизации в отливке возникает химическая и структурная неоднородность, обусловленная микроликвацией легирующих элементов в пределах дендритной ячейки. Легирующий элемент, повышающий температуру солидус, обогащает оси дендритов, но концентрируется в междендритных областях.

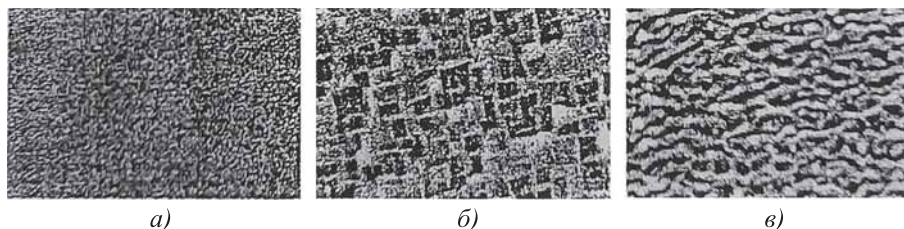


Рис. 2. Микроструктуры сплава СЛЖС32 после полного цикла высокотемпературной обработки:

а — общий вид,  $\times 300$ ; б —  $\gamma'$ -фаза,  $\times 10\ 000$ ; в — "рафт"-структура,  $\times 10\ 000$

## 1. Химический состав литейных жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, % мас. (Ni — остальное)													Прочие элементы, не более	
	C	Cr	Mo	W	Co	Al	Ti	Nb	Al + Ti + Nb	Fe	Ta	Hf	Re		Du
ВЖЛ14	0,05	19,5	5,0	—	—	1,4	2,7	—	4,1	9,0	—	—	—	—	0,02 Ce 0,005 B
ЭП202	0,06	18,0	4,5	4,5	—	1,2	2,7	—	3,9	1,2	—	—	—	—	
ЭП590	0,07	18,2	10,0	2,0	—	1,4	2,8	—	4,2	8,5	—	—	—	—	0,02 Ce 0,005 B 0,02 Y
ЖСЗДК	0,07	15,5	4,0	4,5	9,5	4,5	2,7	—	7,2	1,2	—	—	—	—	
ЖС6К	0,15	12,0	5,2	7,0	4,2	5,0	2,5	—	7,5	1,0	—	—	—	—	0,02 Ce 0,005 B 0,02 Y
ЖС6У	0,19	9,0	1,8	10,5	10,0	5,5	2,5	1,1	9,1	0,8	—	—	—	—	
ЖС6У с добавками	0,19	9,0	1,8	10,85	10,0	5,5	2,5	1,1	9,1	—	—	—	—	—	—
СМSX-6	—	9,7	2,9	—	4,9	4,8	4,7	—	9,5	—	2,0	0,05	—	—	
ЖС40	—	6,1	4,0	6,9	0,5	5,6	—	0,2	5,8	—	7,0	—	—	—	0,015 B
ЖС6Ф	0,15	5,5	1,0	12,0	9,5	5,5	1,1	1,6	8,2	—	—	1,2	—	—	
СМSX-4	—	6,6	0,6	6,4	9,6	5,6	1,0	—	6,6	—	6,5	0,11	3,0	<0,006 C	0,002 C
СМSX-10	—	2,0	0,4	5,0	3,0	5,7	0,2	0,1	6,0	—	8,0	0,02	6,0	—	
ЭП800	≤0,05	12,7	5,5	5,0	9,0	4,6	—	1,8	6,4	≤0,5	—	—	—	—	≤0,4 Si ≤0,2 B 0,02 Ce ≤0,15 P
ЭП885	≤0,06	17,8	5,5	5,5	4,4	1,3	2,6	0,9	4,8	≤1,5	—	—	—	—	
ЖС32	≤0,02	5,0	3,0	8,4	10,8	5,6	—	0,95	6,5	—	7,7	—	4,0	—	0,02 Ce 0,005 B 0,02 Y
СЛЖС32	≤0,02	5,0	3,0	8,4	10,8	5,6	—	1,0	6,6	—	7,7	0,13	0,5	—	
ЖС36	≤0,02	4,0	1,0	12,0	5,5	6,0	1,0	1,0	8,0	—	1,5	—	—	—	—
ЭП962	0,11	13,5	4,5	2,9	10,0	3,6	2,6	3,5	9,7	—	—	—	—	—	

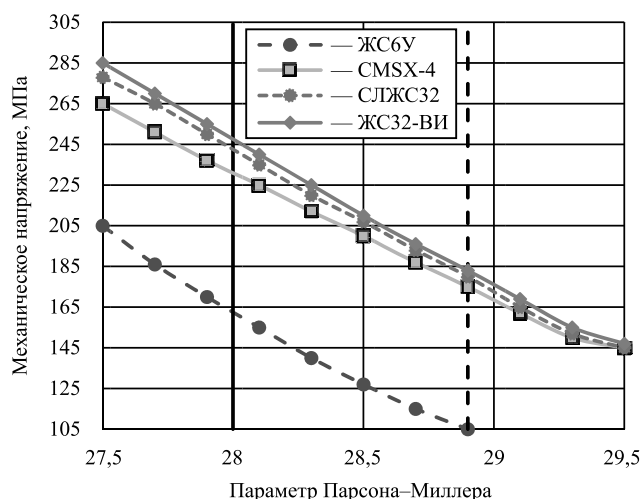


Рис. 3. Сравнение результатов испытаний на длительную прочность жаропрочных никелевых сплавов

В случае максимального легирования упрочняющими элементами в количествах, близких к предельной растворимости, в условиях неравновесной кристаллизации при получении деталей ГТД с использованием технологии точного литья существенно повышается вероятность образования избыточных фаз, не участвующих в упрочнении, такими фазами являются — эвтектическая  $\gamma/\gamma'$ -фаза, ТПУ-фаза и  $\alpha$ -фаза.

Легирование элементами Al, Ti, Ta, Nb, Pt, Hf преимущественно растворяется в  $\gamma'$ -фазе и поэтому их называют  $\gamma'$ -образующими. Элементы V, Co, Cr, Mo, Re, Ru, Ir, главным образом, растворяются в  $\gamma$ -матрице и относятся к  $\gamma$ -стабилизирующим элементам. Вольфрам примерно поровну распределяется между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами. В соответствии с коэффициентом распределения концентрация рения в  $\gamma$ -матрице максимальная в сравнении с остальными элементами легирующего комплекса. Положительное влияние рения на длительную прочность обусловлено увеличением температуры солидус сплава, повышенной растворимостью рения в никелевом твердом растворе и увеличением периода кристаллической решетки, снижением коэффициентов диффузии легирующих элементов [1]. Однако при высоких температурах и длительных ресурсах в высокорениевых сплавах образуются ТПУ-фазы. Для стабилизации фазового состава и снижения вероятности образования вредных ТПУ-фаз сплавы дополнительно легируют рутением [2].

Наиболее показательными параметрами фазового состава ЖНС являются коэффициенты

распределения легирующих элементов между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами:

$$K_i = C'_i/C_i, \quad (1)$$

где  $C'_i$  и  $C_i$  — концентрации  $i$ -го элемента в  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазах соответственно, % ат.

Легирование элементами Al, Ta, Ti, Nb, образующие в двойных системах на основе никеля интерметаллическое соединение типа  $Ni_3Al$ , преимущественно растворяются в  $\gamma'$ -фазе и имеют  $K_i > 1$ . Элементы V, Co, Cr, Mo, Re, Ru, образующие широкие области  $\gamma$ -твердых растворов на основе никеля, растворяются, главным образом, в  $\gamma$ -фазе ( $K_i < 1$ ).

Анализируя известные экспериментальные данные по коэффициентам распределения легирующих элементов между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами ЖНС, содержащих рений и рутений, в порядке увеличения значений  $K_i$  для  $\gamma$ -стабилизирующих элементов их можно расположить в следующий ряд:  $K_{Re} < K_{Cr} < K_{Mo} < K_{Ru} < K_{Co} < K_W$  [3]. Как видно, коэффициент распределения рутения попадает в одну группу с молибденом и кобальтом.

Выбор оптимального химического состава ЖНС осуществляется на основе принципов сбалансированного легирования, к которым относятся:

- обеспечение фазовой стабильности сплава в широком интервале рабочих температур и ресурса, в противном случае в структуре сплавов образуются нежелательные фазы (например, ТПУ-фазы);

- оптимальное содержание высокодисперсных (0,3...0,5 мкм) частиц  $\gamma'$ -фазы кубической формы и минимальный темп ее растворения (для упрочнения матричного  $\gamma$ -твердого раствора исходное объемное содержание  $\gamma'$ -фазы в структуре сплава должно составлять 60...70 %).

В табл. 1 приведены химические составы 15 отечественных и трех зарубежных сплавов, в табл. 2 — составы  $\gamma$ -твердого раствора и  $\gamma'$ -фазы, количество  $\gamma'$ -фазы, общее количество карбидов в жаропрочных никелевых сплавах.

Элементы Cr, Co, Mo, W, Re упрочняют  $\gamma$ -твердый раствор, элементы Ni и Ta частично упрочняют  $\gamma$ -твердый раствор. Элементы Al, Ti, Nb, Ta стабилизируют упрочняющую  $\gamma'$ -фазу. Элементы Hf, Du, B, C упрочняют границы зерен и блоков.

