

## СОДЕРЖАНИЕ

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.  
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.  
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.  
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.  
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.  
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.  
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.  
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.  
СЕМЁНОВ Б.И., 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

### Литейное и сварочное производства

- Гребнев Ю.В., Габельченко Н.И., Гребнев Д.Ю. Повышение эффективности процесса рафинирования стали путем использования отходов производства ..... 531  
Полосков С.С., Ерофеев В.А., Бузорина Д.С., Шолохов М.А. Компьютерный анализ автоподогрева заготовок при выполнении наплавочных работ ..... 534

### Кузнечно-штамповочное производство

- Пасынков А.А., Ларин С.Н., Исаева А.Н. Теоретическое обоснование схемы обратного изотермического выдавливания трубной заготовки с активным трением и вытяжкой ее краевой части ..... 540

### Прокатно-волочильное производство

- Скачков С.Д., Мунтин А.В. Перспективы производства микролегированных бором сталей на литейно-прокатном комплексе ..... 544

### Материаловедение и новые материалы

- Фролов М.А., Фукс М.Д., Кондратьев С.Ю. Влияние структуры на эксплуатационные свойства сварного соединения из жаропрочного сплава Fe—25Cr—35Ni ..... 551  
Ягодин М.Г., Гарибов Г.С. Методы уменьшения содержания кислорода при производстве порошков-гранул жаропрочных никелевых сплавов ..... 563

### Информация

- Роберов И.Г., Матвеев Д.Б., Беспмятных А.Ю., Грама В.С., Киселев М.А., Ильиных Р.А. Определение остаточных макронапряжений в поверхностном слое дисков цельнокатаных железнодорожных колес методом рентгеновской дифрактометрии ..... 567  
Указатель статей, опубликованных в 2020 г. .... 572

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.  
KOROTCHENKO A.Yu.  
KOTENOK V.I.  
KOSHELEV O.S.  
KRUK A.T.  
KUKHAR' V.D.  
LARIN S.N.  
MONASTYRSKY V.P.  
MOROZ B.S.  
MURATOV V.S.  
NAZARYAN E.A.  
NURALIEV F.A.  
OVCHINNIKOV V.V.  
POVAROVA K.B.  
POLETAEV V.A.  
SEMENOV B.I.  
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  
Rossi" 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

- Grebnev Yu.V., Gabel'chenko N.I., Grebnev D.Yu. Increasing in efficiency of steel refining process by using production waste ..... 531  
Poloskov S.S., Erofeev V.A., Buzorina D.S., Sholokhov M.A. Computer analysis of workpieces auto-heating during surfacing ..... 534

### Forging and Stamping Production

- Pasynkov A.A., Larin S.N., Isaeva A.N. Theoretical substantiation of reverse isothermal extrusion scheme of pipe billet with active friction and drawing of its edge part ..... 540

### Rolling and Drawing Production

- Skachkov S.D., Muntin A.V. Prospects for production of boron microalloyed steels using casting and rolling complex ..... 544

### Physical Metallurgy and New Materials

- Frolov M.A., Fuks M.D., Kondrat'ev S.Yu. Effect of structure on operational properties of welded joint made of heat-temperature alloy Fe—25Cr—35Ni ..... 551  
Yagodin M.G., Garibov G.S. Methods for reduction of oxygen content in production of powders-granules of heat-temperature nickel alloys ..... 563

### Information

- Roberov I.G., Matveev D.B., Bespamyatnykh A.Yu., Grama V.S., Kiselev M.A., Il'inykh R.A. Determination of residual macrostresses in surface layer of solid-rolled railway wheels disks by X-ray diffractometry ..... 567  
Index of articles published in year 2020 ..... 572

*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 621.74:669.15

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-12-531-533

Ю.В. Гребнев, Н.И. Габельченко, Д.Ю. Гребнев  
(Волгоградский государственный технический университет)

## Повышение эффективности процесса рафинирования стали путем использования отходов производства

Представлены результаты исследования возможности применения отработанного флюса АНФ-6-1 электрошлакового переплава и боя отработанных карбидокремниевых абразивных кругов в процессе выплавки стали 20ГФЛ. Показано заметное преимущество экспериментальной технологии выплавки стали. Отмечены экономия дорогостоящих материалов, снижение вредных примесей в металле и увеличение скорости десульфурации от 0,0004 до 0,0007 %/мин. Применение отработанного флюса АНФ-6-1 электрошлакового переплава позволило снизить продолжительность плавки, расход шлакообразующих материалов и восстановителей. Расход электроэнергии снижен на 11 кВт/ч на 1 т жидкой стали. Показано повышение пластических характеристик и ударной вязкости стали 20ГФЛ при использовании экспериментальной технологии плавки по сравнению с действующей. При этом прочностные характеристики стали остались на прежнем уровне. Экономический эффект при использовании вторичных материалов при выплавке хладостойкой стали 20ГФЛ составляет 430...450 руб. на 1 т жидкой стали.

**Ключевые слова:** сталь; рафинирование; дефосфорация; десульфурация; диффузионное раскисление; механические свойства.

*The results of the possibility for using of spent ANF-6-1 flux for electroslag remelting and breakage of spent silicon carbide abrasive wheels in the smelting of 20GFL steel are presented. Noticeable advantage of the experimental smelting technology is shown. Saving of expensive materials, reduction of harmful impurities in the metal and increase in the desulfurization rate from 0.0004 to 0.0007 %/min are noted. The use of spent ANF-6-1 flux for electroslag remelting made it possible to reduce the duration of melting, the consumption of slag-forming materials and reducing agents. There is also decrease in electricity consumption by 11 kW/h per ton of liquid steel. Increase in the plastic characteristics and impact toughness of 20GFL steel is shown when using the experimental melting technology in comparison with the current one. At the same time, the strength characteristics of steel remained at the same level. The economic effect at using of secondary materials in the smelting of 20GFL cold-resistant steel is 430...450 rubles per ton of liquid steel.*

**Keywords:** steel; refining; dephosphorization; desulfurization; diffusion deoxidation; mechanical properties.

При выплавке высококачественных сталей для ответственных отливок с повышенными требованиями по уровню механических свойств и хладостойкости процессы дефосфорации, десульфурации и диффузионного раскисления имеют определяющие значения. Только после снижения в расплаве содержания фосфора, серы и кислорода можно эффективно проводить процессы легирования, модифицирования и окончательного раскисления.

Сталь 20ГФЛ в хладостойком исполнении выплавляли в электродуговой печи ДСП-6 с основной футеровкой.

Процесс окислительной дефосфорации в ходе экспериментов эффективно проводили с использованием отработанного сварочного флюса АН-60, содержащего большое количество закиси марганца и 6...7,5 % фторида кальция. В ходе экспериментов было достигнуто увеличение скорости и глубины дефосфорации расплава стали [1].

Для повышения химической активности и жидкоподвижности шлака восстановительного периода плавки и его десульфураторной способности был опробован отработанный флюс АНФ-6-1 процесса электрошлакового переплава [2]. В составе отработанного флюса

**1. Химический состав  
шлакообразующих материалов, % мас.**

Флюс АНФ-6-1	CaF <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>
Исходный	Основа	25...31	≤8	≤2,5
Отработанный	40...50	20...30	25...30	1,0...2,0

электрошлакового переуплава содержится большое количество флюсующих материалов, в частности фторида кальция (табл. 1).

В отработанном флюсе (шлаке) незначительно увеличивается содержание оксидов железа, марганца, никеля, хрома и других элементов. Содержание фосфора в отработанном шлаке не превышает 0,02 %, а серы содержится не более 0,03 %.

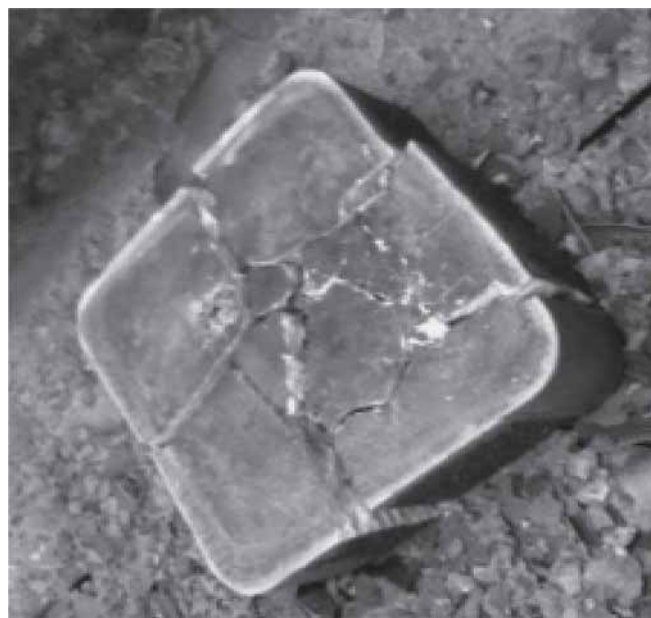
При остывании шлаковый корж электрошлакового переуплава разрушается от термических и фазовых напряжений. Основная фракция отработанного флюса 20×30×40 мм удобна для применения в электродуговых печах небольшой мощности (рисунок).

В качестве восстановительного компонента в процессе экспериментальных плавки использовали бой отработанных карбидокремниевых абразивных кругов. Провели 23 экспериментальные плавки с контролем скорости и глубины десульфурации, содержания кислорода, уровня механических свойств, учитывали расход известняка, плавикового шпата и восстановителей в килограммах на 1 т металлозавалки.

Все полученные результаты исследований стали экспериментальных плавки усредняли и сравнивали с результатами исследований металла 30 контрольных плавки (плавки, выполненных по действующей технологии). На основании сравнения технологических характеристик плавки и результатов механических испытаний делали выводы и разрабатывали рекомендации по совершенствованию технологии выплавки стали.

После скачивания окислительного шлака на зеркало жидкого металла в экспериментальных и контрольных плавках присаживали известняк в количестве 20 кг на 1 т металлозавалки. В контрольных плавках для увеличения жидкоподвижности шлака в печь присаживали плавиковый шпат (CaF<sub>2</sub>) в количестве от 2 до 3 кг/т и молотый шамотный кирпич от 3 до 5 кг/т. В экспериментальных плавках плавиковый шпат и шамот не использовали, а заменяли присадками в печь отработанного флюса АНФ-6-1 в количестве 9...10 кг/т.

После полного расплавления шлакообразующих материалов на шлак присаживали восстано-



*а)*



*б)*

**Отработанный шлак процесса электрошлакового переуплава:**  
*а* — шлаковый корж в процессе остывания; *б* — основная фракция шлакового гравия

вительную смесь (табл. 2). Смесь вводили в печь равными порциями с интервалом  $(10 \pm 2)$  мин.

Шлак восстановительного периода от всех контрольных и экспериментальных плавки при охлаждении на воздухе рассыпался в порошок белого или серого цвета, что свидетельствует о высоком качестве шлака и его химической активности.

Все процессы окисления примесей, десульфурации, легирования сопровождались отбором проб для проведения химических анализов.

После проведения восстановительного периода плавки в расплав вводили расчетные

**2. Состав восстановительных смесей контрольных и экспериментальных плавки стали 20ГФЛ**

Компонент	Расход компонентов, кг/т металлозавалки	
	Контрольные плавки	Экспериментальные плавки
Коксовая мелочь	2...2,5	—
Ферросилиций ФС75	1,5...2,0	
Плавиковый шпат (CaF <sub>2</sub> )		
Известняк	24...26	
Отработанный флюс АНФ-6-1	—	22...26
Бой карбидокремниевых абразивных кругов (85...90 % SiC)		4...6

количества ферромарганца ФМн88 и ферросилиция ФС60 с низким содержанием вредных примесей — фосфора и серы. Металл доводили до заданного технологическими условиями химического состава, окончательно раскисляли присадками алюминия А97 и силикокальция СК20. Заливали треновидные пробы для проведения механических испытаний стали.

Усредненные технологические характеристики контрольных и экспериментальных плавки приведены в табл. 3.

Анализ данных табл. 3 показал заметное преимущество экспериментальной технологии выплавки стали. Отмечена экономия дорогостоящих материалов, снижение вредных примесей в металле и повышение скорости десульфурации с 0,0004 до 0,0007 %/мин, а также — снижение расхода электроэнергии на 11 кВт/ч на 1 т жидкой стали.

Общее снижение затрат на производство 1 т жидкой стали составило 437 руб.

Сравнительные исследования механических свойств стали 20ГФЛ, выплавленной по действующей и экспериментальной технологиям, показали улучшение пластических характеристик и ударной вязкости металла. В табл. 4 приведены усредненные результаты испытаний стали 20ГФЛ контрольных и экспериментальных плавки.

Все значения механических свойств контрольных и экспериментальных плавки при испытаниях полностью соответствовали требованиям технических условий на сталь 20ГФЛ в хладостойком исполнении. Все плавки (без операции повторного испытания механических свойств на двойном количестве образцов) были признаны годными по уровню механических свойств.

Применение отработанного флюса АНФ-6-1 электрошлакового переплава позволит снизить

**3. Технологические характеристики контрольных и экспериментальных плавки стали 20ГФЛ**

Контролируемый показатель	Плавки	
	контрольные	экспериментальные
Расход материалов, кг/т металлозавалки:		
известняк	46,3	20,4
плавиковый шпат	3,9	—
шамотный порошок	4,1	—
отработанный флюс АНФ-6-1	—	27,8
коксовая мелочь	2,2	—
ферросилиций ФС75	1,7	—
бой карбидокремниевых кругов	—	5,1
Содержание кислорода, %:		
конец окислительного периода	0,042	0,043
готовый металл	0,012	0,006
Содержание серы, %:		
конец окислительного периода	0,049	0,049
готовый металл	0,029	0,021
Продолжительность восстановительного периода, мин	47	40

**4. Механические свойства стали 20ГФЛ контрольных и экспериментальных плавки**

Плавки	$\sigma_T$	$\sigma_B$	$\delta$	$\psi$	КСУ	КСУ <sup>-60</sup>
	МПа		%		Дж/см <sup>2</sup>	
Контрольные	340	510	22	34	52	26
Экспериментальные	345	500	26	36	55	28

продолжительность плавки, расход шлакообразующих материалов и восстановителей. Пластические характеристики и ударная вязкость стали 20ГФЛ, при использовании отработанного флюса электрошлакового переплава превышают характеристики стали 20ГФЛ, выплавленной по действующей технологии. Экономический эффект при использовании вторичных материалов при выплавке хладостойкой стали 20ГФЛ составляет 430...450 руб. на 1 т жидкой стали.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. **Окислительное** рафинирование расплава стали с использованием отработанного сварочного флюса / Ю.В. Гребнев, В.Ф. Жаркова, Е.Ю. Карпова, Д.Ю. Гребнева // Известия ВолгГТУ. Сер. Металлургия. 2020. № 7 (242). С. 74—77.
2. **ГОСТ 30756—2001.** Флюсы для электрошлаковых технологий. Общие технические условия Минск: ИПК Изд-во стандартов, 2005. 6 с.

*Юрий Владимирович Гребнев, канд. техн. наук,  
y.grebnev@mail.ru;*

*Наталья Ильинична Габельченко, канд. техн. наук;  
Данил Юрьевич Гребнев*

**С.С. Полосков** (Московский государственный областной университет),  
**В.А. Ерофеев** (Тульский государственный университет),  
**Д.С. Бузорина, М.А. Шолохов** (Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

## Компьютерный анализ автоподогрева заготовок при выполнении наплавочных работ

*Описана методика расчета температуры при наплавке на поверхность изделия сложной формы путем решения нестационарного и нелинейного уравнения теплопроводности в гетерогенной среде, позволяющего учитывать элементы зажимного приспособления и не описывать многочисленные граничные условия. Приведен пример расчета температуры разогревания пробки шарового крана при наплавке на сферическую поверхность при спиралевидной и возвратно-поступательной траектории движения источника теплоты. Рассчитанное изменение температуры подложки в ходе наплавки конкретных изделий позволяет разрабатывать программу корректировки режима наплавки для обеспечения стабильности размеров и свойств наплавляемого слоя.*

**Ключевые слова:** наплавка; нагревание подложки; деталь сложной формы; траектория движения источника теплоты; методика численного расчета.

*The method for calculating of the temperature when surfacing of complex-shaped workpiece by solving non-stationary and nonlinear equation of thermal conductivity in heterogeneous layer, which allows taking into account the elements of the clamping device and not describing numerous boundary conditions is presented. Example for calculating of the heating temperature of spherical plug of the ball valve during surfacing on spherical surface via welding deposition with spiral and back-and-forth movement of the heat source is given. The calculated temperature variation in the base material during the surfacing of specific workpieces makes it possible to develop program for adjusting of the surfacing mode to ensure the stability of the dimensions and properties of the deposited layer.*

**Keywords:** surfacing; heating of base material; complex-shaped workpiece; motion trajectory of heat source; numerical calculation method.

**Введение.** Развитие робототехники на основе цифровых технологий приводит не только к увеличению числа промышленных роботов и 3D-принтеров, но и к появлению целого ряда новых инновационных технологических достижений, в том числе по сварке и наплавке [1]. Особое место среди таких технологий занимает аддитивное производство относительно малогабаритных деталей с использованием 3D-принтеров. Как отмечено в работе [2], в настоящее время значительный интерес представляет проволоочно-дуговой процесс (WAAM) послойной наплавки (наращивания) слоев заданной формы. Наиболее эффективно использование аддитивных проволоочно-дуговых процессов при изготовлении прототипов деталей сложной формы или при их единичном производстве.