**2. Состав  $\gamma$ -твердого раствора,  $\gamma'$ -фазы и количество  $\gamma'$ -фазы и карбидов  
в жаропрочных никелевых сплавах**

Сплав	Содержание элементов, % мас.									Состав $\gamma'$ -фазы, ат. доля	Количество, % мас.		
	Ni	Al	Ti	Nb	Cr	Fe	Co	Mo	W		$\gamma'$ - фазы	карби- дов	
ВЖЛ14	60,4...76,1	0,5...4,7	1,2...11,2	—	3,8...22,1	1,8...9,5	—	2,3...6,2	—	$(Ni_{0,93}Cr_{0,05}Fe_{0,02})_3$ $(Ti_{0,61}Al_{0,26}Mo_{0,013})_3$	≈21,5	1,17	
ЭП202	63,6...68,8	0,9...3,6	0,7...10,7		6,8...21,8	0,1...1,3		—	4,7...5,8	5,3...5,6	$(Ni_{0,91}Cr_{0,09})_3$ $Ti_{0,44}Al_{0,15}Mo_{0,15}W_{0,22}$	≈21,7	1,00
ЭП590	63,1...66,1	0,5...3,8	0,7...10,8		8,7...18,7	2,1...7,8		—	9,4...10,2	1,3...1,5	$(Ni_{0,85}Cr_{0,12}Fe_{0,03})_3$ $Ti_{0,41}Al_{0,15}Mo_{0,39}W_{0,05}$	≈21,6	1,11
ЖСЗДК	54,8...57,8	0,7...8,7	0,9...2,0		12,0...19,5	0,7...1,1		9,7...12,0	4,0...5,2	5,1...5,8	$(Ni_{0,72}Cr_{0,12}Fe_{0,03})_3$ $Ti_{0,1}Al_{0,44}Mo_{0,2}W_{0,26}$	≈52,5	1,46
ЖС6У	60,2...63,9	0,8...8,2	1,2...2,2	0,4...1,2	5,8...11,6	—	10,2...13,0	1,3...2,0	7,2...11,0	$Ni_{0,8}Cr_{0,13}Fe_{0,07}$ $Ti_{0,12}Al_{0,4}Mo_{0,06}Nb_{0,06}$	≈55	1,82	

Выбор оптимального химического состава жаропрочных никелевых сплавов осуществляется с учетом следующих положений:

1. Объемное содержание неравновесных фаз эвтектического/перитектического происхождения (для уменьшения микропористости оно должно быть минимальным).

2. Температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе ( $\gamma'$ -солидус), которая является не только характеристикой термической стабильности гетерофазной  $\gamma/\gamma'$ -структуры, но и определяет в первом приближении максимальный уровень жаропрочных свойств сплавов (с повышением  $\gamma'$ -солидус возрастает высоко-температурная длительная прочность ЖНС).

3. Температура солидуса (если легирование повышает солидус, то диффузионная подвижность атомов в таком сплаве будет ниже и, следовательно, стабильность структуры и жаропрочность выше).

4. Периоды кристаллических решеток  $\gamma'$ -твердого раствора и  $\gamma'$ -фазы и их размерное несоответствие (мисфит), поскольку для достижения высокого сопротивления ползучести периоды кристаллических решеток фаз должны быть максимальными, а период решетки  $\gamma$ -твердого раствора должен быть больше, чем у  $\gamma'$ -фазы.

5. Температура плавления неравновесных фаз эвтектического/перитектического происхождения (для увеличения интервала термообработки она должна быть максимальной, иначе не удастся полностью растворить  $\gamma'$ -фазу

и провести полную гомогенизацию  $\gamma$ -твердого раствора без риска плавления междендритных областей отливки из ЖНС).

6. Температурный интервал кристаллизации (для увеличения склонности сплавов к формированию столбчатой и монокристаллической структур и уменьшению объемной доли микропористости при направленной кристаллизации он должен быть минимальным).

7. Плотность сплава в межосных участках дендритной отливки (для устранения образования при направленной кристаллизации ростовых дефектов типа струйная ликвация она должна быть примерно равна плотности сплава).

Для достижения максимальных характеристик жаропрочности в выбранной системе легирования расчетным путем установлено, что величина  $\gamma/\gamma'$ -мисфита:  $\Delta = (a_\gamma - a_{\gamma'})/a_{\gamma'}$  (где  $a_\gamma$ ,  $a_{\gamma'}$  — периоды решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз) должна быть положительной при  $a_\gamma > a_{\gamma'}$  и в 2—3 раза больше, чем у монокристаллических ЖНС с традиционной системой легирования, для которых  $\Delta = 0,1...0,2$  % и более.

Экспериментально определено, что при многокомпонентном легировании жаропрочных никелевых сплавов влияние легирующих элементов на период кристаллической решетки  $\gamma'$ -фазы слабее, чем у  $\gamma$ -твердого раствора. Структурно-фазовые параметры концентрационного упрочнения определяют, главным образом, легирующие элементы, которые в наибольшей степени изменяют период решетки  $\gamma$ -твердого раствора.



Мисфит  $\gamma/\gamma'$  определяется, главным образом, теми легирующими элементами, которые наиболее сильно увеличивают период решетки  $\gamma$ -твердого раствора. Такими элементами в порядке возрастания на период решетки  $\gamma$ -фазы являются Ru, Re, Mo, W, Nb, Ta. Однако эффективность упрочнения определяется не только периодом кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы, полезный эффект также зависит от растворимости легирующего элемента в основе фазы, различия валентностей и модулей упругости, других физических констант.

Успешная реализация ряда главных положений теории легирования современных ЖНС в значительной степени связана с точностью расчета коэффициентов распределения легирующих элементов между  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазами, поэтому работы в данном направлении актуальны.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гадалов В.Н., Рыжков Ф.Н. Литые сплавы на никельхромовой основе, способы их термообработки. М.: Российская инженерная академия; Курский гос. техн. ун-т, 1994. 105 с.
2. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. Кн. 1 / пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1995. 384 с.
3. Гадалов В.Н., Рыжков Ф.Н., Корневский Н.А. Внутреннее трение, структура и физико-механические свойства литейных жаропрочных сплавов на никелевой основе. Курск: Изд-во Курского гос. техн. ун-та, 1996. 215 с.
4. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой // *Материаловедение*. 1997. № 4. С. 32–39.
5. Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Физико-химические и структурные характеристики жаропрочных никелевых сплавов // *Металлы*. 2001. № 2. С. 63–73.
6. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСИС, 2001. 632 с.
7. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василенок Л.Л. Рений в жаропрочных никелевых сплавах // *Материаловедение*. 2001. № 2. С. 23–29. № 3. С. 38–43.
8. Каблов Е.Н., Логунов А.В., Сидоров В.В. Особенности легирования и термообработки литейных жаропрочных никелевых сплавов. Часть 1 // *Материаловедение*. 2001. № 4. С. 9–15.
9. Коваль А.Д., Беликов С.Б., Санчуглов Е.Л. Принципы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких к высокотемпературной коррозии // *МиТОМ*. 2001. № 10. С. 5–9.
10. Тарасенко Л.В. Этапы развития металловедения жаропрочных сталей во второй половине XX века // *МиТОМ*. 2001. № 10. С. 17–18.
11. Жеманюк П.Д., Лысенко Н.А., Клочихин В.В. Влияние состава и технологических факторов на структуру и свойства никелевых сплавов // *МиТОМ*. 2001. № 9. С. 19–23.
12. Цвирко Э.И., Жеманюк П.Д., Клочихин В.В. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов // *МиТОМ*. 2001. № 10. С. 13–17.
13. Свистунова Т.В., Сокуша Н.Д., Лапшина О.Д. Влияние холодной деформации и старения на структуру и свойства коррозионно-стойкого Ni–Cr–Mo-сплава // *МиТОМ*. 2002. № 1. С. 14–18.
14. Винтайкин Е.З., Носова Г.И. Фазовые превращения в жаропрочных сплавах системы Ni–Cr–Fe–Nb // *МиТОМ*. 2002. № 5. С. 37–40.
15. Каблов Е.Н., Толорая В.Н., Орехов Н.Г. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток ГТД // *МиТОМ*. 2002. № 7. С. 7–11.
16. Толорая В.Н., Орехов Н.Г., Каблов Е.Н. Усовершенствованный метод монокристаллического литья турбинных лопаток ГТД и ГТУ // *МиТОМ*. 2002. № 7. С. 11–16.
17. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Бантушкин В.П. Сплав на основе интерметаллида Ni3Al — перспективный материал для лопаток турбин // *МиТОМ*. 2002. № 7. С. 16–19.
18. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом // *МиТОМ*. 2002. № 7. С. 20–23.
19. Толорая В.Н., Орехов Н.Г., Ломберг Б.С. Коррозионно-стойкие жаропрочные сплавы для крупногабаритных монокристаллических турбинных лопаток // *МиТОМ*. 2003. № 1. С. 26–31.
20. Горохов В.П., Колачев Б.А., Парфенов О.А. Влияние бора на структуру и свойства поковок дисков из жаропрочного сплава ХН73МБТЮ-ВД (ЭИ698-ВД) // *МиТОМ*. 2003. № 4. С. 22–26.
21. Колотушкин В.П., Кондратьев В.П., Лаушкин А.В. Влияние длительного старения на структурно-фазовую стабильность и свойства никельхромовых сплавов // *МиТОМ*. 2003. № 11. С. 7–10.
22. Ющенко А.К., Звягинцева А.В. Влияние термообработки и степени легирования на структурные изменения никелевых сплавов // *Автоматическая сварка*. 2004. № 7. С. 14–16.
23. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Никель и его сплавы: учебник для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
24. Каблов Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. 272 с.
25. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД // *Технология легких сплавов*. 2007. № 7. С. 17–23.

26. **Логунов А.В., Разумовский И.М., Ларионов В.Н.** Жаропрочные никелевые сплавы, получаемые методом монокристаллического литья, для деталей перспективных двигателей // *Материалы авиационной и космической техники. Перспективные материалы*. 2008. № 2. С. 10—18.
27. **Теоретический** анализ системы легирования и разработка новых жаропрочных никелевых сплавов / А.В. Логунов, В.Н. Ларионов, И.М. Разумовский, Г.Б. Строганов // *Доклады академии наук*. 2008. Т. 421. № 5. С. 621—624.
28. **Гецов Л.Б.** Материалы и прочность деталей газовых турбин. Книга 1. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2010. 611 с.
29. **Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Рагозина В.В.** Распределение легирующих элементов в  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазах современных высокопрочных никелевых сплавов // *Вестник МГОУ. Серия "Техника и технологии"*. 2011. № 3. С. 5—9.
30. **Металлография** металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электронским легированием / В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Е.Н. Агеев, Д.Н. Романенко. М.: ИНФРА-М, 2011. 468 с.
31. **Пат. 2519075 Российская Федерация, МПК С 22 С 19/05.** Жаропрочный сплав на основе никеля для литья деталей горячего тракта газотурбинных установок / Лубенец В.П., Кац Э.Л., Дуб А.В. Заявитель и патентообладатель ОАО "НПО Сатурн". № 2013104628/02; заявл. 05.02.2013; опублик. 10.06.2014, Бюл. № 16. 6 с.
32. **Гадалов В.Н., Емельянов С.Г., Скрипкина Ю.В.** Модифицирование — метод управления структурой и свойствами металлов, сплавов и покрытий // *Известия ЮЗГУ. Серия "Техника и технологии"*. 2013. № 2. С. 12—15.
33. **Зайцев Н.А., Хрящов И.И., Шатульский А.А.** Исследование и разработка безрениевого жаропрочного никелевого сплава с эксплуатационными свойствами на уровне ЖС32 // *Вестник Рыбинского государственного авиационного университета им. П.А. Соловьева*. 2015. № 2. С. 11—17.
34. **Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Заводов С.А.** Разработка экономно-легированного жаропрочного никелевого сплава СЛЖС32БР с монокристаллической структурой // *Материаловедение*. 2015. № 12. С. 24—28.
35. **Гадалов В.Н., Ляхов А.В., Абакумов А.В.** Инно- и реновационные технологические процессы при изготовлении и ремонте газотурбинных установок // *Ремонт. Восстановление. Реновация: материалы VI Всероссийской НПК (3—5 марта 2015 г.)*. Уфа: Башкирский ГАУ, 2015. С. 47—54.
36. **Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Заводов С.А.** Исследование экономно легированного жаропрочного никелевого сплава СЛЖС32БР с монокристаллической структурой // *Материаловедение*. 2016. № 1. С. 29—34.
37. **Гадалов В.Н., Ковалев С.В., Скрипкина Ю.В.** К оценке характеристик жаропрочности на основе метода многофакторного планирования эксперимента // *Сб. трудов Всероссийского совещания зав. кафедрами материаловедения и технологии металлов. "Междисциплинарные подходы в материаловедении и технологии"* (6—8 октября 2015 г.). Белгород: Изд-во БГТУ, 2015. С. 7—14.
38. **Жаропрочный** дисперсионно-твердеющий сплав ХН67МВТЮ (ЭП202) на никельхромовой основе, некоторые сведения / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева, Е.А. Филатов // *Естественные и технические науки*. 2017. № 8. 74—80.
39. **Некоторые** сведения по изготовлению высококачественных отливок способом литья по выплавляемым моделям (ЛПМ) жаропрочного сплава ЭИ598 / В.Н. Гадалов, И.А. Макарова, Е.А. Филатов, И.В. Ворначева и др. // *Сб. материалов VII Международной конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов"* (7—10 ноября 2017 г.). М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 534—537.
40. **Использование** фраттографии для оценки надежности жаропрочных литейных сплавов с никельхромовой основой / В.Н. Гадалов, А.Б. Коломенский, И.А. Макарова, Е.А. Филатов // *Сб. материалов VII международной конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов"* (7—10 ноября 2017 г.). М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 753—755.
41. **Гадалов В.Н., Петренко В.Р., Романенко Д.Н.** Влияние структуры на характер разрушения свариваемых литейных никелевых сплавов // *Сварочное производство*. 2017. № 12. С. 26—32.
42. **Определение** температурного интервала повреждаемости жаропрочного сплава ЭП202 методом внутреннего трения / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева, Д.С. Алымов, И.А. Макарова, Е.А. Ельников // *Естественные и технические науки*. 2018. № 5. С. 218—221.
43. **Исследование** механизма низкотемпературного превращения в нихромах / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева, Д.С. Алымов // *Естественные и технические науки*. 2018. № 6. С. 123—128.
44. **Модернизация** процесса технологии электроискрового легирования / В.Н. Гадалов, И.В. Ворначева, И.А. Макарова и др. // *Ремонт. Восстановление. Модернизация*. 2019. № 5. С. 41—48.
45. **Гадалов В.Н.** Прогнозирование надежности металлоконструкций методами статистического моделирования / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, Е.А. Филатов и др. // *Научная жизнь*. 2019. Т. 14. № 4. С. 457—462.

*Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук;  
Александр Владимирович Филонович,  
д-р техн. наук;  
Ирина Валерьевна Ворначева, канд. техн. наук,  
vornairina2008@yandex.ru;  
Евгений Алексеевич Филатов;  
Ирина Александровна Макарова*

А.А. Красуля<sup>1</sup>, А.А. Пермитина<sup>2</sup>, А.С. Помельникова<sup>2</sup>, С.Г. Цих<sup>1</sup>  
(<sup>1</sup>ООО "Термохим", г. Москва,

<sup>2</sup>Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

## Химико-термическая обработка стали 08X18H10T для повышения ее эксплуатационных характеристик

*Исследовано влияние жидкостного борирования на структуру и свойства стали 08X18H10T. В результате металлографических исследований установлена зависимость соотношения фаз в боридном слое от времени выдержки. Проведены испытания на коррозионную стойкость в 5%-ном солевом растворе и в камере солевого тумана. Показано, что после жидкостного борирования коррозионная стойкость стали 08X18H10T практически не ухудшается.*

**Ключевые слова:** борирование; аустенитные стали; коррозионная стойкость; химико-термическая обработка; поверхностная твердость.

*Effect of liquid boriding on the structure and properties of 08Kh18N10T steel is studied by metallographic studies. The dependence of the phase ratio in the boride layer on holding time is established. Corrosion resistance tests in 5 % saline solution and in salt spray chamber are performed. It is shown that the corrosion resistance of 08Kh18N10T steel practically does not deteriorate after liquid boriding.*

**Keywords:** boriding; austenitic steels; corrosion resistance; chemical heat treatment; surface hardness.

Нержавеющие аустенитные стали применяются во многих областях промышленности, в основном в пищевой и химической промышленности, так как за счет высокого содержания хрома и никеля в составе они обладают высокими коррозионными свойствами в основных кислотах и щелочах [1].

Несмотря на широкий спектр применения данных сталей, их аустенитная структура не обеспечивает достаточной для многих деталей твердости. Например, применение стали 08X18H10T в пищевой промышленности для шнеков или молотильных барабанов невозможно ввиду ее низких твердости и абразивной стойкости [2].

Закалка (аустенизация) стали 08X18H10T не позволяет получить необходимую твердость. Однако использование методов химико-термической обработки позволит увеличить поверхностную твердость и расширить область применения данной стали [3].

**Методика проведения исследований.** Исследовали образцы из стали 08X18H10T размерами 10×10×50 мм.

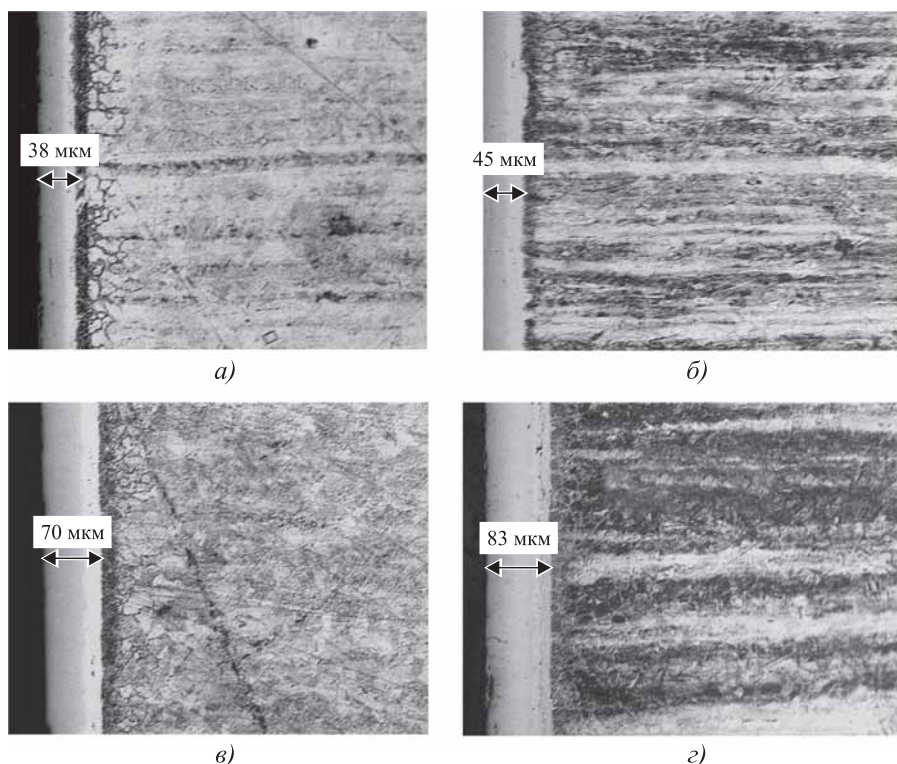
Основные методы поверхностного упрочнения, такие как цементация и нитроцементация не подходят, так как снижают коррози-

онные свойства данной стали. Азотирование или карбонитрация повышают поверхностную твердость стали 08X18H10T, однако данные технологии подходят, если детали подвергаются трению [4]. Единственной технологией, позволяющей увеличить абразивную стойкость и при этом сохранить коррозионную стойкость, является технология борирования [5].