Другим инновационным технологическим достижением является использование промышленных робототехнических комплексов, состоящих из шарнирно-сочлененного антропоморфного робота-манипулятора с аппаратурой управления, позиционера для фиксации

деталей и перемещения их в различных плоскостях, необходимого сварочного оборудования. Так как суммарная стоимость такого комплекса меньше, чем 3D-принтеров для выращивания крупногабаритных изделий, то именно их в основном применяют при поверхностной наплавке крупных изделий или наращивании слоев. Такая наплавка обеспечивает значительный экономический эффект, когда при изготовлении деталей и узлов машин зачастую используют более дешевые стали и сплавы, а требуемые служебные свойства поверхностей обеспечиваются наплавкой высоколегированных сплавов [3].

Необходимость применения промышленных роботов при наплавке обусловлена тем, что наплавляемые поверхности зачастую имеют сложную пространственную форму. Основное требование к качеству выполнения наплавки — сохранение химического состава и свойств наплавляемого сплава при высоком сцеплении наплавленного слоя с основным материалом деталей. Эффективное регулирование долей металла подложки в наплавленном слое

обеспечивает наплавка неплавящимся электродом с подачей присадочной проволоки, но она недостаточно производительна, даже при подогреве присадочной проволоки [4]. Более производительна наплавка при замене неплавящегося на плавящийся электрод. Режим такой наплавки выбирают исходя из необходимости получения минимального проплавления основного металла при требуемой толщине наплавляемого слоя [5].

Существенными факторами, определяющими глубину проплавления подложки и обеспечение заданной формы наплавляемых слоев, являются теплонасыщение основного металла и постепенный его разогрев в процессе наплавки. Явление теплонасыщения, характерное также и для многопроходной сварки, получило название "автоподогрев", сопутствует процессам сварки и наплавки [6].

Известно [7], что если температура подложки и глубина проплавления сильно возрастают, то возникает необходимость в коррекции режима наплавки. При коррекции обычно уменьшают мощность непосредственного теплового воздействия дуги на подложку при сохранении мощности, расходуемой на плавление присадочного материала [8]. На температуру автоподогрева подложки значительное влияние оказывают также конструктивные особенности наплавляемых деталей. Особенно явно это проявляется при послойном наращивании тонкостенных изделий на 3D-принтерах [9].

Проблема учета разогревания изделия в ходе наплавки актуальна и при наплавке на пространственных поверхностях изделий сложной формы, например сферических пробок шаровых кранов, используемых в качестве трубопроводной арматуры [10]. На автоподогрев в процессе наплавки шаров-пробок влияет наличие на них полостей и сток тепла в фиксаторы (зажимы). Так как автоподогрев основного металла существенно влияет на формирование ванны расплава и шва при выполнении наплавочных работ, то изучение данного явления актуально.

*Цель работы* — исследование влияния автоподогрева и постепенного разогрева основного

металла наплавляемых изделий на формирование ванны расплава и шва при выполнении наплавочных работ.

**Материалы и методы.** Оценка температуры разогрева деталей сложной геометрии при выбранном режиме наплавки является задачей, которую трудно решить простыми аналитическими методами, поэтому для ее решения используют методы компьютерного моделирования, позволяющие учесть геометрию наплавляемых поверхностей и режим наплавки, последовательность выполнения проходов [11–13]. В настоящее время такие методы наиболее перспективны для сложно-контролируемых процессов наплавки. Следует учитывать, что описание пространственной формы наплавляемой детали в математической модели процесса осуществляется в системе пространственных координат, из которых наиболее простая — декартова ортогональная система, определяющая расположение каждой из множества точек пространства значениями трех координат  $x, y, z$  [14].

Объекты сложной геометрической формы удобно описывать как принадлежность точек пространства определенной среде (металлу детали, зажиму приспособления, воздуху). Например, запись  $x, y, z \in M$  означает, что точка с этими координатами находится внутри материала  $M$ . При таком подходе область моделирования всегда имеет простую форму (параллелепипед). Граничные поверхности описываются как пересечение множеств точек, принадлежащих разным материалам. Запись  $x, y, z \in M \cap G$  означает, что точка с указанными координатами лежит на поверхности, разделяющей материалы  $M$  и  $G$ .

**Результаты исследования.** В качестве примера приведем описание сферической пробки шарового крана, закрепленной между двумя фланцами зажимающего приспособления, в системе координат  $x, y, z$ , центр которой совпадает с центром пробки-шара (рис. 1).

Строение пространства моделирования формально описывается множеством  $U(x, y, z)$ :

$$U(x, y, z) = \begin{cases} M & \text{при } x^2 + y^2 + z^2 < R_{ch}^2 \cap y^2 + z^2 < R \cap -\frac{D}{2} < x < +\frac{D}{2} \cap x^2 + y^2 > r^2 \cap z < 0, \\ Z & \text{при } x^2 + z^2 < R_G^2 \cap \left( x < -\frac{D}{2} \cup x > +\frac{D}{2} \right), \\ G & \text{при } x, y, z \notin (M \cup Z), \end{cases} \quad (1)$$

где  $M$  обозначает принадлежность точки  $x, y, z$  материалу пробки крана,  $Z$  — ее принадлежность материалу зажима,  $G$  — воздуху; размеры  $R_{ch}, R, D, r$  — см. рис. 1.

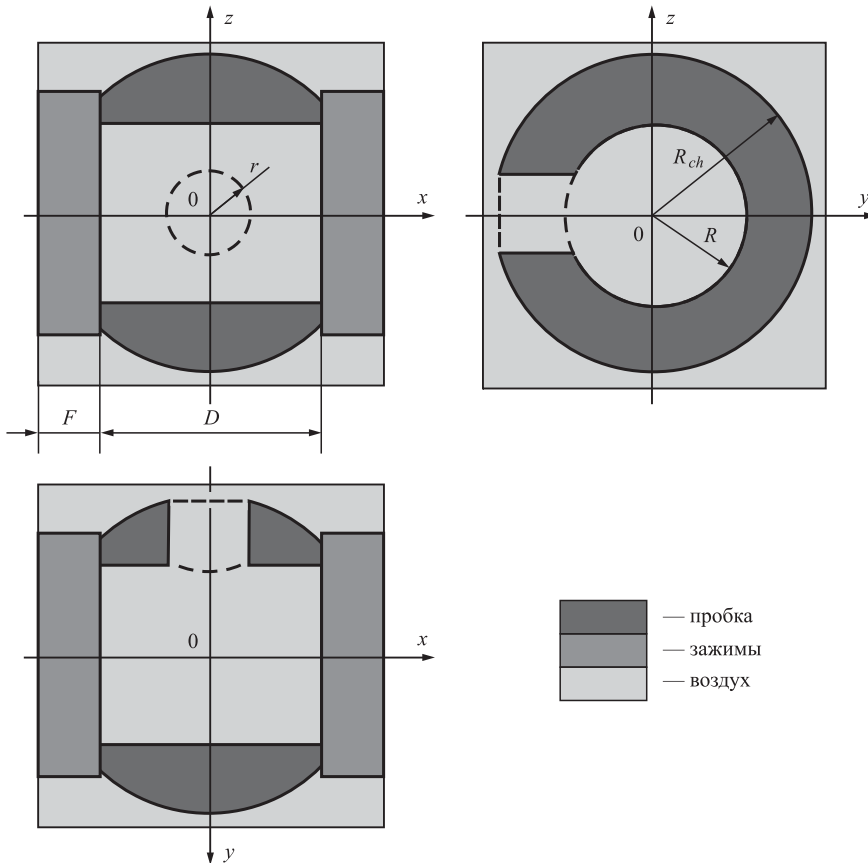


Рис. 1. Строение пространства при моделировании процесса нагрева пробки шарового крана при наплавке слоя коррозионно-стойкого сплава на ее сферическую поверхность

Объемная теплоемкость:

$$c_p = \begin{cases} c_{pM}, & \text{если } U(x, y, z) = M, \\ c_{pZ}, & \text{если } U(x, y, z) = Z, \\ c_{pG}, & \text{если } U(x, y, z) = G, \end{cases} \quad (2)$$

где  $c_{pM}$ ,  $c_{pZ}$ ,  $c_{pG}$  — теплоемкости стали пробки, материала зажимов и воздуха соответственно.

Распределение теплопроводности  $\lambda$  в зоне моделирования определяется с учетом того, что оно относится не к самой точке  $x, y, z$ , а к пространству между точками, расположенных на малых расстояниях  $dx, dy, dz$  друг от друга. При неоднородном строении пространства теплопроводности в окрестности точки в направлении разных координат неодинаковы:

$$\lambda_{x+\frac{\partial x}{2}} = \frac{2\lambda_x \lambda_{x+\partial x}}{\lambda_x + \lambda_{x+\partial x}}; \quad \lambda_{y+\frac{\partial y}{2}} = \frac{2\lambda_y \lambda_{y+\partial y}}{\lambda_y + \lambda_{y+\partial y}}; \quad (3)$$

$$\lambda_{z+\frac{\partial z}{2}} = \frac{2\lambda_z \lambda_{z+\partial z}}{\lambda_z + \lambda_{z+\partial z}}.$$

Так как свойства среды в пространстве распределены неравномерно, то распространение теплоты в зоне моделирования описывается нелинейным и нестационарным уравнением теплопроводности:

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q(x, y, z, t), \quad (4)$$

где  $q(x, y, z, t)$  — функция, описывающая расположение источника теплоты в пространстве в текущий момент времени.

При наплавке слоя на сферическую поверхность пробки-шара используют позиционер, обеспечивающий наплавку в нижнем положении и вращение, обеспечивающее постоянную линейную скорость наплавки  $v_w$  и смещение вдоль оси пробки-шара со скоростью  $v_p$ . При этом необходимо изменять угол наклона оси вращения и частоту вращения ввиду изменения расстояния от точки наплавки до оси. Координаты центра источника теплоты:

$$x_q = -\frac{D}{2} + v_p t; \quad R_q = \sqrt{R_{ch}^2 - x_q^2}; \quad (5)$$

$$y_q = R_q \cos\left(\frac{v_w t}{R_q}\right); \quad z_q = R_q \sin\left(\frac{v_w t}{R_q}\right).$$

В точку  $x_q, y_q, z_q$  вводится энергия источника теплоты, что увеличивает температуру металла в этой точке со скоростью:

$$\frac{\partial}{\partial t} T(x_q, y_q, z_q) = \frac{P_q}{c_p \partial x \partial y \partial z}. \quad (6)$$

Граничные условия уравнения теплопроводности описывают теплообмен зоны моделирования по плоскостям, ее ограничивающим:

$$x_g = \pm \left( \frac{D}{2} + F \right); \quad y_g = \pm \left( \frac{D}{2} + F \right); \quad (7)$$

$$z_g = \pm \left( \frac{D}{2} + F \right).$$



На этих плоскостях задана температура, значение которой определяется экстраполяцией распределения температуры вблизи граничных плоскостей на эти плоскости:

$$T_{xg} = \frac{T_{xg-\partial x}^2}{T_{xg-2\partial x}}; T_{yg} = \frac{T_{yg-\partial y}^2}{T_{yg-2\partial y}}; T_{zg} = \frac{T_{zg-\partial z}^2}{T_{zg-2\partial z}}. \quad (8)$$

Следует отметить, что на небольшом участке в области полостей спиралевидная наплавка невозможна, поэтому наплавку осуществляют с возвратно-поступательным вращением пробки-шара со смещением горелки на ширину ранее наплавленного слоя. Для оценки теплонасыщения для данного варианта наплавки можно воспользоваться подходом, изложенным в работе [15].

Принято, что в начальный момент времени  $t = 0$  температура всех точек пространства моделирования  $T(x, y, z) = 0$ .

Численное решение уравнения теплопроводности выполняли методом конечных разностей на равномерной сетке с шагом 1 см для пробки-шара с размерами:  $R_{ch} = 35$  см;  $R = 20$  см;  $D = 50$  см;  $r = 8$  см;  $F = 10$  см. Скорость наплавки 0,5 см/с; скорость подачи 1 см/об (0,002 см/с); мощность источника теплоты 5500 Вт. Свойства стали пробки  $c_{pM} = 5$  Дж/(см<sup>3</sup>·°C),  $\lambda_M = 0,25$  Вт/(см·°C), стали для зажимов  $c_{pZ} = 5,2$  Дж/(см<sup>3</sup>·°C),  $\lambda_Z = 0,4$  Вт/(см·°C), газовой среды  $c_{pG} = 1,2 \cdot 10^{-3}$  Дж/(см<sup>3</sup>·°C),  $\lambda_G = 0,3 \cdot 10^{-3}$  Вт/(см·°C). Длительность процесса наплавки около 248 мин.

На рис. 2 (см. обложку) показаны результаты расчета распределения температур автоподогрева.

Распределение температуры в зоне моделирования непрерывно изменяется в ходе наплавки, особенно в зоне воздействия источника теплоты, расположения отверстий в пробке-шаре, зон контакта с зажимами. Температура воздуха у поверхности пробки-шара равна температуре этой поверхности и убывает по мере удаления. Причем внутри проходного отверстия она выше, чем у наружных поверхностей. Так как при движении источника теплоты, формирующего наплавочную ванну на сферической поверхности, происходит автоподогрев, то его следует учитывать после завершения первого слоя и наложения второго слоя либо после начала выполнения рядом расположенного с первым слоем. Значение температуры автоподогрева

определяли по значениям температур перед движущимся источником ( $T_{p2}$ ) и сбоку от него ( $T_{p1}$ ) на расстоянии 10 мм на глубине 5 мм.

На рис. 3 показано изменение температуры автоподогрева в ходе наплавки, средней температуры пробки и термические циклы в характерных точках.

Температура автоподогрева быстро увеличивается на начальной стадии (первые 1...5 оборотов), затем нарастает с небольшой скоростью, а в конце наплавки немного снижается из-за охлаждающего влияния фиксатора. Заметно периодическое изменение температуры автоподогрева с периодом вращения пробки-шара при наплавке, которое хорошо видно на характерных термических циклах процесса. При наплавке на разных режимах, обеспечивающих постоянную толщину слоя 5 мм, получили отличающиеся друг от друга значения температуры автоподогрева (рис. 4, см. обложку).

Как видно из рис. 4, при больших значениях мощности и скорости наплавки температура разогрева пробки-шара заметно выше, чем при

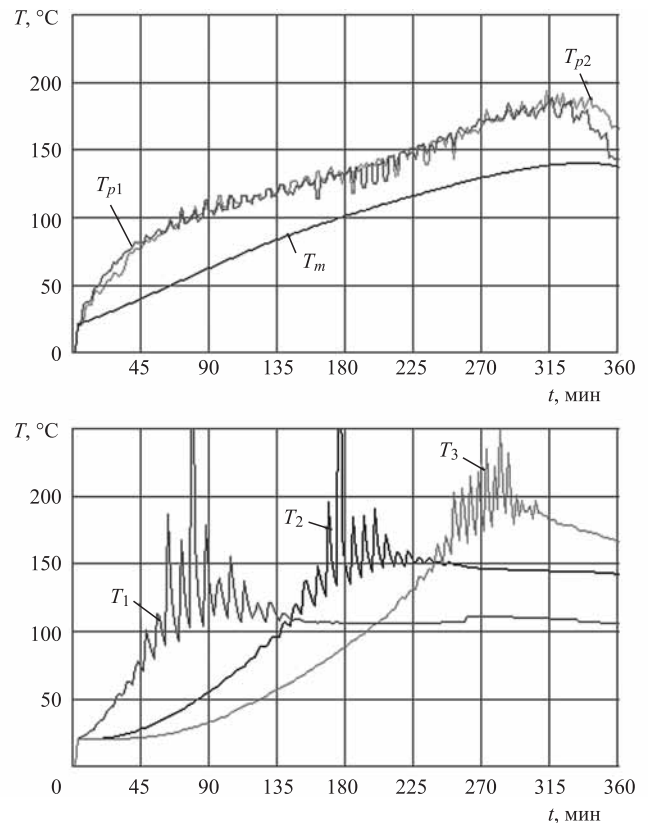
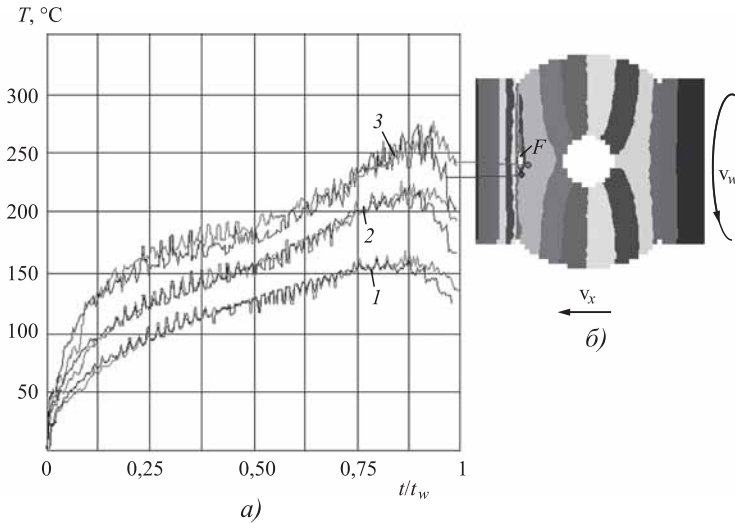


Рис. 3. Изменение температуры автоподогрева  $T_p$  в ходе наплавки, средней температуры  $T_m$  пробки и термические циклы  $T_1, T_2, T_3$  на глубине 5 мм, отстоящие от края пробки на расстояния 100, 250 и 400 мм соответственно



**Рис. 5.** Изменение температуры автоподогрева в ходе наплавки (а) и расположение точек ее определения (б) относительно наплавочной ванны  $F$ :

1 —  $P = 3270$  Вт,  $v_w = 2,5$  мм/с,  $v_x = 0,01$  мм/с,  $t_w = 696$  мин;  
 2 —  $P = 5500$  Вт,  $v_w = 5$  мм/с,  $v_x = 0,02$  мм/с,  $t_w = 348$  мин;  
 3 —  $P = 9470$  Вт,  $v_w = 10$  мм/с,  $v_x = 0,05$  мм/с,  $t_w = 174$  мин

их малых значениях. Это связано с изменением количества теплоты, отводимой в воздух и фиксаторы от наплавляемой детали.