Существует множество способов борирования: газовый, из твердой фазы, электролизный, с помощью паст, жидкостный и др. [6]. Однако наиболее универсальный метод борирования — жидкостный безэлектролизный способ борирования, позволяющий обрабатывать детали различной конфигурации.

**Цель работы** — исследование влияния процесса высокотемпературного безэлектролизного борирования на структуру и коррозионные свойства стали 08X18H10T.

**Результаты исследования.** Процесс борирования проводили в расплаве на основе солей и тетрабората натрия [7]. Известно, что борирование нержавеющей сталей требует высокой температуры процесса. Максимально возможно низкой и при этом позволяющей проводить насыщение является температура 900 °С [8]. При такой температуре борирования стали

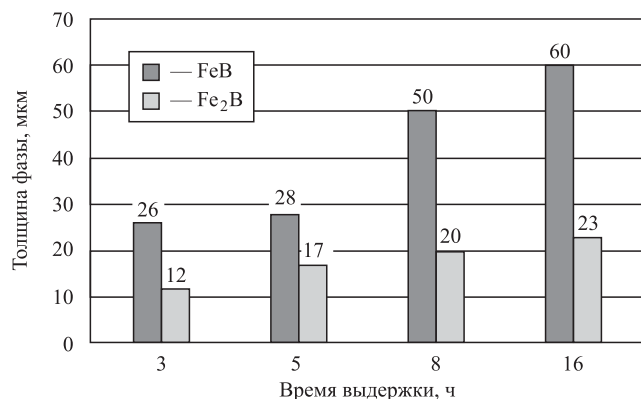


**Рис. 1. Микроструктуры стали 08X18H10T после борирования при температуре 900 °С с различной выдержкой (×800):**

*a* – 3 ч; *б* – 5 ч; *в* – 8 ч; *з* – 16 ч

08X18H10T получены двухфазные боридные слои различных толщин (рис. 1) и с различными соотношениями количества фаз FeB и Fe<sub>2</sub>B (рис. 2).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при увеличении времени выдержки соотношение фаз FeB:Fe<sub>2</sub>B значительно изменяется. При небольших выдержках соотношение близко к 2:1, при повышении времени выдержки оно составляет почти 4:1. Вероятно, это



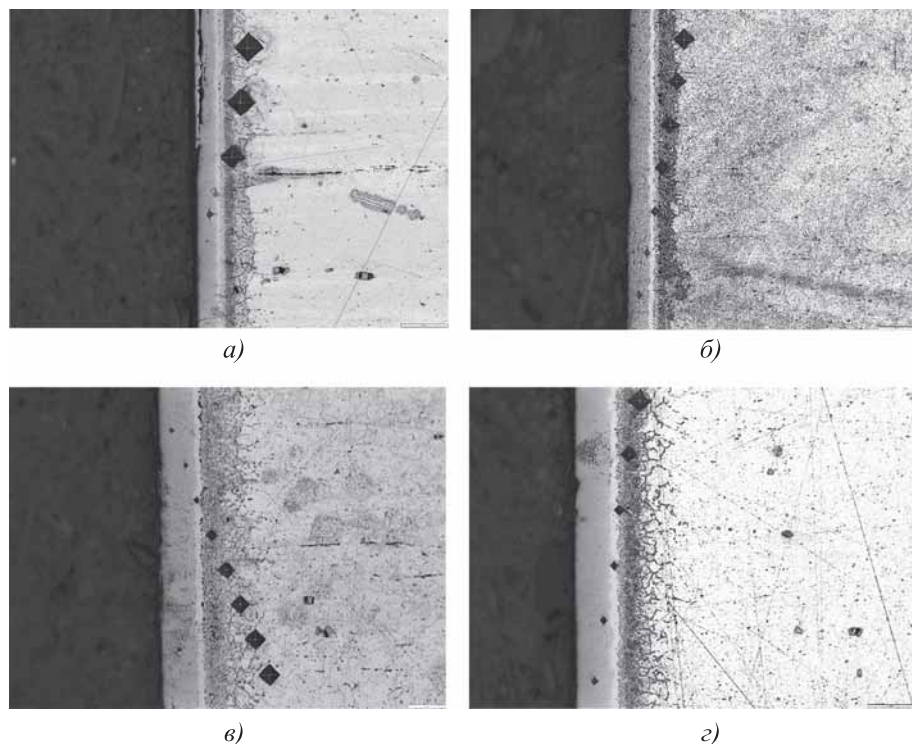
**Рис. 2. Гистограмма зависимости соотношения фаз в боридном слое от времени выдержки при температуре борирования 900 °С**

связано с тем, что высокое содержание никеля снижает растворимость хрома, в результате чего возрастает его концентрация в переходной зоне, образуется прослойка мелких боридов. Из-за этого рост фазы Fe<sub>2</sub>B замедляется, а так как разница градиента концентраций между расплавом и поверхностью остается, увеличивается именно высокобористая фаза FeB (см. рис. 2) [9].

Микротвердость практически не зависит от времени выдержки и составляет в фазе FeB ~2200 HV 0,1 и в фазе Fe<sub>2</sub>B ~1900 HV 0,1 на всех образцах (рис. 3).

Помимо твердости остается важным сохранение коррозионной стойкости, поэтому проведены испытания в 5%-ном солевом растворе и в камере солевого тумана. Испытания выполняли на образцах после борирования при температуре 900 °С с выдержкой 5 ч и на образцах без обработки (рис. 4).

Полученные результаты коррозионных испытаний свидетельствуют о том, что боридные слои не ухудшают коррозионные свойства стали 08X18H10T, а сохраняют их практически на том же уровне.



соотношением фаз FeB и Fe<sub>2</sub>B. Проведенные коррозионные испытания свидетельствуют о сохранении стойкости стали 08X18H10T к солевому раствору и солевому туману после борирования.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 5632—2014 Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. М.: Стандартиформ, 2015.
2. Бурашников Ю.М., Максимов А.С. Охрана труда в пищевой промышленности, общественном питании и торговле: учеб. пособие для нач. проф. образования / Ю.М. Бурашников, А.С. Максимов. 8-е изд., стер. М.: Издательский центр "Академия", 2013. 320 с.
3. Драгунов Ю.Г., Зубченко А.С., Каширский Ю.В. и др. Марочник сталей и сплавов / под общ. ред. Ю.Г. Драгунова и А.С. Зубченко. 4-е изд., переработ. и доп. М., 2014.

Рис. 3. Отпечатки от замеров микротвердости после борирования при температуре 900 °С с различной выдержкой:

а — 3 ч; б — 5 ч; в — 8 ч; з — 16 ч

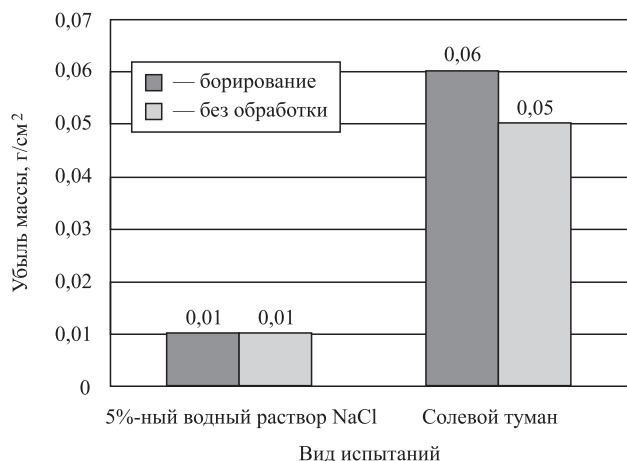


Рис. 4. Результаты испытаний на коррозионную стойкость образцов из стали 08X18H10T после борирования при температуре 900 °С с выдержкой 5 ч и без обработки

**Заключение.** Применение технологии безэлектролизного борирования при температуре процесса 900 °С при любом времени выдержки увеличивает поверхностную твердость, что связано с образованием боридных слоев с различным

1216 с.

4. Kayali Y., Gunes I., Ulu S. Diffusion kinetics of borided AISI 52100 and AISI 440C steels // Vacuum. 2012. Vol. 86. P. 1428—1434.
5. Есипов Р.С., Исламгалиев Р.К., Хусайнов Ю.Г. и др. Низкотемпературное ионное азотирование конструкционных высоколегированных сталей аустенитного и мартенситного классов // Вестник УГАТУ. 2019. Т. 23. № 2 (84). С. 26—32.
6. Крукович М.Г., Бадерко Е.А., Савельева А.С. Процессы борирования для получения защитных слоев различного целевого назначения и моделирование кинетики роста боридов // The Way of Science. 2014. Vol. 1. № 9 (9) P. 42—45.
7. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. М.: Физматлит, 2010. 384 с.
8. Цих С.Г., Мартынов В.Н., Шкляр Н.Е. Жидкостное борирование // РИТМ: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация. 2015. № 6 (104). С. 38—40.
9. Глухов В.П. Боридные покрытия на железе и сталях. Киев: Наукова думка, 1970. 208 с.

Анастасия Андреевна Красуля,  
krasulya230593@gmail.com;

Анастасия Андреевна Пермитина;

Алла Сергеевна Помельникова, д-р техн. наук;

Сергей Геннадьевич Цих, канд. техн. наук

## Методы оценки микроструктуры стального плоского проката по ГОСТ 5640—2020\*

### 1. Отбор и подготовка образцов

1.1. Место отбора образцов, направление (ориентация) и их количество для оценки микроструктуры должно быть указано в нормативных документах на поставку металлопродукции.

1.2. Образцы для оценки микроструктуры должны включать всю толщину металлопродукции и иметь ориентировку вдоль направления прокатки. Длина каждого образца вдоль направления прокатки должна обеспечивать изготовление шлифа площадью поверхности не менее толщины металлопродукции (в миллиметрах), умноженной на 40 мм. Схема вырезки образцов из плоского проката приведена на рисунке, плоскость шлифа заштрихована. Схема вырезки образца для других видов металлопродукции должна быть согласована изготовителем и заказчиком.

1.3. Образцы из металлопродукции вырезают любым механическим способом с припуском 0,5...1,0 мм. Припуск расходуется при шлифовании и необходим для удаления неровностей поверхности после резки, а также исключения последствий термического воздействия, которое может привести к изменению структуры металла.

1.4. На каждый образец наносят несмываемую маркировку, которая должна легко читаться и содержать сведения, необходимые для его однозначной идентификации.

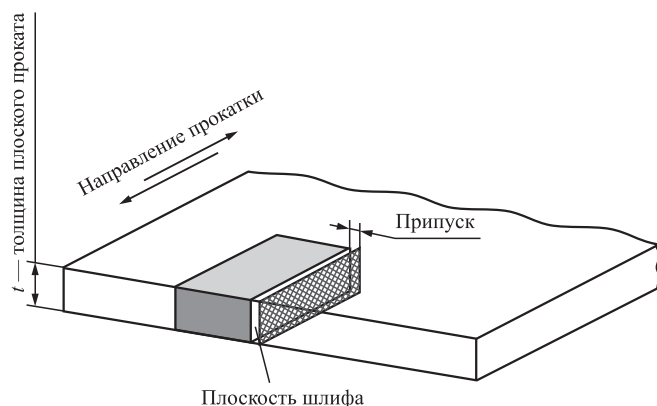


Схема вырезки образцов из плоского проката

\* Дата введения 01.10.2021.

1.5. Рекомендуемая методика подготовки шлифов приведена в ГОСТ 5640 в приложении А.

Допускается изготовление шлифов вручную.

Процесс приготовления шлифов должен обеспечить высокое качество их поверхности, необходимое для оценки микроструктуры. Поверхность шлифа должна быть плоской, а глубина рельефа шлифа не превышать глубины фокуса применяемого объектива. При использовании анализатора изображений не допускается наличие царапин шириной более 1,0 мкм.

### 2. Методы оценки микроструктуры

#### 2.1. Общие положения

2.1.1. На подготовленных шлифах оценку микроструктуры проводят методом сравнения с изображениями эталонов соответствующей шкалы или с помощью анализатора изображений (полосчатость). Диаметр изображения эталонов составляет 80 мм.

2.1.2. Для оценки структурно-свободного цементита или перлита применяют микроскопы с увеличением  $(360...400)^{\times}$ , для оценки полосчатости и видманштеттовой структуры — микроскопы с увеличением  $100^{\times}$ . Для оценки анизотропии феррита при назначении балла полосчатости при помощи анализатора изображений применяют микроскопы с увеличением  $500^{\times}$ .

Допускается проводить оценку структурно-свободного цементита или перлита при увеличении микроскопа  $500^{\times}$ . Для этого при увеличении  $500^{\times}$  с использованием анализатора изображений строится панорама площадью не менее площади изображения стандартных шкал, полученных при увеличении  $(360...400)^{\times}$ , и проводится назначение балла соответствующей шкалы путем сравнения полученного изображения с изображениями эталонов.

2.1.3. При использовании шкалами стандарта необходимо указывать номер шкалы, балл и буквенное обозначение ряда (например, шкала 2, балл 0, ряд А).

2.1.4. Оценка микроструктуры проводят путем ее сопоставления с изображениями эталонов соответствующих шкал или с помощью анализатора изображений (полосчатость). При этом оценку структурно-свободного цементита, перлита, полос-

чатости и видманштеттовой структуры проводят по наибольшему баллу, найденному не менее чем на трех участках шлифа. Поверхностный слой металла глубиной примерно 10 % от толщины плоского проката с каждой стороны, а также осевую химическую неоднородность, отличные от микроструктуры основной толщины проката, не учитывают.

## 2.2. Шкалы для оценки микроструктуры стали с помощью эталонов

**Шкала 1. Структурно-свободный цементит.** Шкала для оценки структурно-свободного цементита в горячекатаном (в том числе отожженном) прокате из стали с массовой долей углерода до 0,15 % построена в зависимости от количества, формы и расположения цементитных частиц и состоит из трех рядов (А, Б, В) по шесть баллов в каждом ряду.

Ряд А построен по принципу образования цементитной сетки по границам зерен.

Для количественной характеристики используется доля периметра отдельных зерен феррита, охваченная сеткой цементита.

Ряд Б построен по возрастанию размеров частиц структурно-свободного цементита, образующих однослойные, двухслойные и многослойные цепочки различной протяженности.

Ряд В построен по принципу перехода равномерно распределенной точечной сыпи в неравномерную полосчатую структуру.

Для каждого балла шкалы 1 описание и изображение эталона микроструктуры приведены в табл. 1.

**Шкала 2. Перлит.** Шкала для оценки количества и характера расположения перлита в прокате из стали с массовой долей углерода от 0,10 до 0,30 % построена в зависимости от строения перлита (зернистый или сорбитообразный), его количества и характера распределения и состоит из трех рядов (А, Б, В) по шесть баллов в каждом ряду.

Ряд А предназначен для оценки зернистого перлита в холоднокатаном прокате из стали с массовой долей углерода от 0,10 до 0,20 %. При увеличении балла увеличивается размер частиц цементита и наблюдается тенденция к образованию полос.

Ряд Б предназначен для оценки сорбитообразного перлита в горячекатаном прокате из стали с массовой долей углерода от 0,10 до 0,20 %. При увеличении балла зернистый перлит переходит в пластинчатый с образованием отдельных полос.

Ряд В предназначен для оценки перлита в горячекатаном прокате из стали с массовой долей углерода от 0,21 до 0,30 %. При увеличении балла микроструктура с небольшими однородными по величине и равномерно распределенными участками перлита становится неоднородной полосчатой структурой, при этом оценку микроструктуры необходимо проводить по ликвационной зоне, состоящей из скоплений перлита в виде широких сплошных полос.

Для каждого балла шкалы 2 описание и изображение эталона микроструктуры приведены в табл. 2.

**Шкала 3. Полосчатость феррито-перлитной структуры.** Шкала для оценки полосчатости в структуре перлитных сталей построена по принципу возрастания количества перлитных и ферритных полос с учетом их сплошности и степени равноосности зерен в полосах и состоит из трех рядов (А, Б, В) по шесть баллов в каждом ряду.

Ряд А предназначен для оценки полосчатости в стали с массовой долей углерода до 0,15 %.

Ряд Б предназначен для оценки полосчатости в стали с массовой долей углерода от 0,16 до 0,30 %. По согласованию с заказчиком допускается использовать ряд Б для сталей с массовой долей углерода до 0,15 % в случае их структурного соответствия изображениям этого ряда.

Ряд В предназначен для оценки полосчатости в стали с массовой долей углерода от 0,31 до 0,50 %.

Для каждого балла шкалы 3 описание и изображение эталона микроструктуры приведены в табл. 3.

**Шкала 4. Видманштеттова структура.** Шкала для оценки видманштеттовой структуры в перлитной стали после перегрева построена по принципу возрастания количества и размеров игольчатых выделений феррита и величины зерна, определяемой по ферритной сетке, соответствующей размеру действительного аустенитного зерна, и состоит из двух рядов (А, Б) по шесть баллов в каждом ряду.

Ряд А предназначен для оценки видманштеттовой структуры в стали с массовой долей углерода от 0,15 до 0,30 %.

Ряд Б предназначен для оценки видманштеттовой структуры в стали с массовой долей углерода от 0,31 до 0,50 %.


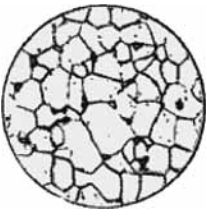
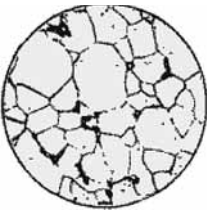









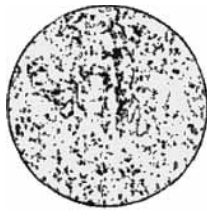
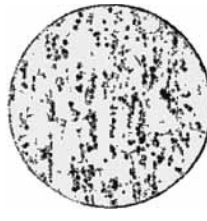


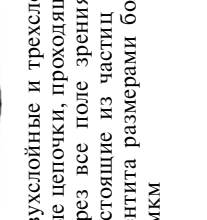
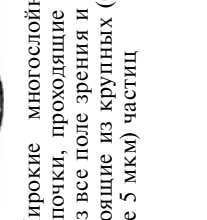
Для каждого балла шкалы 4 описание и изображение эталона микроструктуры приведены в табл. 4.

**Шкала 5. Полосчатость феррито-бейнитной структуры высокопрочных низколегированных сталей.** Шкала для оценки полосчатости структуры высокопрочных низколегированных сталей построена по принципу возрастания количества бейнитных полос с учетом их сплошности и равноосности зерен в ферритных полосах и состоит из трех рядов по шесть баллов в каждом. Первые два ряда предназначены для оценки полосчатости при увеличениях микроскопа  $100\times$  и  $500\times$ , третий ряд — для оценки анизотропии феррита при увеличении микроскопа  $500\times$ .

Для каждого балла шкалы 5 описание и изображение эталона микроструктуры приведены в табл. 5.















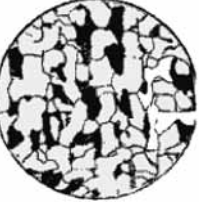



**2.3. Оценка микроструктуры стали с помощью автоматического анализа изображений.** Для оценки микроструктурной полосчатости стали феррито-перлитного, феррито-бейнитного классов и сталей с тремя и более структурными составляющими рекомендуется использовать методику количественной оценки микроструктуры стали с помощью автоматического анализа изображений, приведенную в ГОСТ 5640—2020 в приложении Г.