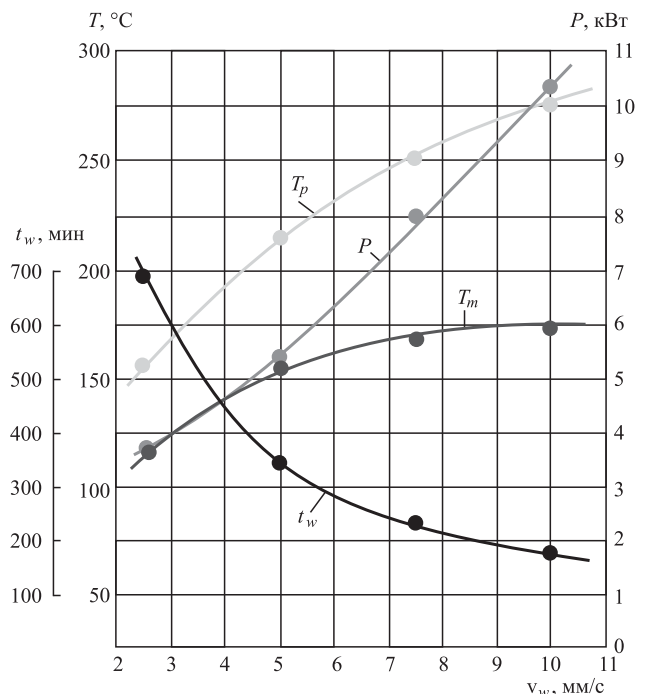
На рис. 5 показано изменение температуры автоподогрева в ходе наплавки пробки-шара на разных режимах. Характер изменения температуры автоподогрева одинаков на разных режимах, но несколько нарастает с увеличением мощности и скорости процесса.

Моделирование наплавки аналогичной конструкции пробки-шара другого размера (рис. 6, см. обложку) показало, что, несмотря на существенное изменение размеров (в 2 раза), температура автоподогрева изменилась незначительно. Это связано с тем, что были изменены толщина наплавляемого слоя и, следовательно, мощность процесса. При равной скорости наплавки длительность наплавки пробки-шара меньшего размера пропорционально меньше, т.е. потери теплоты на теплоотдачу ниже, что приводит к более высокой температуре автоподогрева, несмотря на меньшую мощность процесса.

На рис. 7 показаны зависимости параметров процесса наплавки от скорости движения источника теплоты. Для получения равномерного по толщине наплавленного слоя при высокой скорости наплавки требуется большая мощность для завершения процесса за меньшее время. Температура автоподогрева  $T_p$  и средняя тем-

пература  $T_m$  пробки в момент завершения процесса с увеличением скорости и мощности нелинейно возрастают, особенно при небольших скоростях наплавки. При этом существенно увеличивается разница между температурой автоподогрева и средней температурой.

Полученные при выполнении исследования результаты показали, что температура автоподогрева при наплавке является значимым фактором, который может стать причиной непостоянства проплавления подложки и размеров наплавляемых слоев, нестабильности содержания их химического состава, снижения эксплуатационных свойств наплавленного слоя. Поэтому только компьютерный анализ автоподогрева заготовок при выполнении наплавочных работ, расчет его температуры позволяет достаточно точно оценить и учесть влияние на формирование наплавочных валиков на разных стадиях наплавки, определить оптимальную программу корректировки режима для стабилизации свойств наплавляемых слоев электродного металла.



**Рис. 7.** Зависимость мощности  $P$  процесса, температуры автоподогрева  $T_p$  и средней температуры  $T_m$  пробки шарового крана  $DN 400$  в конце наплавки от скорости наплавки  $v_w$

## Выводы

1. Предложена методика расчета температуры автоподогрева при наплавке поверхностей изделий сложной формы, базирующейся на численном решении нестационарного и нелинейного уравнения теплопроводности в гетерогенной среде, включающей изделие, окружающее воздушное пространство и элементы зажимного приспособления. Строение среды описывается дискретной функцией указателей теплофизических свойств в окрестности каждой из множества точек среды, что позволяет избежать описания теплообмена через многочисленные поверхности реальных изделий.

2. Результаты расчета изменения температуры в пробке шарового крана в процессе наплавки антикоррозионного слоя на ее сферическую поверхность показали:

— при движении источника теплоты, формирующего наплавочную ванну на сферической поверхности, происходит автоподогрев, который следует учитывать после завершения первого слоя и наложения последующих слоев;

— температура автоподогрева непрерывно возрастает в ходе наплавки тем значительнее, чем выше мощность и скорость наплавки и меньше масса изделия;

— характер изменения температуры автоподогрева в ходе наплавки определяется конструктивной формой изделия, расположением зажимов и траекторией движения источника по наплавляемой поверхности.

3. Использование предложенной методики расчета температуры автоподогрева позволит оценить влияние постепенного разогревания изделий при наплавке изделий сложной формы на формирование наплавляемых валиков и определить оптимальную программу корректировки режима.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Развитие рынка промышленных роботов для сварки: тенденции и прогнозы / М.А. Шолохов, А.Ю. Мельников, Д.С. Бузорина, А.Е. Филяков // Сварка и диагностика. 2016. № 5. С. 58—64.
2. Review of wire arc additive manufacturing for 3D metal printing / J.Z. Li, M.R. Alkahari, N.A.V. Rosli et al. // International Journal of Automation Technology. 2019. Vol. 13. No. 3. P. 346—353.
3. Влияние параметров процесса дуговой наплавки упрочняющего слоя на свойства поверхности заготовок / В.А. Ерофеев, А.А. Протопопов, Е.А. Стра-

хова, С.К. Захаров // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. Т. 15. № 3. С. 105—107.

4. Wire + arc additive manufacturing / S.W. Williams, F. Martina, A.C. Addison et al. // Materials Science and Technology. 2016. Vol. 32. No. 7. P. 641—647.

5. Полосков С.С., Ерофеев В.А., Шолохов М.А. Моделирование формирования ванны расплава и шва при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 6. С. 247—255.

6. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. 2-е изд., испр. и доп. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. 550 с.

7. Ogino Y., Asai S., Hirata Y. Numerical simulation of WAAM process by a GMAW weld pool model // Welding in the World. 2018. Vol. 62. P. 393—401.

8. Полосков С.С., Ерофеев В.А., Шолохов М.А. Физико-математическая модель дугового взаимодействия при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой // Сварка и диагностика. 2019. № 6. С. 27—31.

9. Применение электродуговой наплавки для создания трехмерных объектов из стали / С.С. Жаткин, К.В. Никитин, В.Б. Деев и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 6. С. 443—450.

10. Полосков С.С. Проблемы наплавки уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры и пути их решения // Вестник ДГТУ. 2019. Т. 19. № 4. С. 349—356.

11. A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM) / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // Robotics and Computer-Integrated Manufacturing. 2015. Vol. 31. P. 101—110.

12. Effect of wire and arc additive manufacturing (WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure / M. Dinovitzer, X. Chen, J. Laliberte et al. // Additive Manufacturing. 2019. Vol. 26. P. 138—146.

13. Полосков С.С. Последовательность моделирования формообразования при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой // Сборник статей V Междунар. науч. конф. "Приоритетные направления инновационной деятельности в промышленности". Казань: Конверт, 2020. Ч. 1. С. 167—169.

14. Судник В.А., Ерофеев В.А. Основы научных исследований и техника эксперимента. Компьютерные методы исследования процессов сварки. Тула: Изд-во ТулПИ, 1988. 94 с.

15. Ерофеев В.А., Захаров С.К., Кузнецов О.В. Особенности технологии дуговой наплавки упрочняющих слоев на стальную подложку // Известия ТулГУ. Технические науки. 2014. № 11. Ч. 1. С. 132—138.

Станислав Сергеевич Полосков,  
stanislavpoloskov@gmail.com;

Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук;

Дарья Сергеевна Бузорина, канд. техн. наук;

Михаил Александрович Шолохов, д-р техн. наук



УДК 621.77

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-12-540-543

А.А. Пасынков, С.Н. Ларин (Тульский государственный университет),  
А.Н. Исаева (АО "НПО "СПЛАВ" имени А.Н. Ганичева", г. Тула)

## Теоретическое обоснование схемы обратного изотермического выдавливания трубной заготовки с активным трением и вытяжкой ее краевой части\*

*Рассмотрен способ, заключающийся в реализации процесса обратного выдавливания трубной заготовки в изотермическом режиме штамповки с активным трением. Особенностью способа является одновременное использование сил трения и подталкивание сформированной утолщенной краевой части заготовки и дальнейшее ее спрямление. Выполнена оценка силовых режимов и напряженного состояния в изделии. Приведено сравнение данного способа с классической схемой выдавливания.*

**Ключевые слова:** выдавливание; трубная заготовка; формообразование; активное трение; изотермическое деформирование.

*Method consisting in the implementation of the reverse extrusion process of tube billet in isothermal condition of stamping with active friction is considered. Feature of the method is the simultaneous use of friction forces and pushing of the formed thickened edge part of the workpiece and its further straightening. The force conditions and stress state in the product are estimated. Comparison of this method with the classical extrusion scheme is given.*

**Keywords:** extrusion; tube billet; shaping; active friction; isothermal deformation.

В промышленном производстве различных изделий машиностроения всегда имеется необходимость в снижении силовых параметров и, соответственно, в повышении энергоэффективности производства [1–4]. Добиться этого можно внедрением теоретически обоснованных новых или усовершенствованных методов производства. Одним из способов снижения силовых режимов при обратном выдавливании является использование сил активного трения, что обеспечивает снижение сил операции [5–8].

Предложен способ, основанный на использовании сил активного трения и комбинированного процесса выдавливания и вытяжки краевой части заготовки [9, 10]. Выполнено моделирование данной операции в комплексе DEFORM. В процессе моделирования предполагали использование трубных заготовок диаметрами  $D_{\text{заг}} = D_{\text{м}} = 40$  и 100 мм, где  $D_{\text{м}}$  — диаметр

заходного отверстия матрицы. Диаметр пуансона  $D_{\text{п}} = 94$  мм. Толщина стенок заготовки  $t = 15$  мм. Материал заготовки — алюминиевый сплав АМг4. Процесс реализуется в режиме кратковременной ползучести, что обеспечивается температурой нагрева сплава АМг4 до температуры 450 °С и определенными скоростями деформирования. Эскиз заготовки представлен на рис. 1.

Особенностью предлагаемого метода является использование матрицы с коническим рабочим участком диаметрами  $D_{\text{к}} = 44$  и 106 мм. Матрица перемещается в направлении, противо-

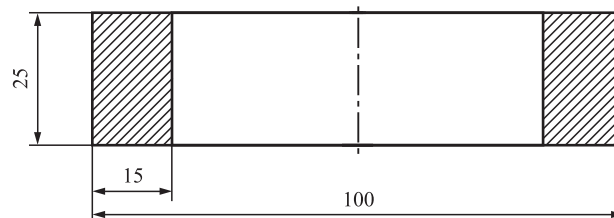
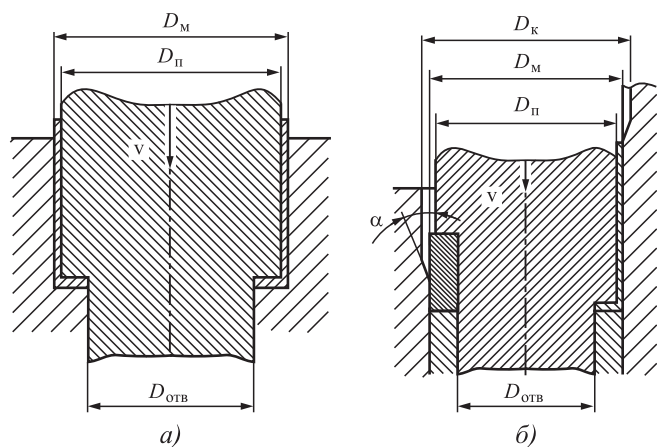


Рис. 1. Эскиз заготовки

\* Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 20-08-00541.

положном движении пуансона со скоростью на 10...20 % большей, чем перемещение торца формируемой стенки изделия. В матрице варьировали угол конусности матрицы  $\alpha = 15$  и  $45^\circ$ . Схема процесса показана на рис. 2.



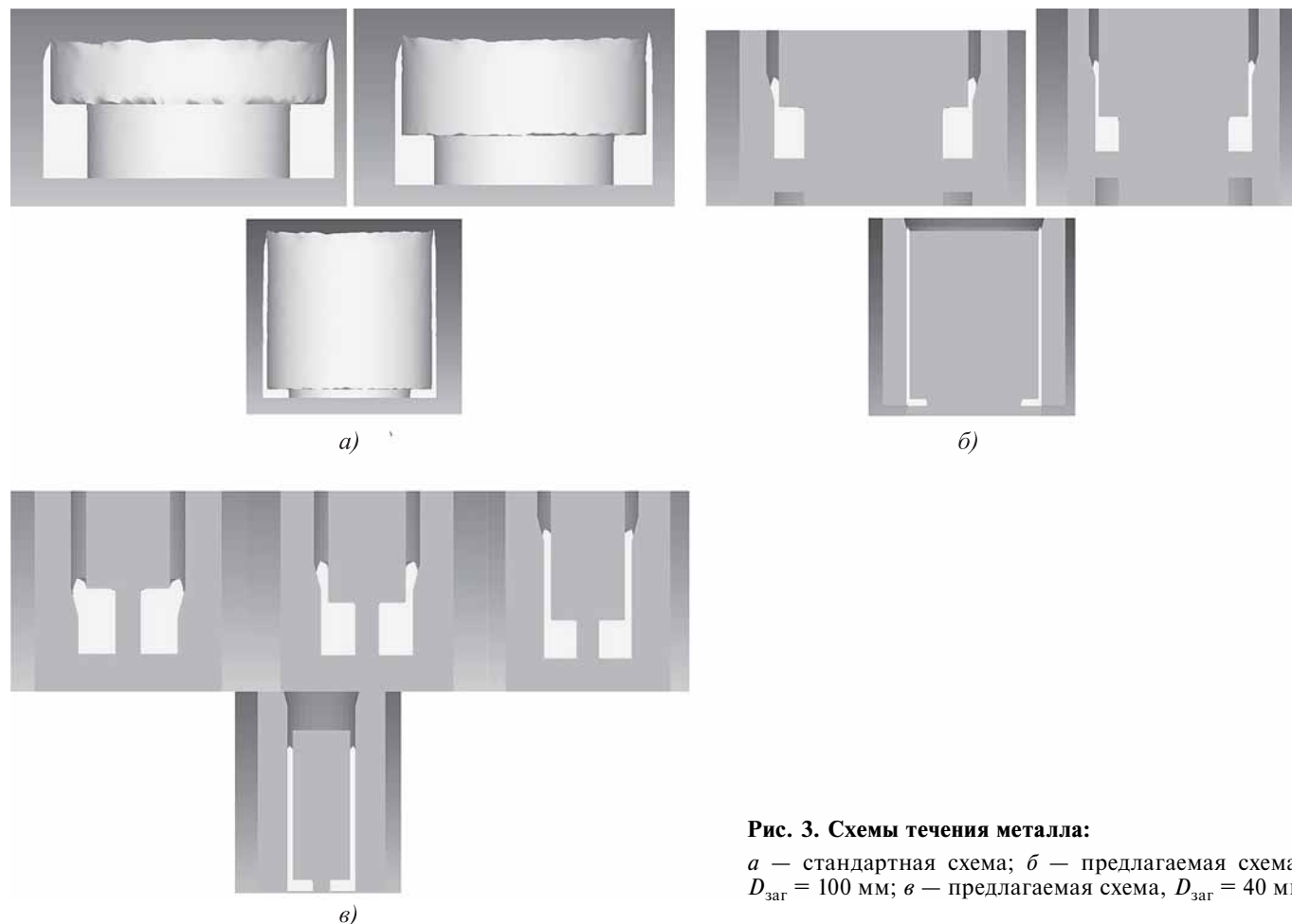
**Рис. 2. Расчетная схема обратного выдавливания трубной заготовки:**

*a* — стандартная схема; *б* — предлагаемая схема

На рис. 3 приведены схемы предлагаемого процесса, иллюстрирующие процесс течения металла в ходе деформирования заготовок с различными диаметрами.

Положение заготовки относительно конуса матрицы выбирали таким образом, что нижний торец заготовки находился на одном уровне с началом конуса матрицы (рис. 4, *a*). При увеличении угла конусности матрицы при таком расположении заготовки на конечных стадиях деформирования наблюдается нарушение сплошности стенки ввиду возникновения значительных растягивающих напряжений, возникающих ввиду увеличивающихся сил подталкивания. Поэтому для больших значений углов конусности заготовка была опущена ниже (рис. 4, *б*). При таком расположении заготовки формируется утолщение меньшего объема и, соответственно, требуются меньшие силы для вытяжки данного утолщения.

Выполненное моделирование позволило установить силовые режимы исследуемых про-



**Рис. 3. Схемы течения металла:**

*a* — стандартная схема; *б* — предлагаемая схема,  $D_{заг} = 100$  мм; *в* — предлагаемая схема,  $D_{заг} = 40$  мм



Рис. 4. Схема расположения заготовки

цессов. На рис. 5 представлены зависимости изменения сил процесса во времени операции для различных диаметров заготовок и схем деформирования.