1. Описание и изображения эталонов микроструктуры для оценки структурно-свободного цемента (360...400) ×

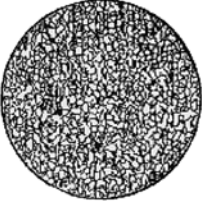

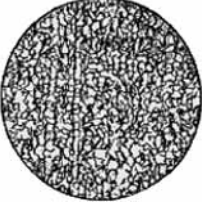
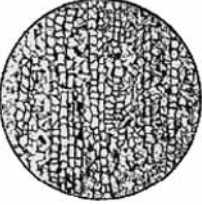
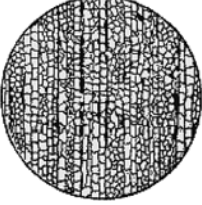
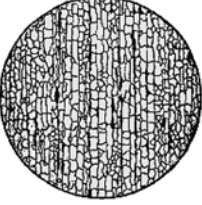
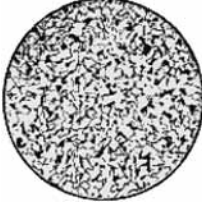
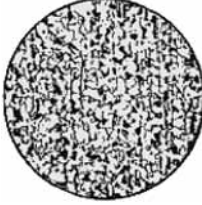
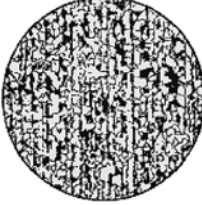
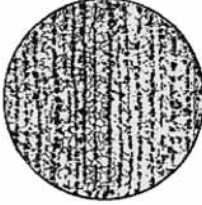

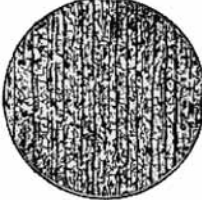
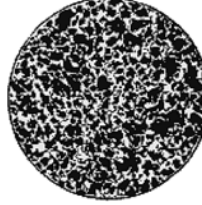





Ряд	Балл 0	Балл 1	Балл 2	Балл 3	Балл 4	Балл 5	
А							Включения цементита, образующие сплошную или почти сплошную сетку по границам зерен феррита
	Равномерно распределенная точечная или мелкоглобулярная сыпь из цементитных частиц размером до 1...2 мкм	Неравномерные включения цементита с размерами до 5 мкм, расположенные неравномерно в объеме зерен и их стыках	Относительно равномерно распределенные частицы цементита с размерами более 5 мкм, имеющие склонность к залеганию в виде сетки по границам зерен и охватывающие не более 1/6 периметра зерен феррита	Включения цементита, залегающие в виде сетки по границам зерен и охватывающие до 1/3 периметра зерна феррита	Включения цементита, залегающие в виде сетки по границам зерен и охватывающие до 2/3 периметра зерна феррита	Включения цементита, образующие сплошную или почти сплошную сетку по границам зерен феррита	
Б							Двухслойные и трехслойные цепочки, проходящие через все поле зрения и состоящие из частиц цементита размерами более 5 мкм
	Точечная или мелкоглобулярная сыпь из цементитных частиц, имеющих тенденцию к образованию однослойных цепочек	Частицы цементита размерами 1...2 мкм, образующие однослойные цепочки	Однослойные и двухслойные цепочки из частиц цементита размером до 3 мкм	Однослойные и двухслойные цепочки из частиц размером до 5 мкм	Двухслойные и трехслойные цепочки, проходящие через все поле зрения и состоящие из частиц цементита размерами более 5 мкм	Широкие многослойные цепочки, проходящие через все поле зрения и состоящие из крупных (более 5 мкм) частиц	
В							Глобулярные частицы размерами 2...3 мкм, расположенные в виде скопления и разорванных полос, вытянутых в направлении деформации
	Точечная или мелкоглобулярная сыпь, равномерно распределенная по полю шлифа или имеющая некоторую ориентировку в направлении деформации	Мелкоглобулярная сыпь с размерами частиц 1...2 мкм, ориентированная в направлении деформации	Небольшие скопления частиц цементита размерами 1...2 мкм, ориентированные в направлении деформации	Глобулярные частицы размерами 2...3 мкм, расположенные в виде скопления и разорванных полос, вытянутых в направлении деформации			



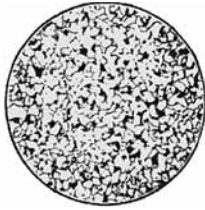






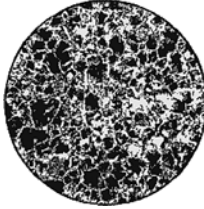
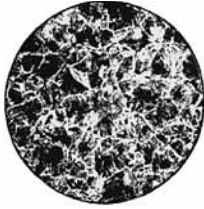
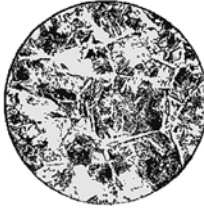
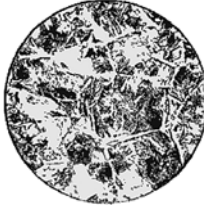

2. Описание и изображения эталонов микроструктуры для оценки перлита (360...400) ×

Ряд	Балл 0	Балл 1	Балл 2	Балл 3	Балл 4	Балл 5
А	 <p>Равномерно распределенные в поле зрения тонкопластинчатого перлита</p>	 <p>Небольшая строчечность зернистого перлита в направлении деформации</p>	 <p>Неравномерное распределение зернистого перлита, расположенного в виде скоплений, ориентированных в направлении деформации</p>	 <p>Более крупные скопления зернистого перлита, ориентированные в направлении деформации</p>	 <p>Одна сплошная и несколько разорванных полос зернистого перлита</p>	 <p>Ярко выраженное полосчатое распределение глобулярного перлита</p>
Б	 <p>Равномерно распределенные в поле зрения участки зерна перлита</p>	 <p>Небольшое количество участков сорбитообразного перлита, слабо ориентированного в направлении деформации</p>	 <p>Более крупные участки сорбитообразного перлита, ориентированные в направлении деформации</p>	 <p>Более крупные участки сорбитообразного перлита, имеющие строчечное распределение</p>	 <p>Сорбитообразный, местами пластинчатый перлит, имеющий строчечное распределение</p>	 <p>Крупные участки сорбитообразного и грубопластинчатого перлита, имеющего ярко выраженное строчечное распределение (ширина строчек не менее 1/5 диаметра поля зрения)</p>
В	 <p>Равномерно распределенные в поле зрения небольшие участки тонкопластинчатого перлита</p>	 <p>Относительно равномерно распределенные более крупные участки перлита, слабо ориентированные в направлении деформации</p>	 <p>Неоднородные по величине участки перлита, имеющие строчечное распределение</p>	 <p>Скопления перлита в виде крупных участков, имеющих строчечное распределение</p>	 <p>Одна или несколько разорванных полос перлита, проходящих через все поле зрения</p>	 <p>Широкие сплошные полосы перлита более грубого строения, проходящие через все поле зрения</p>

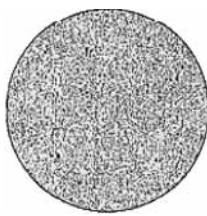
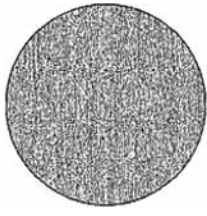
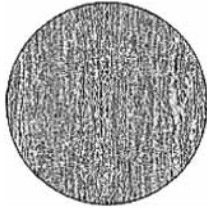
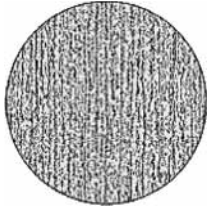
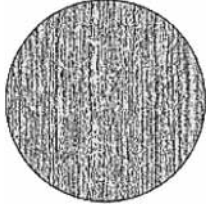
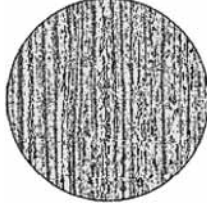
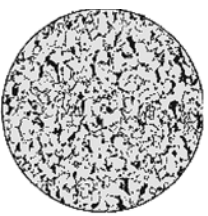
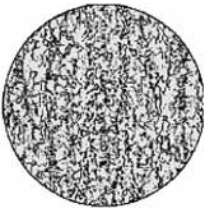




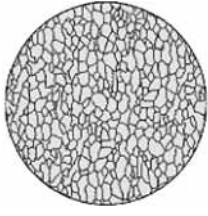
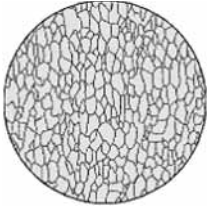
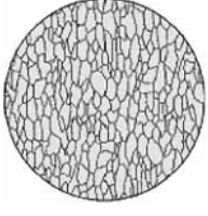
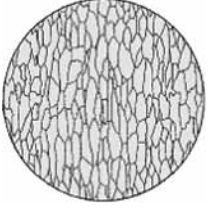
3. Описание и изображения эталонов микроструктуры для оценки феррито-перлитной полосчатости (100<sup>x</sup>)

Ряд	Балл 0	Балл 1	Балл 2	Балл 3	Балл 4	Балл 5
А	 <p>Равноосные зерна феррита и небольшое количество перлита с полным отсутствием ориентировки структуры или полосчатости</p>	 <p>Общая ориентировка структуры в направлении деформации без четко выраженных полос</p>	 <p>Одна-две сплошные полосы на фоне равноосных зерен</p>	 <p>Несколько полос феррита, проходящих через все поле зрения, на фоне равноосных зерен</p>	 <p>Чередование полос из мелких равноосных и более крупных деформированных зерен феррита</p>	 <p>Чередование полос из мелких равноосных и более крупного количества деформированных зерен</p>
Б	 <p>Равномерная феррито-перлитная структура с полным отсутствием ориентировки структуры или полосчатости</p>	 <p>Общая ориентировка структуры в направлении деформации без четко выраженных полос</p>	 <p>Одна-две сплошные и несколько разорванных полосы из равноосных зерен феррита</p>	 <p>Чередование ферритных и перлитных полос, состоящих из равноосных зерен</p>	 <p>Равномерное чередование ферритных и перлитных полос, состоящих из равноосных и некоторого количества деформированных зерен</p>	 <p>Неравномерное чередование ферритных и перлитных полос, состоящих преимущественно из деформированных зерен</p>
В	 <p>Равномерная перлитоферритная структура с полным отсутствием ориентировки структуры или полосчатости</p>	 <p>Ориентировка скоплений феррита в направлении деформации</p>	 <p>Одна-две сплошные и несколько разорванных полосы из равноосных зерен феррита и перлита</p>	 <p>Чередование ферритных и перлитных полос, состоящих из равноосных зерен</p>	 <p>Равномерное чередование ферритных и перлитных полос, состоящих из равноосных и некоторого количества деформированных зерен</p>	 <p>Неравномерное чередование ферритных и перлитных полос, состоящих преимущественно из деформированных зерен</p>

4. Описание и изображения эталонов микроструктуры для оценки видманштеттовой структуры (100<sup>x</sup>)

Ряд	Балл 0	Балл 1	Балл 2	Балл 3	Балл 4	Балл 5
А						
	Равномерная феррито-перлитная структура с полным отсутствием признаков видманштетта	Наличие в структуре ферритных зерен, имеющих неправильную оскольчатую форму	Наличие в структуре отдельных участков, имеющих игольчатое строение	Видманштеттова структура с тонкими иглами, отходящими от ферритной сетки и расположенными внутри зерен	Ярко выраженная видманштеттова структура с массивными иглами и ферритной сеткой по границам зерен	Ярко выраженная грубая видманштеттова структура с массивными иглами и ферритной сеткой по границам зерен
Б						
	Равномерная перлитно-ферритная структура с полным отсутствием признаков видманштетта	Наличие в структуре зерен феррита оскольчатой формы и небольшого количества отрогтов от сетки феррита по границам зерен	Наличие в структуре игл, отходящих от сетки феррита по границам зерен	Видманштеттова структура со значительным количеством тонких игл внутри зерен и отходящих от сетки по границам зерен	Ярко выраженная видманштеттова структура с большим количеством длинных игл, отходящих от сетки по границам зерен	Ярко выраженная грубая видманштеттова структура с массивными иглами и толстой ферритной сеткой по границам зерен

5. Описание и изображения эталонов микроструктуры для оценки феррито-перлитной полосчатости (100<sup>х</sup>)

	Балл 0	Балл 1	Балл 2	Балл 3	Балл 4	Балл 5
Увеличение микроскопа	Равноосные зерна феррита и небольшое количество распределенной второй фазы при полном отсутствии полосчатости	Ориентировка структуры в направлении деформации без четко выраженных полос	Одна-две сплошные и несколько разорванных полос второй фазы на фоне равноосных ферритных зерен*	Несколько полос второй фазы, проходящих через все поле зрения, на фоне равноосных ферритных зерен**	Равномерное чередование полос второй фазы и феррита***	Неравномерное чередование полос второй фазы и феррита, состоящих преимущественно из деформированных зерен
100 <sup>х</sup> (при визуальной оценке)						
500 <sup>х</sup> (при использовании автоматического анализатора изображений)						
500 <sup>х</sup> (при визуальной оценке анизотропии феррита)	—	—				

\* Допускается присутствие единичных зерен феррита, вытянутых вдоль линии прокатки.

\*\* Допускается присутствие нескольких зерен феррита, вытянутых вдоль линии прокатки.

\*\*\* Допускается присутствие некоторого количества зерен феррита, вытянутых вдоль линии прокатки.

## Обзор патентов по заготовительным производствам в машиностроении

**Способ получения высококачественных отливок из серого чугуна** (патент на изобретение RU 2 742 544 С1, опубл. 08.02.2021, авторы: Габельченко Н.И., Кидалов Н.А., Гулевский В.А., Белов А.А., патентообладатель ФГБОУ ВО "Волгоградский государственный технический университет").

Изобретение может быть использовано для изготовления отливок ответственного назначения: блоков и головок цилиндров, картеров, а также подобных им отливок с преобладающей толщиной стенок 6...15 мм.

Чугун заливают в литейную форму, выполненную из влажной песчано-глинистой смеси, продувают литейную форму сжатым воздухом и выбивают отливку. Продувку осуществляют сжатым воздухом с удельным расходом атмосферного кислорода 0,03...0,07  $\text{м}^3/\text{м}^2$  по поверхности отливки, одновременно с заливкой чугуна, непрерывно до достижения отливкой твердого состояния. Используют литейную форму с содержанием 0,5...3,0 мас. ч. экзотермических углеродосодержащих добавок в ее составе. Подача сжатого воздуха одновременно с заливкой литейной формы чугуном обеспечивает увеличение скорости охлаждения расплава в интервале дендритной кристаллизации первичного аустенита, что увеличивает дисперсность дендритного каркаса структуры чугуна. При этом за счет тепла, выделяемого отливкой, происходят парообразование влаги литейной формы и насыщение ее горячим кислородом воздуха, что инициирует горение экзотермических углеродосодержащих добавок литейной формы. Выброс тепловой энергии замедляет скорость охлаждения отливки в интервале эвтектического превращения, что увеличивает графитизацию чугуна и способствует формированию графитной эвтектики.

Обеспечивается упрощение способа получения высококачественных отливок из серого чугуна при сохранении качества чугунных отливок.

**Кристаллизатор для получения слябовых заготовок** (патент на изобретение RU 2 748 425 С2, опубл. 25.05.2021, автор Стулов В.В., патентообладатель Стулов В.В.).

Изобретение относится к конструкции и охлаждению кристаллизатора для получения сля-

бовых заготовок из высоколегированных сталей и жаропрочных Ni—Cr—Mo-сплавов. Кристаллизатор содержит четыре расположенные попарно продольные стенки с вертикальными каналами для охлаждающей воды и термопары в вертикальных каналах, подключенные к системе автоматического управления охлаждением. Продольные стенки выполнены разборными и состоят из двух половин: опорной и рабочей частей. Опорная часть изготовлена из нержавеющей стали и содержит выступы, расположенные в шахматном порядке, образующие каналы для охлаждающей воды. Расстояние между выступами по ширине стенок составляет 15...17 мм, расстояние между выступами по высоте стенок 10...15 мм, толщина выступов 5...6 мм, ширина выступов 8...10 мм. Рабочая часть выполнена в виде листа никеля, толщина  $\delta$  и теплопроводность  $\lambda$  которого связаны соотношением  $\delta/\lambda = (0,83...1) \cdot 10^{-4} \text{ м}^2 \cdot \text{°C}/\text{Вт}$ .

Обеспечиваются использование для охлаждения стенок кристаллизатора перегретой воды и разлива высоколегированных сталей и жаропрочных сплавов при исключении растрескивания корочки заготовки в кристаллизаторе и уменьшении потерь металла за счет обрезания головной части заготовки.

**Способ непрерывного литья слябовых заготовок** (патент на изобретение RU 2 741 876 С1, опубл. 29.01.2021, авторы: Захаров И.М., Чиглинцев А.В., Егоров В.А., Морозов Я.П., Шеховцов Е.В., Сушников Д.В., Лыжин А.Г., патентообладатель АО "ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат").

Способ непрерывного литья слябовых заготовок, включающий в себя подачу металла через глуходонный погружной разливочный стакан в центр кристаллизатора, состоящего из широких и узких рабочих стенок, вытягивание заготовки из кристаллизатора, отличается тем, что коэффициент  $K$ , определяемый по формуле  $K = S/H$  (где  $S$  — толщина слябовой заготовки, задаваемая узкой стенкой кристаллизатора;  $H$  — расстояние от погружного стакана до широкой стенки кристаллизатора), задают меньшим или равным 3,4. В качестве глуходонного погружного разливочного стакана используют

прямоугольный плоский глухонный погружной разливочный стакан со скругленными торцевыми гранями.

Обеспечиваются улучшение процессов теплоотвода в кристаллизаторе, равномерное формирование оболочки непрерывно-литого сляба, снижение количества отсортированных слябовых заготовок по дефекту продольная трещина.

**Способ точечной магнитно-импульсной сварки плоских листовых металлических материалов и устройство для его осуществления** (патент на изобретение RU 2 740 937 C1, опубл. 21.01.2021, авторы: Казеев М.Н., Козлов В.Ф., патентообладатель ФГБУ "Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт").

Способ получения соединений плоских листовых металлических материалов точечной магнитно-импульсной сваркой, включающий в себя размещение верхней и нижней свариваемых деталей на упоре под индуктором и осуществление точечной магнитно-импульсной сварки, отличается тем, что упор выполняют со сквозным отверстием. При этом используют U-образный сварочный индуктор, который устанавливают с минимальным зазором между его вершиной и свариваемыми деталями, а в нижней детали в каждой предполагаемой точке образования сварного соединения выполняют коническое отверстие и размещают детали с совмещением конического отверстия нижней детали со сквозным отверстием в упоре и с осью симметрии U-образного сварочного индуктора, основание конуса отверстия нижней детали обращено в сторону поверхности верхней детали.

Сварочный индуктор закреплен в сильноточном фидере и соединен с источником импульсного тока. Индуктор снабжен изолятором на его центральной части, предназначенным для исключения электрического контакта при размещении вершины индуктора над свариваемыми деталями.

Техническим результатом заявленного изобретения является расширение технологических возможностей магнитно-импульсных установок, а именно, осуществление неразрывного соединения двух протяженных листовых деталей, в том числе из разнородных материалов.