Полученные зависимости позволяют оценить влияние активного трения и одновременного процесса вытяжки фланцевой части заготовки в процессе деформирования. Результаты показали, что использование предлагаемой схемы позволяет добиться снижения силы выдавливания заготовки диаметром 100 мм на 26 % при скорости деформирования 10 мм/с и на 35 % при скорости деформирования 1 мм/с.

Для заготовок диаметром 40 мм наблюдается снижение силы выдавливания на 35 % при скорости деформирования 10 мм/с и на 37 % при скорости деформирования 1 мм/с. Таким образом, использование предлагаемой схемы позволяет добиться снижения сил выдавливания в среднем на 30 %.

Выполнена оценка изменения напряжений в процессе деформирования. На рис. 6 (см. обложку) приведены схемы к оценке напряжений для заготовок диаметрами 40 и 100 мм.

Анализ полученных результатов показал, что применение предлагаемой схемы практически не приводит к изменению растягивающих напряжений. Однако сжимающие напряжения заметно меньше (на 40 %), чем при обычном выдавливании.

По результатам исследований сделан вывод, что применение схемы с активным трением, подталкиванием путем перемещения матрицы сформированной утолщенной фланцевой части изделия и дальнейшей ее вытяжкой позволяет добиться заметного снижения силы деформирования (в среднем на 30 %), формирования

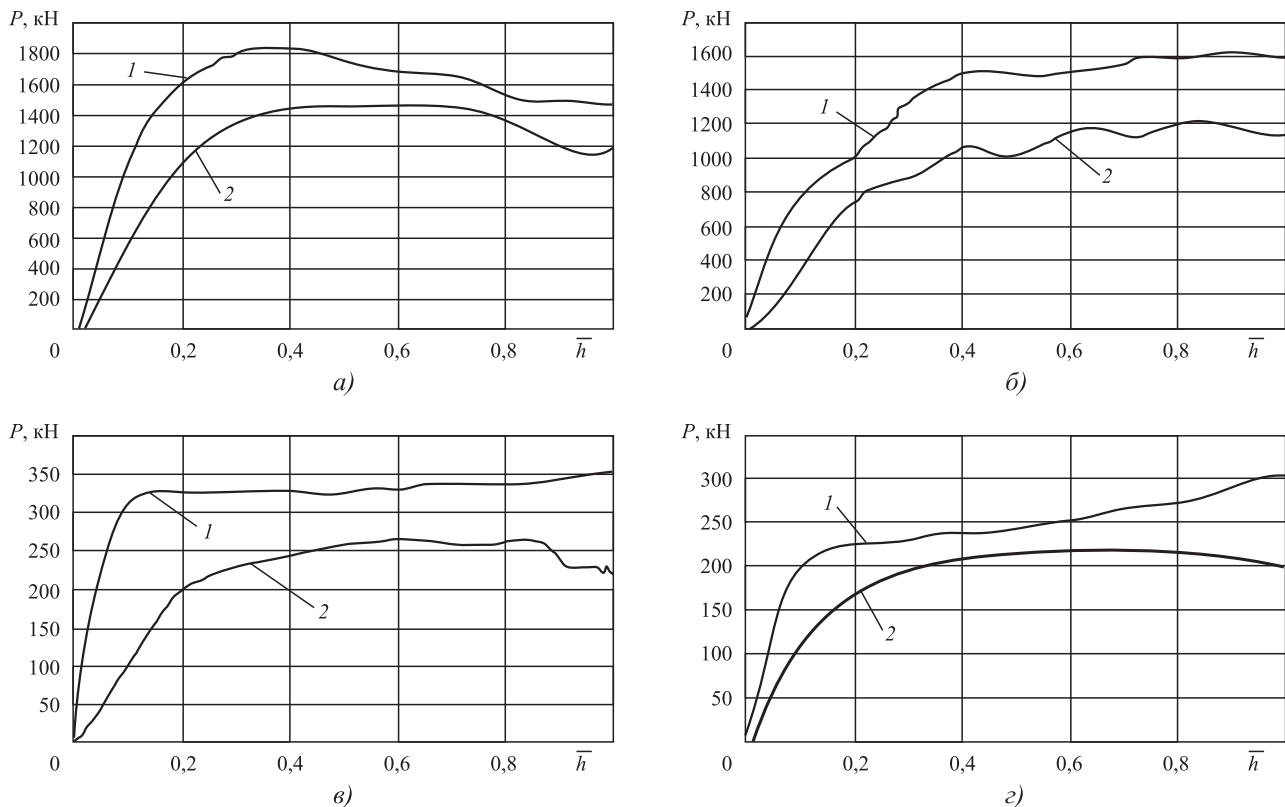


Рис. 5. Зависимость сила—путь для заготовок из сплава АМг4:

а —  $D_{\text{заг}} = 100$  мм,  $v = 10$  мм/с; б —  $D_{\text{заг}} = 100$  мм,  $v = 1$  мм/с; в —  $D_{\text{заг}} = 40$  мм,  $v = 10$  мм/с; г —  $D_{\text{заг}} = 40$  мм,  $v = 1$  мм/с; 1 — стандартная схема; 2 — предлагаемая схема

более ровной торцовой поверхности изделия и снизить сжимающие напряжения в донной части изделия.

Предлагаемый технологический процесс получения цилиндрических тонкостенных изделий из алюминиевого сплава основан на комбинировании процесса выдавливания и вытяжки утолщенной части изделия на торце. Это должно обеспечить лучшее напряженное состояние в детали и улучшить геометрические характеристики торцовой части.

В качестве оборудования применяли пресс гидравлический двойного действия П238 силой 8 МН с регулировкой скорости ползуна. Для заготовок диаметром 100 мм коэффициент утонения составляет 0,88. Регламентирован коэффициент вытяжки без утонения 0,88. Важным условием является соблюдение определенных скоростей перемещения инструмента. При скорости перемещения пуансона 1 мм/с скорость перемещения матрицы должна составлять 4,7...5 мм/с. Изменение указанного скоростного режима нарушает стабильность процесса.

Приблизительная технология включает в себя следующие операции:

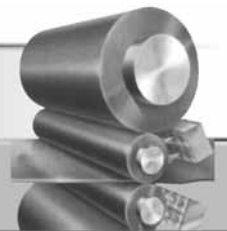
- 1) отрезка заготовок;
- 2) нагрев заготовок до температуры штамповки ( $450 \pm 10$ ) °С;
- 3) установка заготовок в штамповый блок;
- 4) формообразование заготовок в штамповом блоке на прессе П238 (температура ( $450 \pm 10$ ) °С, давление 100...150 МПа, время 5...15 мин);
- 5) охлаждение штампа с изделием; извлечение изделий;
- 6) обрезка торцовой части;
- 7) термохимическая обработка.

Для реализации данного способа требуется сложная штамповая оснастка, что является недостатком. Но несмотря на это предлагаемый метод является перспективным для дальнейших исследований и внедрения в производство.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Яковлев С.П., Яковлев С.С., Андрейченко В.А.** Обработка давлением анизотропных материалов. Кишинев: Квант, 1997. 332 с.
2. **Евдокимов А.К., Герасимова О.М.** Дефектообразование в деталях при обратном выдавливании сплошных заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 7. С. 29—33.
3. **Чудин В.Н., Пасынков А.А.** Нестационарные процессы изотермической штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2018. № 6. С. 23—28.
4. **Пасынков А.А., Борискин О.И., Ларин С.Н.** Теоретические исследования операции изотермической раздачи труб из труднодеформируемых цветных сплавов в условиях кратковременной ползучести // Цветные металлы. 2018. № 2. С. 74—78.
5. **Методика** экспериментального определения механических и пластических свойств материала при растяжении с повышенной температурой / В.А. Демин, А.В. Черняев, В.И. Платонов, В.А. Коротков // Цветные металлы. 2019. № 5. С. 66—73.
6. **Определение** влияния скорости деформации на сопротивление деформированию при статическом растяжении с повышенной температурой / А.В. Черняев, Н.А. Усенко, В.А. Коротков, В.И. Платонов // Цветные металлы. 2019. № 5. С. 60—66.
7. **Larin S.N., Pasynkov A.A.** Analysis of forming properties during the isothermal upsetting of cylindrical workpieces in the viscous-plasticity mode // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. November 2018. Vol. 441. Iss. 1. DOI: 10.1088/1757-899X/441/1/01226.
8. **Boss forming of annular flanges in thin-walled tubes** / L.M. Alves, R.M. Afonso, C.M.A. Silva, P.A.F. Martins // Journal of Materials Processing Technology. December 2017. Vol. 250. P. 182—189.
9. **Евдокимов А.К., Антонкина К.А.** Комбинированное выдавливание с противодавлением // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 12. С. 6—12.
10. **Евдокимов А.К., Крутиков П.В.** Осевое комплексное выдавливание ступенчатых втулок с перемычкой // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2013. № 11. С. 33—40.

*Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук;  
Сергей Николаевич Ларин, д-р техн. наук,  
mpf-tula@rambler.ru;  
Анна Николаевна Исаева*



УДК 621.771.013

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-12-544-550

С.Д. Скачков, А.В. Мунтин  
(АО "Выксунский металлургический завод",  
Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

## Перспективы производства микролегированных бором сталей на литейно-прокатном комплексе

*Проанализированы современные подходы к производству сталей, микролегированных бором, описаны виды и способы производства, актуальные направления их развития. Показано, что производство микролегированных бором сталей на литейно-прокатных комплексах является перспективным, но сопряжено с рядом технологических сложностей. Выявлены критические элементы технологии и предложен план необходимых исследований.*

**Ключевые слова:** микролегирование бором; литейно-прокатный комплекс; стали, применяемые в автомобильной промышленности; пластичность стали при повышенных температурах; фазовые превращения; сопротивление деформации.

*Modern approaches to the production of microalloyed boron steels are analyzed, types and methods of production, current directions for their development are described. It is shown that the production of such steels on casting and rolling complexes is promising, but associated with number of technological difficulties. Critical elements of the technology are identified and plan of necessary research is proposed.*

**Keywords:** microalloying by boron; casting and rolling complex; steel used in automotive industry; ductility of steel at elevated temperatures; phase transformations; deformation resistance.

**Введение.** Добавки бора в стали способствуют повышению их механических и эксплуатационных характеристик одновременно с сокращением содержания дорогостоящих легирующих элементов. Как правило, требуемое содержание бора в стали невелико. Известны следующие группы сталей, легированных бором:

1) высоколегированные стали специального назначения с содержанием бора до 2 %. В таких сталях бор присутствует в виде боридов, которые дополнительно повышают жаропрочность, износостойкость и другие свойства [1];

2) стали, в которых присутствует BN (включают до 0,02 % В). К этой группе относятся автоматные стали. В трансформаторных сталях частицы BN могут служить взамен частиц нитрида алюминия, а в коррозионно-стойких и жаропрочных сталях бор применяют в качестве эффективного деадозатора взамен титана;

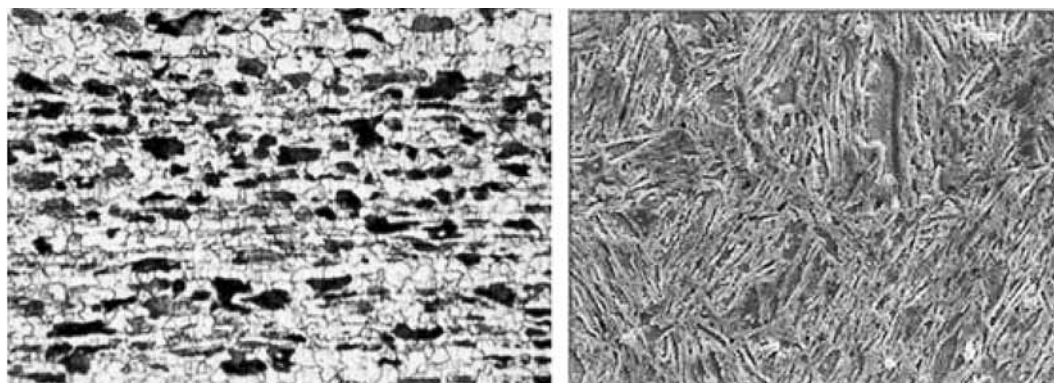
3) стали с растворенным бором в металлической матрице (0,001...0,005 % В). К ним относятся

низкоуглеродистые стали для высокопрочных труб классов X100—X120 [2], среднеуглеродистые стали, используемые в строительстве, тракторостроении, производстве крепежа, буров, ножей сельскохозяйственных машин [3]. Также среднеуглеродистые стали, микролегированные бором, применяют в автомобилестроении для изготовления силовых элементов кузова легковых автомобилей, например, вертикальных стоек (рис. 1, см. обложку).

В статье рассмотрены современные подходы к производству рулонного проката из среднеуглеродистых микролегированных бором сталей, относящиеся к группе 3, типа 22MnB5, 34MnB5, особенности их структуры и физико-механических свойств, а также сформулированы основные направления перспективных исследований данных сталей.

Традиционный метод производства металлургической продукции из сталей, микролегированных бором, состоит из получения сляба,





а)

б)

Рис. 2. Структуры стали 22MnB5 после прокатки (а) и после закалки (б) [7]

порезки на мерные длины, нагрева до температуры прокатки, деформации в непрерывных, реверсивных или комбинированных станах, вспомогательных операций и, если требуется, холодной прокатки.

Например, компания ThyssenKrupp AG (Германия) производит тонколистовой прокат из микролегированной бором стали типа 22MnB5, который далее применяют для горячей штамповки конструкционных элементов кузова автомобиля [5]. Микроструктура стали после прокатного передела — феррито-перлитная (рис. 2, а), предел прочности составляет около 650 МПа. Материал готового изделия (например, стойки легковых автомобилей) приобретает мартенситную структуру (рис. 2, б) с пределом прочности не менее 1500 МПа за счет закалки в водоохлаждаемых штампах. Под штамповку используют горячекатаные и холоднокатаные листы толщинами 1,8...6,0 и 0,75...3,00 мм соответственно.

Магнитогорский металлургический комбинат производит горячекатаный листовой про-

кат толщиной 4...12 мм из микролегированных бором сталей под закалку в масле или воде для сельскохозяйственной техники [6].

Типовой состав микролегированных бором сталей приведен в табл. 1. Помимо добавок бора в количестве 0,002...0,005 % стали содержат кремний (около 0,4 %) и марганец (около 1,4 %). Также осуществляют микролегирование титаном (0,03...0,05 %) и алюминием (0,02...0,04 %). Наличие титана и алюминия является важным для связывания азота в стали и недопущения формирования нитридов бора. В стали могут присутствовать добавки ниобия в количестве 0,01...0,03 % для повышения хладостойкости.

Влияние бора на прочностные свойства можно оценить в лабораторных условиях на образцах небольшого размера, измерив твердость после обработки по различным режимам, сделать перерасчет на предел прочности. Для исследования выбраны две марки стали 34Mn и 34MnB5 (табл. 2). Основное отличие химиче-

1. Типовой химический состав сталей, микролегированных бором, % об.

Сталь	C	Si	Mn	S	P	Al	Ti	Nb	N	Cr	B
				Не более					Не более		
22MnB5	0,22	0,40	1,40	0,005	0,02	0,03	0,04	0,02	0,007	0,35	0,002...0,005
34MnB5	0,34										

2. Химический состав сталей 34MnB5 и 34Mn, % об.

Сталь	C	Si	Mn	S	P	Al	Ti	Nb	N	Cr	B
34MnB5	0,34	0,25	1,27	0,004	0,002	0,05	0,035	0,001	0,005	0,18	0,002
34Mn		0,26	1,20	0,001	0,005	0,018	0,002		0,009	0,10	—

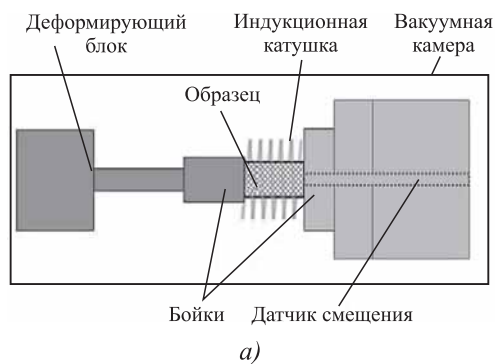


Рис. 3. Образец  $\varnothing 5 \times 10$  мм (а) и dilatometer DIL 805 A/D (б)

ского состава стали 34MnB5 от 34Mn — наличие титана в количестве 0,035 % и бора 0,002 %.

Экспериментальные исследования выполняли с помощью автоматического деформационного dilatometer DIL 805 A/D (рис. 3) на цилиндрических образцах  $\varnothing 5 \times 10$  мм. Имитировали температурно-деформационный режим контролируемой прокатки с последующим охлаждением полос. Методика проведения эксперимента предусматривала охлаждение образцов с максимально близким к реальному состоянию аустенита (размер зерна, степень наклепа) перед превращением в результате имитации деформации при прокатке сжатием.

На полученных деформированных образцах исследовали микроструктуру, измеряли твердость по Виккерсу при нагрузке 9,807 Н (1 кгс) в шести точках по сечению. Результатом исследований являлись термокинетические диаграммы исследуемых сталей (рис. 4), позволяющие

определить основные критические точки при фазовом превращении.

Dilatometric tests showed that the kinetics of austenite decomposition of steels 34Mn and 34MnB5, studied under identical conditions, differs. Steel 34MnB5 is characterized by a narrower temperature range of ferrite precipitation, the transformation proceeds in the range from 706 to 632 °C at rates from 1 to 5 °C/s, while in steels without boron the start of ferrite precipitation is shifted to a higher temperature region and begins at 750...720 °C at temperatures close to 34MnB5 at the end of transformation in an analogous range of cooling rates.