**Штамп для открытой объемной штамповки с расширяющимся облойным мостиком** (патент на изобретение RU 2 747 437 C1, опубл. 10.05.2021, авторы: Михайлов В.Н., Володин И.М., Михай-

лов А.В., патентообладатель ФГБОУ ВО "Липецкий государственный технический университет"). Изобретение может быть использовано во всех отраслях машиностроения при изготовлении штампов для открытой объемной штамповки ступенчатых валов, штампуемых плашмя.

Штамп содержит верхнюю и нижнюю половины с гравюрами, образующими предварительные и окончательный ручьи. Окончательный ручей снабжен облойной канавкой, которая выполнена с магазином и расширяющимися облойными мостиками. Облойные мостики выполнены с разъемом и имеют односторонний профиль прямолинейной формы. Форма профиля определена для каждой ступени поковки с учетом равенства объема металла ступени, вытесняемого из окончательного ручья в облой на последней стадии доштамповки, и объема облойных мостиков, примыкающих к ступени. Начальная высота облойных мостиков равна толщине облоя, принятой с учетом усилия прессы.

В результате обеспечиваются уменьшение усилия деформирования и нормы расхода металла и повышение стойкости оснастки.

**Устройство для формоизменения оболочки типа "стакан" магнитно-импульсной штамповкой** (патент на изобретение RU 2 743 270 C1, опубл. 16.02.2021, авторы: Курилов И.Н., Зверев И.В., Колесников М.Ю., Лисовская Е.В., Панышин Г.Н., Сергиенко Н.А., Чуприков А.О., патентообладатель ПАО "Императорский Тульский оружейный завод"). Изобретение относится к обработке металлов давлением импульсным магнитным полем металлических оболочек.

Устройство для формоизменения оболочки типа "стакан" магнитно-импульсной штамповкой, содержащее опорную пластину с центральным резьбовым отверстием и цилиндрический индуктор, отличается тем, что опорная пластина зафиксирована вертикально каркасной трубчатой опорой с прямоугольным сечением, жестко соединенной с прямоугольным основанием, которое жестко соединено с опорной пластиной. На опорной пластине соосно центральному резьбовому отверстию закреплена обжимная оправка. Во внутренней цилиндрической полости обжимной оправки размещена по скользящей посадке выталкивающая втулка и зафиксирована цилиндрическим выступом составная оправка, которая выполнена в виде втулки из двух соединенных половинок. В опор-

ной пластине в центральное резьбовое отверстие насквозь вкручена ось съемника, на которой зафиксирована через соосное центральное отверстие выталкивающая втулка. Составная оправка установлена по скользящей посадке. С одной стороны оси съемника закреплена ручка съемника, с другой стороны — наконечник съемника. Обжимная оправка размещена внутри полости цилиндрического индуктора с зазором.

Изобретение позволяет расширить технологические возможности применения для магнитно-импульсной обработки при выполнении обжима деталей типа "стакан" из алюминиевых сплавов с точными размерами входа и выхода в изначальный диаметр заготовки в условиях мелкосерийного и серийного производств.

**Прокатная клеть** (патент на изобретение RU 2 748 306 C1, опубл. 21.05.2021, авторы: БЕНШ М. (DE), ТОМЕ В. (DE), патентообладатель СМС ГРУП ГМБХ (DE)).

Прокатная клеть содержит две боковины клетки, в которой расположены по меньшей мере два вала для пластического деформирования заготовки. Указанные валки проходят между боковинами клетки и установлены с опорой в боковинах клетки. Прокатная клеть выполнена с возможностью восприятия усилия прокатки, действующего при пластическом деформировании. Боковины клетки посредством поперечин соединены друг с другом в одно целое, выполненное из одного и того же материала. Поперечины вместе с боковинами клетки выполнены с возможностью изготовления посредством аддитивного производства.

В результате обеспечивается получение прокатного стана с незначительным весом.

**Способ производства электросварных холоднодеформированных труб** (патент на изобретение RU 2 746 483 C1, опубл. 14.04.2021, авторы: Кирпишиков И.А., Карчевская С.В., Кормильцев А.В., Чебыкина Н.В., патентообладатель АО "Первоуральский новотрубный завод"). Изобретение относится к изготовлению электросварных холоднодеформированных труб из низколегированной стали, содержащей, % мас.: 0,09 С; 0,07 Si; 1,6 Mn; 0,012 P; 0,07 S; 0,047 Al; 0,002 Ti; 0,073 Nb; 0,004 V; остальное — Fe.

Трубу исходного размера подвергают термической обработке и предварительной пластической деформации, осуществляемой

по меньшей мере за один проход короткооправочного волочения с получением трубы промежуточного размера. Далее выполняют нормализацию трубы промежуточного размера при температуре  $(900 \pm 20) ^\circ\text{C}$  с выдержкой не менее 7 мин и затем осуществляют окончательную пластическую деформацию с получением трубы заданного размера. При проведении предварительной и окончательной деформации на поверхность трубы наносят смазку в виде омыления, в качестве которой применяют соответственно соли жирных кислот и хлорпарафин. При этом степень окончательной пластической деформации регламентирована.

Изобретение обеспечивает возможность повышения прочностных свойств сварной холоднодеформированной трубы с одновременным достижением комплекса требуемых механических свойств.

**Жаропрочный литейный сплав на основе никеля и изделие, выполненное из него** (патент на изобретение RU 2 740 929 C1, опубл. 21.01.2021, авторы: Каблов Е.Н., Мин П.Г., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М., Вадеев В.Е., Висик Е.М., Крамер В.В., патентообладатель ФГУП "ВИАМ"). Изобретение относится к жаропрочным литейным сплавам на основе никеля и может быть использовано для литья деталей горячего тракта газотурбинных двигателей.

Жаропрочный литейный сплав на основе никеля, содержащий, % мас.: до 0,20 С; 5,0...11,0 Cr; 5,0...11,0 Co; 1,5...3,0 Ti; 8,0...13,0 W; 0,5...1,25 Nb; 4,0...6,0 Al; до 0,05 В; до 0,05 Zr; 1,0...2,0 Hf, отличается тем, что дополнительно содержит, % мас.: до 0,10 по меньшей мере один элемент из группы: иттрий Y, лантан La и гадолиний Gd; до 0,10 по меньшей мере один элемент из группы: церий Ce, празеодим Pr и неодим Nd; до 0,10 по меньшей мере один элемент из группы: магний Mg, кальций Ca и барий Ba; остальное — Ni.

Обеспечиваются повышение длительной прочности при температурах 900...1000 $^\circ\text{C}$  с одновременным увеличением стойкости к газовой коррозии, а также повышение структурной стабильности сплава на ресурс.

**Способ местной термической обработки сварных соединений** (патент на изобретение RU 2 745 915 C1, опубл. 02.04.2021, авторы: Борцова Л.С., Денисенко П.П., Заиграев Е.Н., патентообладатель АО "АЭМ-технологии").

Изобретение может быть использовано для местной термической обработки сварных соединений крупногабаритных изделий.

Способ местной термической обработки сварных соединений крупногабаритных изделий включает в себя нагрев зоны сварного соединения, выдержку при данной температуре и охлаждение. Нагрев зоны сварного соединения осуществляют сначала до температуры 300 °С со скоростью не более 40 °С/ч, затем до температуры 620...660 °С со скоростью не более 30 °С/ч, при этом выдержку выполняют при данной температуре в течение 8...10 ч для окончательного отпуска, охлаждение осуществляют до температуры 300 °С со скоростью не более 30 °С/ч, а последующее охлаждение выполняют на воздухе до температуры ниже 50 °С.

Использование предлагаемого технического решения позволяет оптимизировать процесс термической обработки за счет исключения тепловых потерь, увеличить эффективность производства при термической обработке сложных криволинейных поверхностей крупногабаритных изделий диаметром от 2,0 до 4,5 м и повысить прочностные и пластические свойства сварных соединений и эксплуатационную надежность крупногабаритных изделий за счет применения равномерного (многоканального нагрева), улучшения структуры сварного соединения, исключения значительных темпера-

турных деформаций при термической обработке изделий со сложными внутрикорпусными устройствами.

**Высокопрочный термостойкий мелкозернистый сплав на основе системы Al—Cu—Mn—Mg—Sc—Nb—Hf и изделие из него** (патент на изобретение RU 2 747 180 C1, опубл. 28.04.2021, авторы: Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Яшин В.В., Дриц А.М., Гречников Ф.В., патентообладатель ФГБУН Самарский федеральный исследовательский центр РАН). Изобретение относится к сплавам на основе алюминия, которые могут быть использованы в аэрокосмической промышленности для изготовления поковок сложной формы.

Высокопрочный термостойкий мелкозернистый сплав системы Al—Cu—Mn—Mg—Sc—Nb—Hf содержит, % мас.: 0,8...1,2 Mg; 1,6...1,9 Cu; 1...1,2 Mn; 0,5...0,6 Hf; 0,26...0,3 Nb; 0,26...0,3 Sc; не более 0,2 примеси, в том числе Fe, Si, Cr, V; остальное — Al. Сплав имеет микроструктуру со средним размером зерна не более 80 мкм и наноразмерными частицами термостабильных фаз  $Al_3(Sc_xHf_{1-x})$  и  $Al_3(Nb_yHf_{1-y})$  с кристаллической решеткой L12, которые равномерно распределены по объему зерен и имеют сферическую форму с размером не более 20 нм.

Изобретение направлено на увеличение технологической пластичности и повышение механических свойств алюминиевого сплава.



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". E-mail: [zpm@mashin.ru](mailto:zpm@mashin.ru)

Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. <http://www.mashin.ru>

Технический редактор Патрушева Е.М. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 14.07.2021. Подписано в печать 03.09.2021. Формат 60 × 88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солишнз".

119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.