As noted above, similar medium-carbon microalloyed boron steels are preferentially used in automobile construction for the manufacture of power elements of the body, and the thickness of the rolled strip

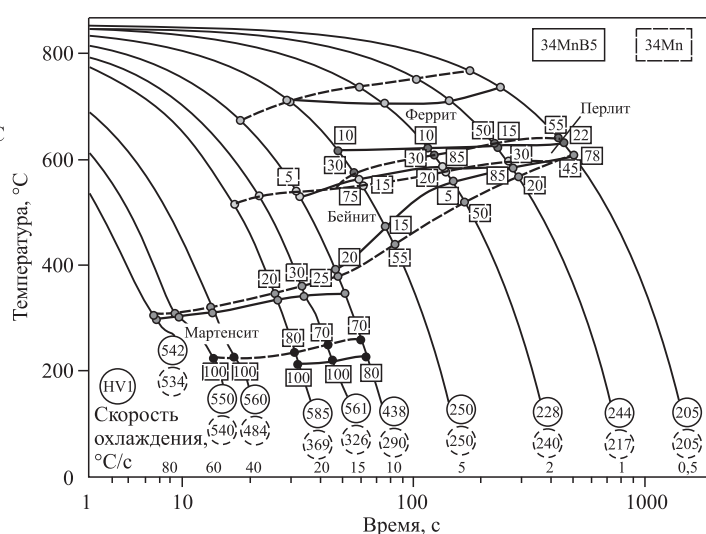
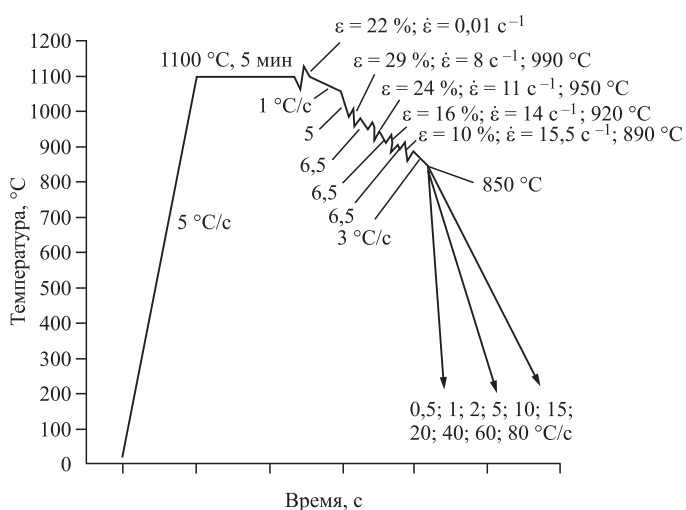
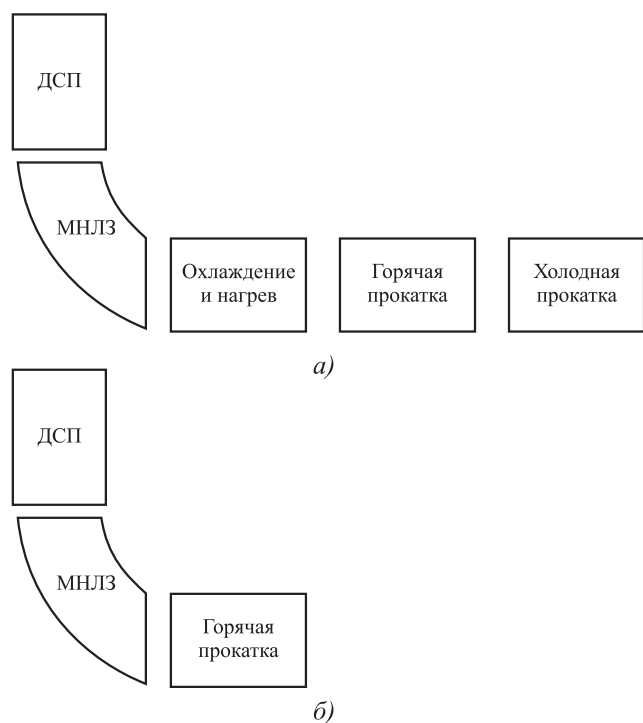


Рис. 4. Термодеформационный режим и термокинетическая диаграмма сталей 34MnB5 и 34Mn

в большинстве случаев составляет 1...2 мм. Необходимость прокатывать качественную тонкую полосу обуславливало применение передела холодной прокатки. Однако в последние десятилетия развитие оборудования для производства горячекатаной полосы позволило получать полосу высокого качества толщиной от 0,8 мм на *литейно-прокатных комплексах* (ЛПК), в том числе по схеме бесконечной прокатки [9—11].

Помимо возможности производства качественной тонкой полосы преимуществами ЛПК являются снижение энергопотребления на 30...50 % из-за отсутствия повторного нагрева слябов, а также снижение воздействия на окружающую среду по сравнению с традиционным производственным процессом. В связи с этим ведущие металлургические компании мира начали освоение на ЛПК технологии производства полосы для последующей закалки в штампах без использования передела холодной прокатки (рис. 5). Особенно данная технология набирает популярность в Китае. Например, компания HesteelGroupTangsteel провела успешные испытания изделий (элементов кузова автомобиля), изготовленных по короткой схеме ЛПК без холодной прокатки [8, 12].



**Рис. 5. Схемы размещения основного оборудования технологических линий по традиционной технологии (а) и технологии совмещения процессов (б):**

ДСП — дуговая сталеплавильная печь; МНЛЗ — машина непрерывного литья заготовки

В России также существует возможность освоения технологии производства микролегированных бором сталей типа 22MnB5 на ЛПК АО "Выксунский металлургический завод" (АО "ВМЗ"). В состав ЛПК входит электросталеплавильный цех (дуговая сталеплавильная печь, установка печь-ковш, установка вакуумирования, машина непрерывного литья заготовки, прокатный цех и комплекс вспомогательных объектов) [13].

Анализ опыта производства рулонного проката различного сортамента на ЛПК АО "ВМЗ" показал, что производство полос толщиной 1,25...1,30 мм составляет около 44 000 т в год, есть опыт производства полос толщиной 1,0 мм. Также значительная доля в сортаменте сталей с содержанием углерода от 0,20 до 0,36 %, легированных кремнием и марганцем. Таким образом, основными вопросами являются микролегирование данных сталей бором и определение критических параметров технологии на каждом переделе ЛПК.

К критическим параметрам технологии на ЛПК при производстве микролегированных бором сталей следует отнести последовательность отдачи борсодержащих ферросплавов, режим охлаждения сляба в МНЛЗ, температурно-деформационные условия прокатки и параметры после деформационного охлаждения. Также отдельным вопросом является влияние дальнейшей термической обработки на структуру и свойства полученного проката. Критические параметры и исследования, направленные на их определение, представлены в табл. 3. Рассмотрим подробнее каждый элемент из табл. 3.

Правильно подобранный химический состав и порядок отдачи легирующих элементов на этапе выплавки обеспечат равномерное распределение бора по всему объему металла и не допустят образования нитридов и боридов. Также проработка данных технологических вопросов позволит не допустить вторичного окисления бора на этапе разлива и получить требуемые структуру и свойства металла на этапе прокатки.

При введении бора ключевыми показателями являются: доля "эффективного" бора; состояние бора в аустените; состав, количество и размеры неметаллических включений. Для этого с учетом технологических особенностей процесса получения стали, микролегированной бором,

3. Ключевые технологические вопросы

Этап	Риски	Методы исследования	Исследуемый параметр
Выплавка	Возможно образование ВО и BN / снижение эффективности бора при закалке	Расчет в ThermoCalc, анализ промышленных измерений химического анализа на сталях без бора	Порядок отдачи и требуемый уровень титана и алюминия
	Неравномерное растворение бора по объему жидкой стали	Расчет в ThermoCalc	Режимы вакуумирования и перемешивания в стальковше
Разливка	Вторичное окисление после ввода бора		Требуемый уровень титана и алюминия
Разливка/прокатка	Образование дефектов поверхности по следам качания или при деформации в клетке	Относительное сужение при растяжении образцов при различных температурах	Пластичность стали при повышенных температурах
Прокатка	Превышение допустимых нагрузок при прокатке тонкой полосы	Метод осадки цилиндрических образцов	Сопротивление деформации
Прокатка/охлаждение полосы	Не обеспечить феррито-перлитную структуру / закалить полосы	Дилатометрический метод на цилиндрических образцах с деформацией	Кинетика фазовых превращений
Термическая обработка изделия	Не обеспечить требуемый уровень свойств после закалки	Дилатометрический метод на цилиндрических образцах без деформации	

определяют стехиометрические зависимости между компонентами для каждой конкретной стали. Например, в патентах [14, 15] приведены стехиометрические условия для производства трубных заготовок и рулонного проката с содержанием углерода до 0,10 %. Кроме стехиометрических зависимостей важно определить критические содержание элементов и условия, при которых необходимо их вводить, чтобы не допустить образования больших включений, пример которых приведен на рис. 6. Химиче-

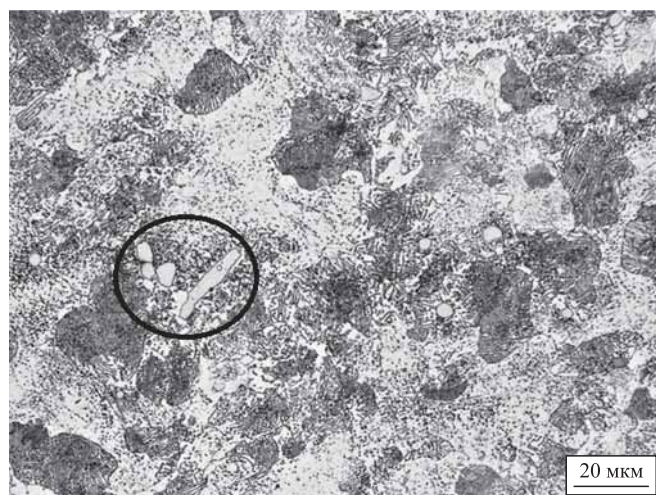


Рис. 6. Включения моноборида железа размером 22 мкм

ский состав по содержанию азота, углерода, алюминия, титана и бора целесообразно оптимизировать на основе термодинамических расчетов в специализированном программном обеспечении, например ThermoCalc [16].

Правильный выбор режимов работы МНЛЗ (в первую очередь вторичного охлаждения) обеспечит деформацию поверхности слитка в МНЛЗ в диапазоне температур, при которых сталь имеет более высокие показатели сопротивления пластической деформации при высоких температурах. Это позволит не допустить образования трещин на этапе разливки, связанных с выделением BN по границам зерен, попаданием в интервал температур с низкой пластичностью и неправильными режимами работы кристаллизатора. В дальнейшем это позволит получить требуемое качество поверхности полосы [17–20].

На рис. 7 показан образец, подвергнутый сжатию при температуре 1150 °С на установке Gleeble, который имеет характерные для состояния низкой пластичности разрывы по периметру. Поэтому изучение вопросов пластичности стали при повышенных температурах актуально и с точки зрения снижения дефектообразования в прокатных клетях.

Помимо влияния на пластичность стали при повышенных температурах микролегирование



**Рис. 7. Разрушения образца при испытаниях на пластичность при повышенных температурах**

сталей бором может оказать влияние на сопротивление деформации стали. Учитывая, что для сталей, используемых в автомобильной промышленности, толщина конечной полосы небольшая (1...2 мм), прокатка будет проходить при максимально возможных обжатиях. Например, при производстве полосы толщиной 1,0...1,3 мм на ЛПК АО "ВМЗ" обжатие в первой клетки чистовой группы составляет около 60 %. Таким образом, при прокатке тонкой полосы из среднеуглеродистых микролегированных бором сталей могут возникнуть превышения допускаемых энергосиловых параметров клеток. В связи с этим исследование сопротивления деформации является актуальной задачей.

В публикациях российских и зарубежных авторов [21–24] информация об исследованиях сопротивления деформации разрозненная, она не позволяет полностью решить вопрос расчетов энергосиловых параметров прокатки для ЛПК АО "ВМЗ". Поэтому целесообразно провести серию экспериментов по осадке цилиндрических образцов в машине Gleeble.

Важнейшим вопросом является исследование фазовых превращений исследуемых сталей. Причем одновременно должно быть решено две противоположные задачи. Первая задача — получение стали с относительно невысокой прочностью и феррито-перлитной структурой после прокатки, вторая — получение высокопрочной мартенситной структуры после термической обработки. Построение термокинетических диаграмм (ТКД) является эффективным инструментом для определения требуемых режимов охлаждения, и в ряде публикаций при-

ведены ТКД для микролегированных бором сталей [25, 26]. Однако в разных источниках указаны данные для разных процессов: в одних построены ТКД после деформации для условий прокатного стана, а в других — ТКД без деформации для условий термической обработки. Принципиальным является сквозное исследование фазовых превращений для обоих процессов на одном и том же химическом составе.

Дополнительно должны быть учтены следующие аспекты. Во-первых, при выплавке стали в дуговой сталеплавильной печи, как правило, получают сравнительно высокое содержание азота (от 0,007 % и выше), что оказывает влияние на состояние бора в стали и соответственно фазовые превращения. Во-вторых, стандартные ТКД не позволяют точно описать режим охлаждения после прокатки, так как не учитывается стадия медленного охлаждения смотанной в рулон полосы. Поэтому целесообразно дополнительно к ТКД проводить имитацию реальных режимов охлаждения полосы на отводящем рольганге стана и после смотки.

**Заключение.** Микролегированные бором стали получают все большее распространение в автомобилестроении, трубном производстве, других ответственных деталях и изделиях машиностроения. Детали из таких сталей являются более надежными и долговечными. При микролегировании сталей бором снижаются расходы на дорогостоящие легирующие элементы, термическая обработка этих сталей позволяет получить комплекс свойств в широком диапазоне.

Освоение технологии производства микролегированных бором сталей на литейно-прокатных комплексах является особенно актуальной задачей в связи с экономической эффективностью данного способа. При этом в России эксплуатируется один ЛПК для производства рулонного проката и в будущем могут быть запущены другие.

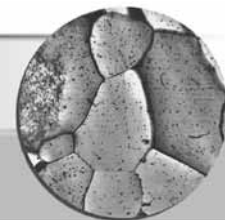
Определен комплекс задач, который необходимо решить для освоения данного сортамента на ЛПК: порядок отдачи и требуемый уровень титана и алюминия, режимы вакуумирования и перемешивания в стальковше, пластичность стали при повышенных температурах, сопротивление деформации, кинетика фазовых превращений при охлаждении после прокатки и во время термической обработки.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Козлов Д.В., Рисованный В.Д.** Возможности применения бористых сталей в существующих и перспективных ядерных реакторах // Известия Самарского научного центра РАН. 2012. № 4-4. С. 966—970.
2. **Chu G.N., Lin Y.L., Ding M.Q.** Hot Hydroforming of 22MnB5 Tube by Resistance Heating // "Jom-warrendale" Springer Science + Business Media. 2016. № 7. P. 1983—1989.
3. **Yazici A.** Investigation of the reduction of mouldboard ploughshare wear through hot stamping and hardfacing processes // Turkish journal of agriculture and forestry. 2011. № 35. P. 461—468.
4. **Body Repair News.** New Model Body Repair Information // 2016 American Honda Motor Co. Режим доступа: <https://rts.i-car.com/images/pdf/oem-info/honda/body-repair-news/22196.pdf> (дата обращения: 07.09.2020).
5. **Компания Thyssenkrupp.** Марганец-борная сталь для горячей штамповки // Каталог компании. Режим доступа: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/de/produkte/feinblech-oberflaechenveredelte-produkte/mangan-bor-stahl-zum-warmumformen/> (дата обращения: 16.09.2020).
6. **Компания ММК.** Прокат высокопрочных марок стали // Каталог компании. Режим доступа: [http://mmk.ru/for\\_buyers/65558/](http://mmk.ru/for_buyers/65558/) (дата обращения: 27.08.2020).
7. **Steelsforhotstamping:** Arcelormittal. Режим доступа: [https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/PHS/usibor\\_ductibor](https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/PHS/usibor_ductibor) (дата обращения: 27.08.2020).
8. **Hu K., Mao X., Gong T. et al.** Development and Application of a Press Hardening Steel Produced by Thin Slab Casting and Directly Rolling // Physical Metallurgy and Product Development: International Symposium on Thin Slab Casting and Direct Rolling. 2018. P. 137—141.
9. **Минаев А.А., Коновалов Ю.В.** Совмещение технологических процессов — одно из главных направлений развития металлургии // Обработка материалов давлением. 2012. № 4 (33). С. 5—13.
10. **Мунтин А.В.** Передовые технологии совмещенного процесса непрерывного литья тонких слябов и горячей прокатки полосы // Металлург. 2018. № 9. С. 43—51.
11. **Мао Х., Wang S.** Exploration and Innovation: 30 Years' Development of Thin Slab Casting and Direct Rolling Technology // International symposium on Thin slab casting and direct rolling, Wuhan (China). 2018. P. 2—11.
12. **Li H., Ghang J., Gao X. et al.** Production practice of 22MnB5 for hot stamping by FTSR process at Tangsteel // International symposium on Thin slab casting and direct rolling, Wuhan (China). 2018. P. 252—257.
13. **Червоный А.В., Рингинен Д.А., Частухин А.В. и др.** Формирование структуры и свойств рулонного проката трубного назначения при производстве в условиях литейно-прокатного комплекса // Металлург. 2018. № 10. С. 40—47. Режим доступа: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=36315212> (дата обращения: 16.09.2020).
14. **Пат. 2337150.** Трубная заготовка из борсодержащей стали / М.В. Бобылев, Е.И. Гонтарук, А.А. Лехтман. Опубл. 27.10.2008, Бюл. № 30.
15. **Пат. 2136776.** Высокопрочная сталь для магистральных трубопроводов, имеющая низкий коэффициент текучести и повышенную низкотемпературную вязкость / Т. Хироти, А. Хитоси, Х. Такуя, Т. Йосио. 1999.
16. **Потапов А.И.** Исследование процессов микролегирования стали бором с целью совершенствования технологии производства борсодержащей стали: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02: защищена 25.03.13: утв. 18.04.13. М., 2013. 116 с. Режим доступа: [https://static.freereferats.ru/\\_avtoreferats/01006586846.pdf](https://static.freereferats.ru/_avtoreferats/01006586846.pdf) (дата обращения: 07.09.2020).
17. **Колбасников Н.Г., Матвеев М.А.** Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета "Металлургия и материаловедение". 2016. № 1 (238). С. 129—135.
18. **Назюта Л.Ю., Федорова Е.В., Хавалиц Ю.В.** Влияние режима выпечки обработки на степень усвоения бора при выплавке низколегированной конструкционной стали // Вісник Приазовського Державного Технічного Університету. 2017. № 35. С. 25—30.
19. **Мазнический А.Н., Гойхенберг Ю.Н., Сприкут Р.В.** Влияние азота и нитридообразующих элементов на прокаливаемость борсодержащей стали // Вестник ЮУрГУ. 2017. № 2. С. 47—51.
20. **Heckman C.J., Ormston D., Grimpe F. et al.** Development of low carbon Nb—Ti—B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe // Ironmaking and Steelmaking. 2005. No. 4. P. 337—341.
21. **Маняк Н.А.** О влиянии бора на структуру и свойства горячекатаной низколегированной стали // Донецкий національний технічний університет (ДОНГУ). 1999. № 8. С. 150—154. Режим доступа: <http://ea.donntu.edu.ua/bitstream/123456789/16849/1/150-154.pdf> (дата обращения: 08.09.2020).
22. **Нестеренко А.М., Сычкова А.Б., Сухомлин В.И.** Исследование особенностей изменения механических свойств катанки из микролегированных бором сталей при деформированном старении // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 3. С. 30—32. Режим доступа: <https://cyberleninka.ru/article/n/issledovanie-osobennostey-izmeneniya-mehnicheskikh-svoystv-katanki-iz-mikrolegirovannyh-borom-staley-pri-deformatsionnom-starenii/viewer> (дата обращения: 08.09.2020).
23. **Пат. 2201468.** Сталь для изготовления стальной детали холодной пластической деформацией и способ изготовления детали / Пишар Клод. 1997. Режим доступа: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=37911573> (дата обращения: 07.09.2020).
24. **Tungtrongrairoj J., Uthaisangsuk V., Bleck W.** Determination of Yield Behaviour of Boron Alloy Steel at High Temperature // Journal of Metals, Materials and Minerals. 2009. No. 19-1. P. 29—38.
25. **Investigation** of continuous cooling phase transformation on 22MnB5 hot stamping steel / X. Miao, G. Zhao, Y. Xu, H. Huang // International symposium on Thin slab casting and direct rolling. 2018. P. 294—298.
26. **Скачков С.Д., Мунтин А.В.** Исследование фазовых превращений при непрерывном охлаждении стали 34MnB5 // Будущее машиностроения России: сб. докл. Двенадцатой Всероссийской конференции молодых ученых и специалистов (с международным участием). 2019. С. 421—425.

*Сергей Дмитриевич Скачков,*  
skachkov\_sd@omk.ru;

*Александр Вадимович Мунтин, канд. техн. наук*



УДК 669.018.62:669.017.3:620.18:621.791.011:669.018.44

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-12-551-562

М.А. Фролов, М.Д. Фукс  
(ЦНИИ КМ "Прометей" — НИЦ "Курчатовский институт", г. Санкт-Петербург),  
С.Ю. Кондратьев  
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

## Влияние структуры на эксплуатационные свойства сварного соединения из жаропрочного сплава Fe—25Cr—35Ni

*Исследованы структура и механические свойства трубного сварного соединения из жаропрочного аустенитного сплава на основе системы Fe—25Cr—35Ni с использованием методов оптической и электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа. Выявлены значительная структурная неоднородность в различных зонах сварного соединения и образование интерметаллидной G-фазы в зоне термического влияния и металле шва. Показано, что изменение структуры сплава при сварке приводит к значительному снижению механических свойств сварного соединения.*

**Ключевые слова:** жаропрочные аустенитные сплавы; сварное соединение; микроструктура; фазовый состав; G-фаза; механические свойства.

*The structure and mechanical properties of pipe welded joint made of heat-resistant austenitic alloy based on the Fe—25Cr—35Ni system are studied by optical and electron microscopy and X-ray spectral microanalysis. Significant structural inhomogeneity in various zones of the welded joint and the formation of intermetallic G-phase in the heat-affected zone and weld metal are revealed. It is shown that the changing in the alloy structure during welding leads to significant decrease in the mechanical properties of the welded joint.*

**Keywords:** heat-resistant austenitic alloys; welded joint; microstructure; phase composition; G-phase; mechanical properties.

Жаропрочные аустенитные сплавы системы Fe—25Cr—35Ni, модифицированные титаном и ниобием (серии HP40NbTi), являются основным конструкционным материалом для изготовления змеевиковых систем высокотемпературных установок нефтехимических и металлургических производств [1—2]. Сплавы применяют в литом состоянии, которое обеспечивает высокую длительную прочность при высокотемпературной эксплуатации оборудования. При длительной эксплуатации микроструктура сплавов претерпевает значительные непрерывные изменения [2—10], влияющие на сопротивление ползучести и ресурс нагруженных компонентов оборудования [11—15].

При изготовлении конструкций змеевиковых систем применяют сварку. Микроструктура сварного шва и основного металла содержит одинаковые фазы и в процессе эксплуатации

в разных участках соединения протекают одинаковые фазовые превращения [8—12]. Однако из-за неоднородности структуры и свойств, температурного градиента, высокой скорости охлаждения и напряжений, возникающих при сварке, именно сварное соединение считается потенциально наиболее опасным участком разрушения конструкции [13—15]. Результаты опубликованных исследований не позволяют выявить причины разрушения сварных соединений из сплавов HP40NbTi при эксплуатации. В связи с этим актуальной задачей является исследование структуры и свойств сварных соединений высокотемпературных установок пиролиза и оценка влияния процесса сварки на эти характеристики.

*Цель работы* — изучение влияния сварки на структуру и фазовый состав жаропрочного сплава HP40NbTi, а также оценка влияния

структурных изменений при сварке на механические свойства трубного сварного соединения.

**Методика проведения исследований.** Исследовали центробежнолитые трубы диаметром 115 мм, с толщиной стенки 14 мм и длиной 2 м из сплава HP40NbTi. Сварку трубных секций выполняли методом ручной аргодуговой сварки MIG/MAG с использованием электрода диаметром 3,2 мм и сварочной проволоки сплошного сечения диаметром 2,4 мм — для корневого шва (1-й валик) и 3,2 мм — для облицовочного шва (2-й валик). Химический состав материала труб и присадки приведен в табл. 1.

При разделке кромок труб под сварку использовали одностороннее стыковое соединение С17 согласно ГОСТ 16037—80 с V-образной фаской с углом скоса  $\beta = 37^\circ$  и зазором  $b = 2$  мм. Сварку проводили с параметрами, стандартными для промышленного применения: напряжение 12 В; сила тока 70 А — при корневом проходе и 110 А — при формировании 2-го валика. Защитный и поддерживающий сварочную дугу газ — аргон чистотой 99,9 % с расходом 10 л/мин.

Для заполнения шва применяли два прохода: первый проход — для корневого шва и второй проход — для облицовочного валика. После прохода 1-го валика металл охлаждают до температуры окружающей среды, полностью очищают от шлаков и проводят проверку герметич-

ности сварного шва методами капиллярной, цветной и ультразвуковой дефектоскопии.

Образцы размерами 10×10×15 мм для исследования структуры и измерения микротвердости сплава вырезали с помощью высокоскоростного лезвия из различных участков вдоль и поперек оси трубы.

Металлографические исследования и рентгеновское картирование проводили с использованием светового микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40; сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA 2 LM, оборудованного полевой эмиссионной пушкой; энергодисперсионного рентгеновского спектрометра Inca X-Max-50. Относительная погрешность рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) при определении концентрации химических элементов в фазах в структуре сплава составляла: 3 % для Fe, Ni, Cr, Si, Nb, Mo, W, Ti; 20 % для С. Для анализа макроструктуры шлифованные темплеты травили в 60%-ном водном растворе соляной кислоты, для выявления микроструктуры применяли электролитическое травление в 10%-ном водном растворе щавелевой кислоты длительностью 30 с.

Микротвердость сплава измеряли на твердомере Виккерса Durascan-20 G5 при нагрузке 98,07 Н (10 кгс) с интервалом 1 мм между измерениями вдоль оси трубы в середине толщины стенки, а также вблизи наружной и внутренней поверхностей трубы (рис. 1). Профиль изме-

1. Фактический химический состав материала труб и присадки, % мас.

Материал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Mo	V	Ti	РЗМ	Fe
Труба	0,38	1,71	0,93	25,95	37,53	1,39	0,65	0,27	0,10	0,16	≤ 0,5	Остальное
Присадка	0,36	1,35	1,29	26,10	37,76	1,24	0,35	0,15	0,05	0,14	≤ 0,3	

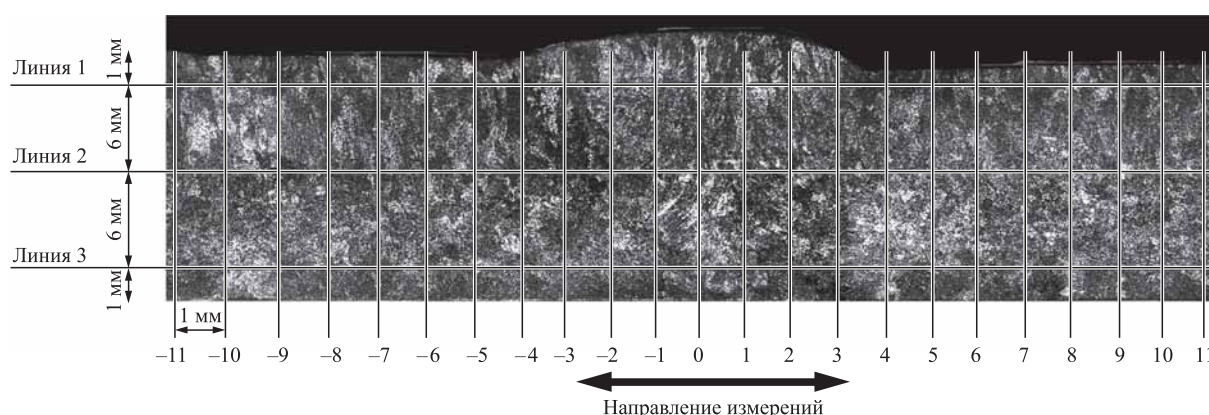


Рис. 1. Схема распределения участков для измерения микротвердости сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения



рения микротвердости сварной трубы включал *основной металл* (ОМ), *зону термического влияния* (ЗТВ) и *металл шва* (МШ).

Структуру и свойства сварного соединения на участках ОМ, ЗТВ и МШ исследовали после сварки труб в литом состоянии без термической обработки.

#### Результаты исследований и их обсуждение.

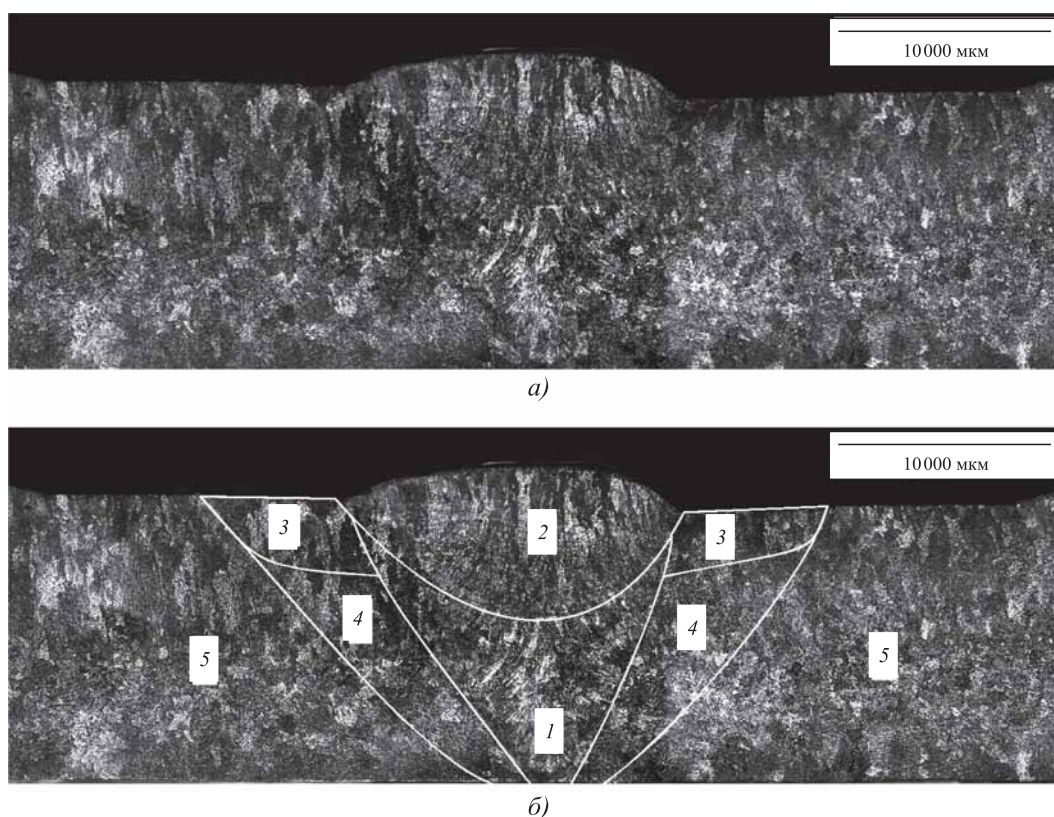
На рис. 2 показаны макроструктуры трубного сварного соединения. Металлографический анализ не выявил такие дефекты, как поры, трещины, несплавление, включения и др. Видно, что металл по сечению центробежнолитых труб имеет два явно выраженных участка примерно одинаковой толщины: с транскристаллитной и с равноосной структурой. С наружной стороны трубы структура сплава столбчатая, кристаллиты растут перпендикулярно внешней стенке по направлению теплоотвода; с внутренней стороны — структура равноосная.

На макрошлифах выявляются характерные участки: металл шва, зона термического влияния, основной металл (см. рис. 2). Двухслойный сварной шов V-образной формы (от внутрен-

ней поверхности трубы к внешней) состоит из четырех участков: 1-й (корневой) валик, 2-й валик и два участка усиления сварного шва (см. рис. 2, б). Для обоих валиков характерна выраженная направленность структуры в соответствии с особенностями кристаллизации. В 1-м валике столбчатые кристаллы ориентированы в горизонтальном направлении от границы металл шва/ЗТВ к центру сварочной ванны, во 2-м валике — в вертикальном направлении вглубь от внешней поверхности трубы. Размер кристаллитов в структуре 2-го валика в ~2 раза больше, чем в 1-м валике.

Микроструктура сварного соединения содержит дендриты матричного  $\gamma$ -твердого раствора и эвтектику ( $\gamma + \text{карбиды } \text{Me}_x\text{C}_y$ ). Однако в разных участках структура значительно различается по дисперсности, анизотропии, морфологии эвтектики, размерам карбидных включений и соотношению структурных составляющих. Количество эвтектики в МШ, особенно 1-го валика, больше по сравнению с основным металлом (табл. 2).

В табл. 3 приведены средние значения размера аустенитного зерна в различных участках



**Рис. 2. Макроструктуры сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения:**

*a* — общий вид; *b* — вид с выделенными границами различных участков сварного соединения: 1 — 1-й (корневой) валик; 2 — 2-й валик; 3 — участок усиления шва; 4 — зона термического влияния; 5 — основной металл

## 2. Соотношение структурных составляющих в сплаве HP40NbTi в различных участках сварного соединения

Участок сварного соединения		Содержание структурных составляющих, % об.	
		$\gamma$ -твердый раствор	эвтектика и карбиды
Основной металл		82...90	10...18
Металл шва	1-й валик	74...78	22...26
	2-й валик	79...85	15...21

## 3. Средние размеры зерна $\gamma$ -твердого раствора в структуре сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения

Участок сварного соединения		Средний размер зерна $\gamma$ -фазы, мкм	
		Длина	Ширина
Основной металл		620	180
Металл шва	1-й валик	470	110
	2-й валик	450	220
ЗТВ		240...450	160...260
Зона усиления		540	110

сварного соединения. Наименьший размер зерна  $\gamma$ -твердого раствора формируется в 1-м валике металла шва, кристаллизующемся и охлаждающемся с максимальной скоростью вследствие контакта малого объема жидкого металла с основным металлом свариваемых труб. Размер зерна во 2-м валике незначительно больше, чем в 1-м. Размеры зерна  $\gamma$ -фазы в основном металле и зоне усиления имеют относительно близкие значения. Структура зоны термического влияния имеет существенную разноразмерность. В ЗТВ вблизи границы с металлом шва, особенно 1-го валика, происходит резкое измельчение аустенитного зерна, вероятно, вследствие рекристаллизации за счет больших внутренних напряжений, возникающих при послесварочном охлаждении металла. При удалении от границы МШ/ЗТВ в направлении к ОМ размер  $\gamma$ -зерна в ЗТВ постепенно увеличивается.

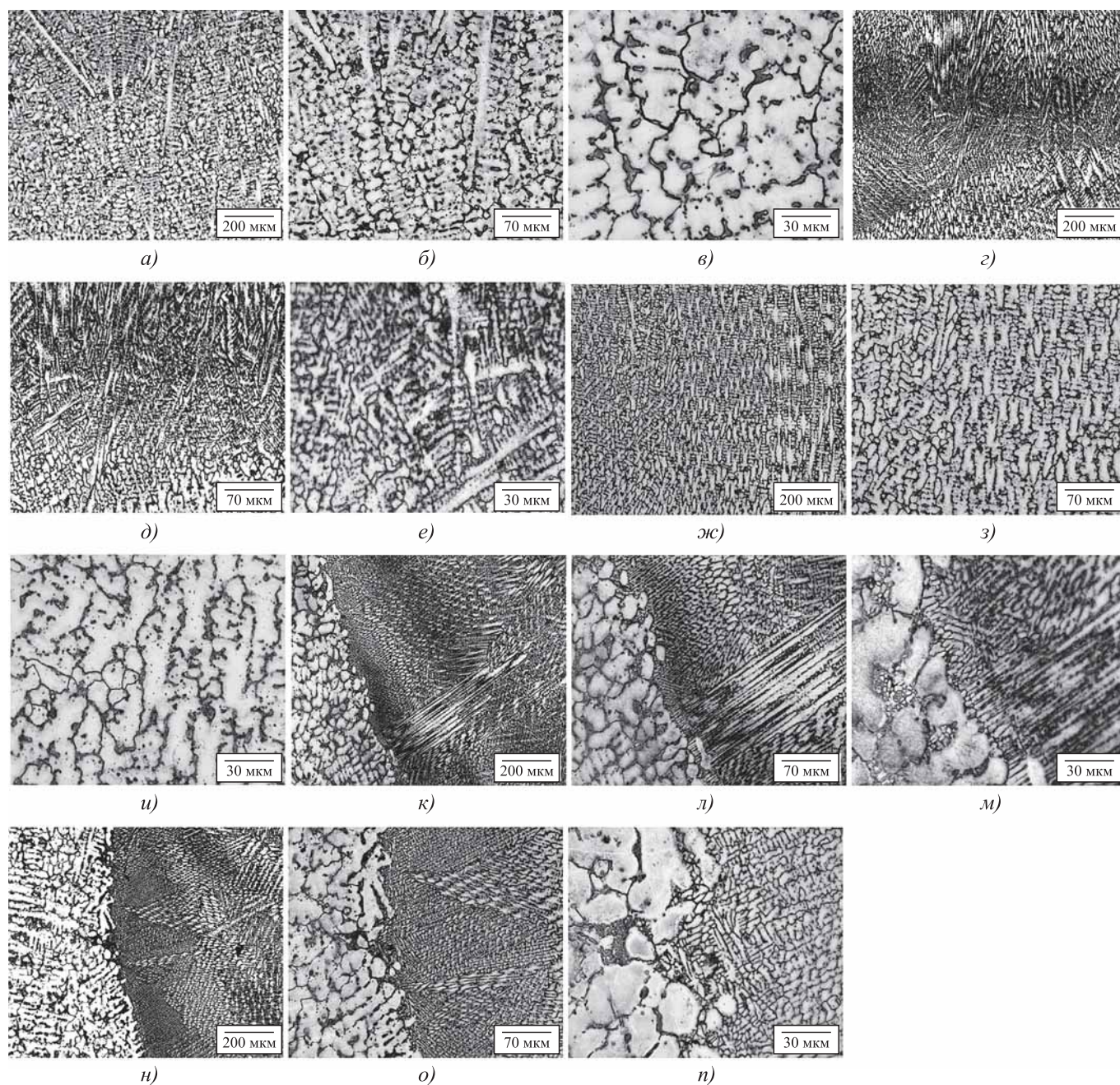
Морфология и размеры дендритов в структуре сплава HP40NbTi также значительно различаются в разных участках сварного соединения (рис. 3). Наиболее крупные дендриты наблюдаются в основном металле. Линейный размер дендритной ячейки (дендритных ветвей), измеренный методом случайных секущих, в основном металле составляет 490...520 мкм. В 1-м

и 2-м валиках металла шва структура сплава наиболее дисперсная по сравнению с другими участками сварного соединения, причем практически одинаковая в обоих валиках. В металле шва твердый раствор  $\gamma$ -фазы приобретает менее выраженное ячеистое строение, оси дендритов первого и особенно второго порядка "размываются", однако структура сплава имеет выраженную направленность. Размер дендритной ячейки МШ изменяется в интервале 340...450 мкм, причем во 2-м валике зерно крупнее. Структура сплава в зоне усиления сварного соединения значительно грубее, чем в валиках, но мельче, чем в основном металле; ее направленность практически не выявляется. Размер дендритной ячейки зоны усиления значительно больше, чем участков 1-го и 2-го валиков МШ и составляет 450...460 мкм. Структура сплава в ЗТВ по общему характеру и морфологии структурных составляющих близка к основному металлу, но неоднородная по размеру дендритной ячейки, который изменяется в интервале 420...510 мкм, постепенно укрупняясь в направлении от металла шва к основному металлу.

Измерение микротвердости сплава вдоль оси трубы показало, что максимальные значения 240...260 HV имеет металл шва, микротвердость ЗТВ и основного металла составляет 210...230 и 200...210 HV соответственно (рис. 4). Это согласуется с более высоким содержанием эвтектики (см. табл. 2) и большей дисперсностью структуры сплава (см. рис. 3) в МШ. При этом максимальные значения микротвердости МШ и ЗТВ имеет 1-й валик, скорость кристаллизации которого максимальная.

Исследование микроструктуры сплава с использованием СЭМ подтвердило его качественно одинаковый, но морфологически существенно различающийся фазовый состав в разных участках сварного соединения (рис. 5). В структуре основного металла и ЗТВ наблюдается скелетная эвтектика, а в обоих валиках металла шва и зоне усиления — эвтектика типа китайских иероглифов. Эти различия объясняются значительно более высокой скоростью кристаллизации сплава в металле шва по сравнению с основным металлом трубы при литье [23—27], поскольку при сварке образуется малый объем расплавленного металла.

Результаты РСМА выявили различие химического состава  $\gamma$ -фазы и карбидов в структуре сплава HP40NbTi в разных участках сварного соединения.



**Рис. 3. Микроструктуры сплава HR40NbTi в различных участках сварного соединения:**

*a–в* — основной металл; *г–е* — МШ 1-го валика; *ж–и* — МШ 2-го валика; *к–м* — граница МШ 1-го валика и ЗТВ; *н–п* — граница МШ 2-го валика и ЗТВ

На рис. 6 показано изменение содержания химических компонентов сплава в матричном  $\gamma$ -твердом растворе в области сварного соединения, включающей основной металл, зону термического влияния и металл шва. Видно, что концентрация основных легирующих элементов — Fe, Ni, Cr в  $\gamma$ -фазе практически одинаковая во всех участках сварного соединения, как и тугоплавких элементов — Ti, V, Mo. Однако

содержание Si, Nb, Mn в разных участках различается в 1,5–2 раза. Концентрация Nb и Mn минимальная в ОМ, возрастает в ЗТВ и максимальная в МШ, а концентрация Si изменяется в противоположном направлении.

Установленные закономерности изменения концентрации Si и Nb в  $\gamma$ -твердом растворе в разных участках сварного соединения невозможно объяснить различиями в химическом

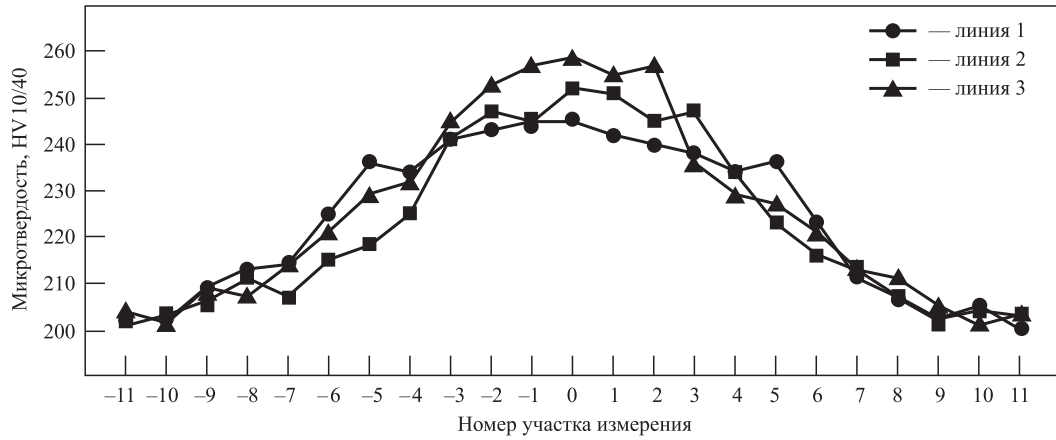
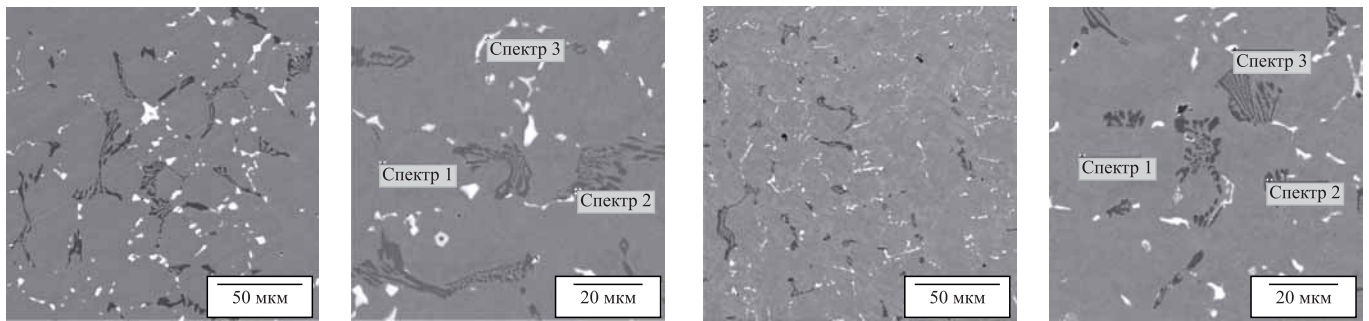


Рис. 4. Изменение микротвердости сплава HP40NbTi вдоль оси сварного трубного соединения. Участок "0" — середина зоны металла шва

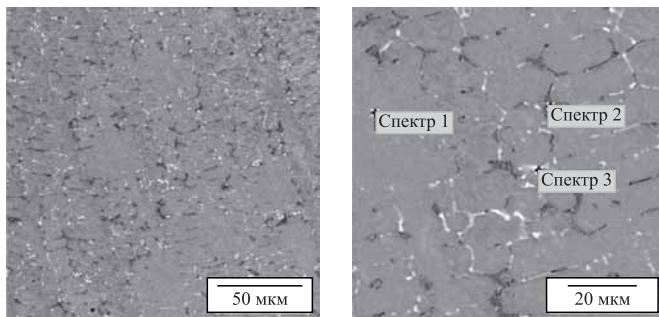


Номер спектра	Фаза	Содержание химических элементов, % мас.										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	$\gamma$	1,81	0,01	25,21	35,79	35,51	0,17	0,05	0,94	0,46	0,02	—
2	$Cr_mC_n$	0,02	0,01	79,84	7,81	1,94	0,02	1,61	0,08	0,29	0,03	8,35
3	NbC	0,02	2,76	2,85	0,76	0,53	81,50	0,07	0,02	0,14	0,04	11,31

а)

Номер спектра	Фаза	Содержание химических элементов, % мас.										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	$\gamma$	1,33	0,02	26,73	35,46	34,67	0,32	0,15	0,97	0,29	0,03	—
2	$Cr_mC_n$	0,11	0,01	78,56	8,03	3,47	0,07	1,29	0,06	0,25	0,01	8,14
3	NbC	0,23	2,21	0,35	0,17	0,45	86,43	0,21	0,02	0,13	0,04	9,76

б)



Номер спектра	Фаза	Содержание химических элементов, % мас.										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	$\gamma$	1,14	0,03	25,58	35,56	35,47	0,34	0,27	1,29	0,27	0,02	—
2	$Cr_mC_n$	0,32	0,05	65,45	9,67	13,70	0,97	0,29	0,15	0,42	0,04	8,94
3	NbC	0,59	3,63	4,25	2,47	2,54	76,30	0,19	0,04	0,07	0,05	9,87

в)

Рис. 5. Микроструктуры при разных увеличениях и химический состав фаз сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения:

а — основной металл; б — ЗТВ; в — МШ 1-го валика

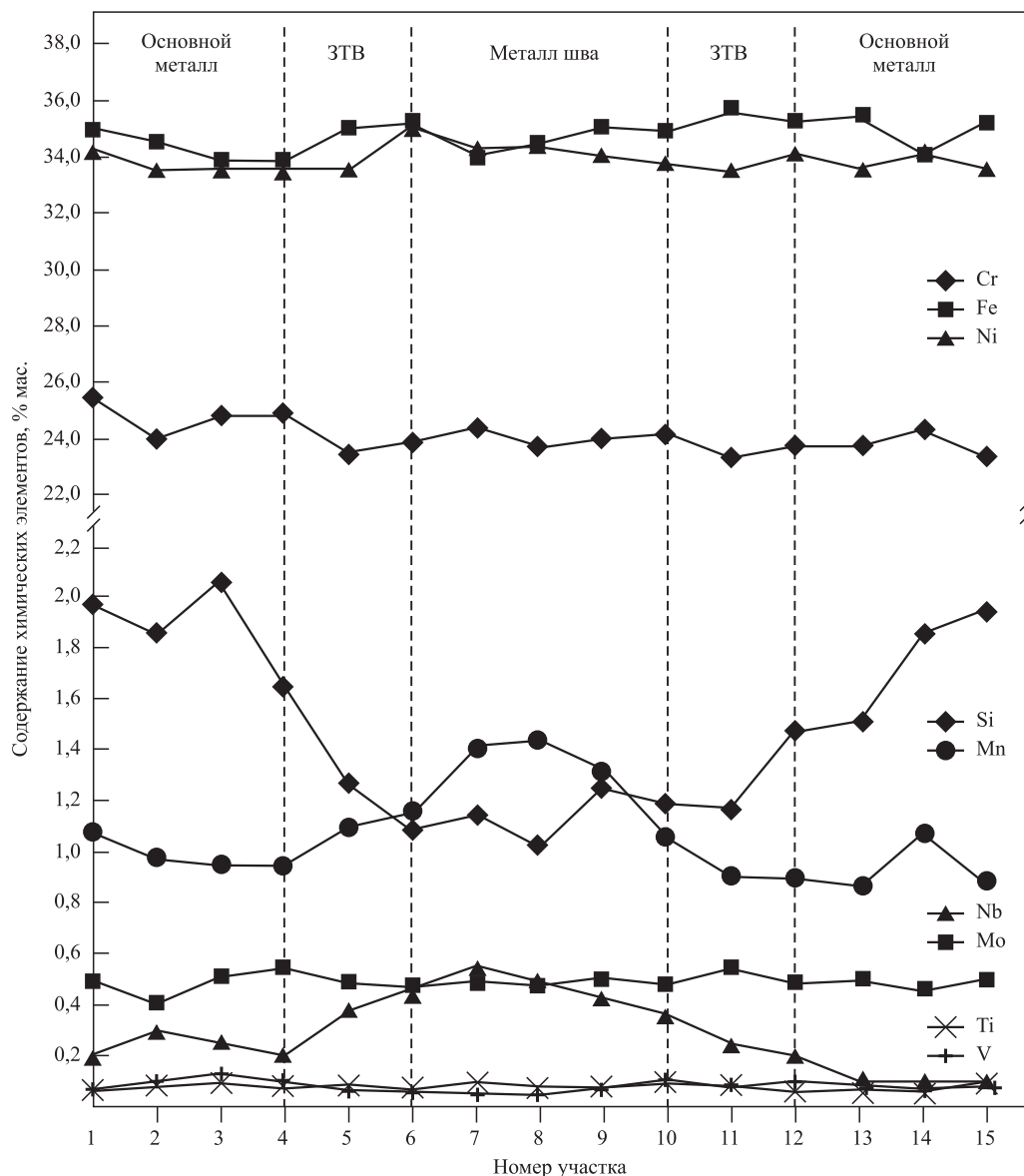


Рис. 6. Изменение содержания химических элементов в  $\gamma$ -твердом растворе в структуре сплава HP40NbTi вдоль оси трубного сварного соединения

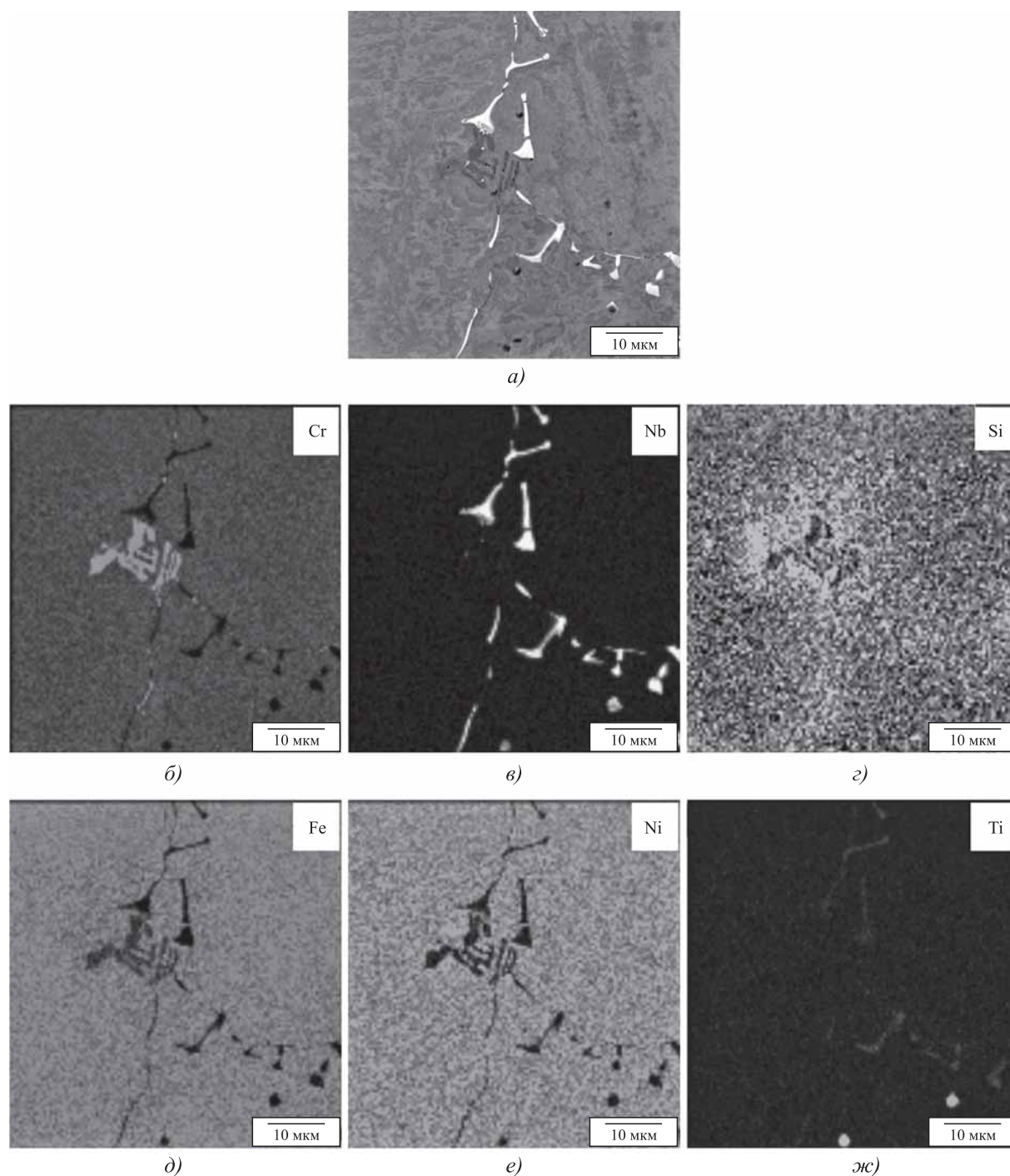
составе металла трубы и сварочной проволоки. Если концентрация Mn в сварочной проволоке, действительно, несколько больше, чем в металле трубы, то концентрация Nb — меньше, а Si — практически одинаковая (см. табл. 1). Таким образом, полученные результаты показывают, что при сварке труб в сплаве HP40NbTi в ЗТВ и металле шва протекают процессы, вызывающие обеднение матричной  $\gamma$ -фазы кремнием и обогащение ниобием.

Химический состав карбидов хрома и карбидов ниобия также различается в разных участках сварного соединения. В металле шва состав карбидов более неоднороден: часть основных

карбидообразующих элементов — Nb и Cr замещена Fe и Ni (см. рис. 5).

Сравнение карт распределения химических элементов в структуре сплава, полученных в различных участках сварного соединения, выявило еще одну характерную особенность (рис. 7 и 8). Если в ОМ кремний равномерно распределен в  $\gamma$ -твердом растворе, то в МШ и особенно в ЗТВ наблюдается явно выраженная его сегрегация вблизи карбидов ниобия и хрома.

Особенность структуры зоны термического влияния сварного соединения не ограничивается наличием локальных сегрегаций кремния. Использование РЭМ позволило выявить

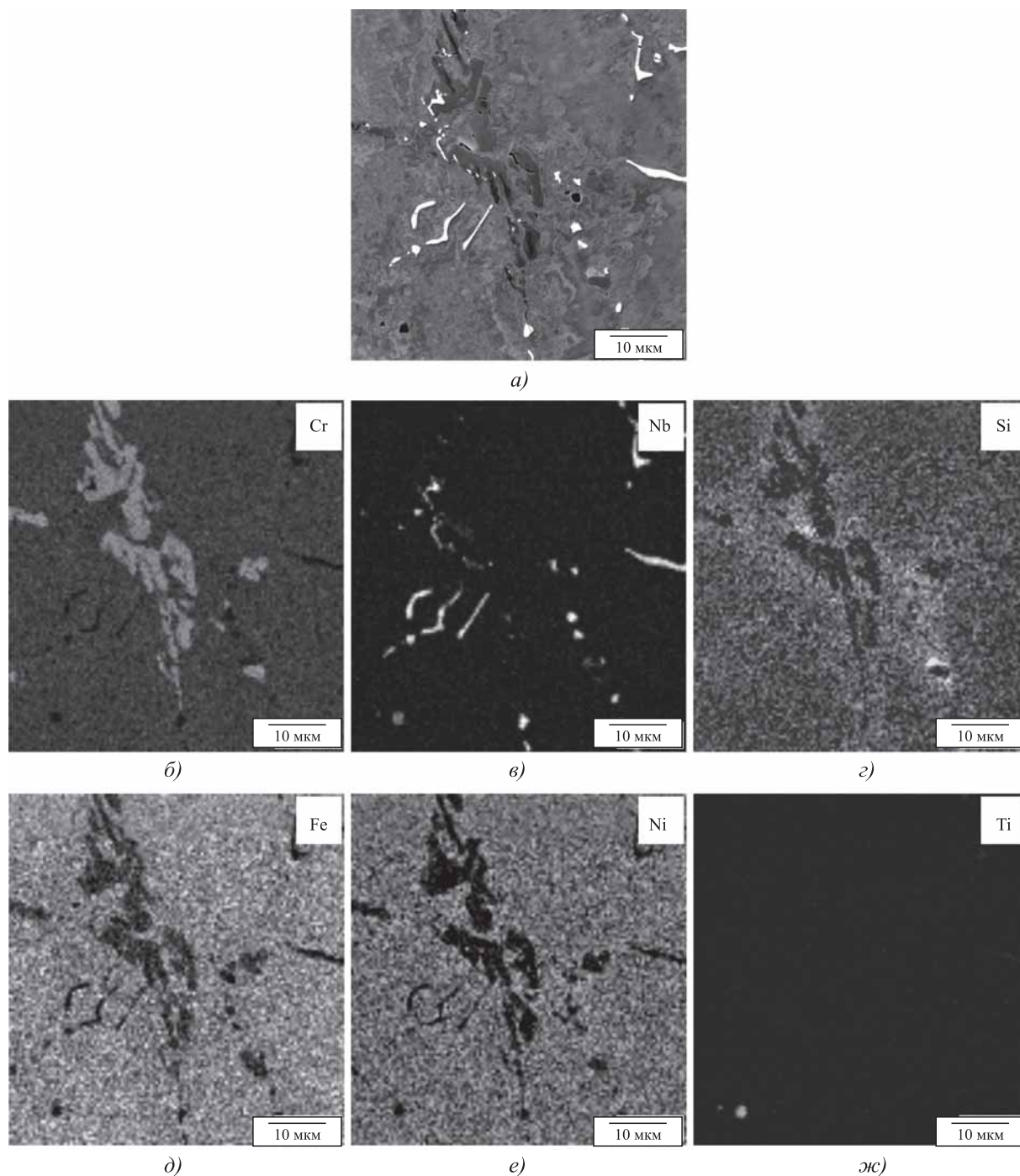


**Рис. 7.** Микроструктуры сплава HP40NbTi в 1-м валике металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (з), Fe (д), Ni (е) и Ti (ж)

образование светло-серых включений в структуре сплава HP40NbTi в ЗТВ. Наибольшее количество включений присутствует в участках ЗТВ, расположенных вблизи границы с металлом шва. Они располагаются в  $\gamma$ -фазе вблизи с первичными карбидами или на межфазных границах карбид/матрица и сопоставимы по размеру с включениями карбидных фаз. РСМА

светло-серых включений в структуре сплава показал, что эта фаза обогащена кремнием, никелем и ниобием, а также содержит хром, железо и титан (рис. 9).

Известно, что в процессе выдержки при температурах 800...950 °С в структуре сплава HP40NbTi происходит превращение карбида NbC с образованием интерметаллидной



**Рис. 8.** Микроструктуры сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи 1-го валика металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (г), Fe (д), Ni (е) и Ti (ж)

G-фазы с формулой  $Nb_6Ni_{16}Si_7$  [28–30]. Однако при кратковременной выдержке фазовый переход может не завершаться и в этом случае часть никеля и ниобия в интерметаллиде будет замещена хромом и титаном соответственно. Подобные структуры наблюдали в [31, 32]. Из полученных результатов следует, что температуры и длительность нагрева сплава

HP40NbTi при сварке труб являются достаточными для развития процесса образования G-фазы в его структуре в зоне термического влияния.

Результаты исследования структуры различных участков сварного соединения центробежных труб из сплава HP40NbTi выявили ее выраженную неоднородность. Микрострукту-



Рис. 9. Микроструктура сплава HP40NbTi в обратно-отраженных электронах в ЗТВ вблизи 2-го валика металла шва сварного соединения и химический состав интерметаллида

ра металла шва наиболее дисперсная и содержит наибольшее количество карбидной фазы по сравнению с основным металлом и зоной термического влияния. Состав карбидов на основе Nb и Cr в МШ также более неоднородный и содержит, кроме основных карбидообразующих элементов, большее количество других металлических элементов состава сплава. Матричная  $\gamma$ -фаза в МШ и ЗТВ содержит меньшее количество кремния и большее — ниобия и марганца по сравнению с основным металлом. Повышенное содержание марганца в  $\gamma$ -фазе в этих участках сварного соединения обусловлено существенно большей его концентрацией в сварочной проволоке (см. табл. 1). Однако изменение содержания Si и Nb связано с диффузионными процессами в сплаве, провоцируемыми нагревом при сварке труб.

Элементное картирование выявило характерную особенность распределения кремния в структуре ЗТВ и в меньшей степени в МШ. Кремний образует значительные сегрегации по границам первичных зерен  $\gamma$ -фазы вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома (см. рис. 7 и 8). Следствием этого является развитие процесса формирования G-фазы, включения которой располагаются вблизи первичных карбидов в зоне термического влияния, а также в металле шва (см. рис. 9). Следовательно, нагрев сплава HP40NbTi до температур 600...900 °C при двухпроходной сварке провоцирует протекание превращения NbC → G-фаза. Вероятно, этим объясняется уменьшение концентрации Si и увеличение содержания Nb в  $\gamma$ -фазе в ЗТВ и металле шва, определяемое РСМА (см. рис. 6).

Определение механических свойств сплава HP40NbTi на разных участках сварного соединения при статическом растяжении и ударном изгибе показало, что выявленные особенности

#### 4. Средние значения механических характеристик сплава HP40NbTi на участках основного металла трубы и сварного соединения

Вид испытания	Параметр	Участок исследования	
		Основной металл	Сварное соединение
Ударный изгиб при температуре 20 °C	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	13	10
Статическое растяжение при температуре 20 °C/870 °C	$\sigma_B$ , МПа	600/170	620/200
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	350/150	410/180
	$\delta$ , %	14/30	7/20
	$\psi$ , %	13/45	9/36

структуры приводят к значительному снижению эксплуатационных характеристик сварного соединения по сравнению с основным металлом трубы (табл. 4). Как при температуре 20 °C, так и при 870 °C сварное соединение имеет сопоставимые значения прочности, но значительно более низкие значения пластичности и ударной вязкости по сравнению с основным металлом. Это согласуется с повышенной твердостью металла шва и, возможно, обусловлено большим содержанием карбидных фаз и большей дисперсностью его структуры по сравнению с основным металлом. Характерно, что при статических и ударных испытаниях разрушение образцов сварного соединения происходит преимущественно на участке металла шва.

**Заключение.** Структура сварного соединения центробежнолитых труб из жаропрочного сплава системы Fe—25Cr—35Ni (HP40NbTi) является неоднородной, значительно различаясь дисперсностью, морфологией, соотношением и химическим составом фаз в различных участках: основном металле, зоне термического влияния и металле шва. После сварки в ЗТВ



и МШ формируется локальная повышенная концентрация кремния и происходит образование интерметаллидной фазы вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома. Выявленные особенности структуры сварного соединения из сплава HP40NbTi приводят к значительному снижению пластичности и вязкости сварного соединения по сравнению с основным металлом, что может существенно влиять на его ресурс при эксплуатации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B.** Materials for reformer furnace tubes. History of evolution // Archives of Foundry Engineering. 2011. Vol. 11. Iss. 2. P. 47–52.
2. **Kenik E.A., Maziasz P.J., Swindeman R.W. et al.** Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing // Scripta Materialia. 2003. Vol. 49. Iss. 2. P. 117–122.
3. **Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю. и др.** Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 4 (694). С. 42–47.
4. **Borjali S., Allahkaram S.R., Khosravi H.** Effects of working temperature and carbon diffusion on the microstructure of high pressure heat-resistant stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces during service condition // Materials & Design. 2012. Vol. 34. P. 65–73.
5. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. и др.** Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С–26Сr–33Ni–2Si–2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 10 (700). С. 7–14.
6. **Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю. и др.** Влияние фактора числа электронных вакансий на кинетику образования, роста и растворения фаз при длительных высокотемпературных выдержках жаропрочного сплава 0,45С–26Сr–33Ni–2Si–2Nb // *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115. № 1. С. 3–13.
7. **Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. и др.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С–26Сr–33Ni–2Si–2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 1. Литое состояние // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 1 (142). С. 155–163.
8. **Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. и др.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С–26Сr–33Ni–2Si–2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 1-1 (147). С. 217–228.
9. **Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С. и др.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С–26Сr–33Ni–2Si–2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 3. Механизм и кинетика фазовых превращений // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 3-2 (154). С. 143–150.
10. **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2012. № 2. С. 36–38.
11. **Santos M., Guedes M., Baptista R. et al.** Effect of severe operation conditions on the degradation state of radiant coils in pyrolysis furnaces // *Engineering Failure Analysis*. 2015. Vol. 56. P. 194–203.
12. **Ilman M.N., Kusmono.** Analysis of material degradation and life assessment of 25Cr–38Ni–Mo–Ti wrought alloy steel (HPM) for cracking tubes in an ethylene plant // *Engineering Failure Analysis*. 2014. Vol. 42. P. 100–108.
13. **Mostafaei M., Shamanian M., Purmohamad H. et al.** Microstructural degradation of two cast heat resistant reformer tubes after long term service exposure // *Engineering Failure Analysis*. 2011. Vol. 18. Iss. 1. P. 164–171.
14. **Hu B., Chen X., Liu C. et al.** Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb + MA furnace tubes during service // *Materials at High Temperatures*. 2019. Vol. 36. Iss. 6. P. 489–498.
15. **Guo J., Cao T., Cheng C. et al.** Microstructure evolution and mechanical properties degradation of HPNb alloy after a five-year service // *Materials Research Express*. 2018. Vol. 5. Iss. 4. 046509.
16. **Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю. и др.** Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 1 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1 (703). С. 3–8.
17. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. и др.** Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 3 (705). С. 12–19.
18. **Анализ превращений карбидных фаз в сплаве 25Cr35Ni методом количественной электронной микроскопии / С.Ю. Кондратьев, А.В. Пташник, Г.П. Анастасиади, С.Н. Петров // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 7 (721). С. 36–43.**
19. **Microstructural characterization and geometrical analysis of welded joints of high temperature stainless steel tubes / L.H. de Almeida, P.R.O. Emygdio, I. Le May, F.C. Ferraz; In: Burke M.G., Clark E.A., Palmiere E.J., editors. Microstructural science. Understanding microstructure: key to advances in materials. 1996. Vol. 24. Materials Park (OH): ASM. P. 193–198.**
20. **Allahkaram S.R., Borjali S., Khosravi H.** Investigation of weldability and property changes of high pressure heat-resistant cast stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces after a five-year service // *Materials & Design*. January 2012. Vol. 33. P. 476–484.

21. **Singhatham C., Eihed K.** The study of welding repair parameters of tube 35Cr—45Ni—Nb alloy of the ethylene heating furnace // *Applied Mechanics and Materials*. 2016. No. 848. P. 35—38.

22. **Abbasi M., Park I., Ro Y. et al.** Microstructural evaluation of welded fresh-to-aged reformer tubes used in hydrogen production plants // *Engineering Failure Analysis*. 2018. Vol. 92. P. 368—377.

23. **Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С. и др.** Влияние циклов "нагрев—охлаждение" на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2013. № 1 (166). С. 113—120.

24. **Влияние** скорости охлаждения при технологическом термоциклировании на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 / Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев, А.С. Орыщенко, М.Д. Фукс // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2013. № 2 (171). С. 109—119.

25. **Kinetics** of the high-temperature oxidation of heat-resistant statically and centrifugally cast HP40NbTi alloys / S.Y. Kondrat'ev, G.P. Anastasiadi, A.V. Ptashnik, S.N. Petrov // *Oxidation of Metals*. 2019. Vol. 91. Iss. 1—2. P. 33—53.

26. **Структурные** особенности высокотемпературного окисления литого жаропрочного сплава HP40NbTi. Часть I. Кинетика окисления / С.Ю. Кондратьев, С.Н. Петров, Г.П. Анастасиади, А.В. Цеменко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1 (775). С. 35—46.

27. **Структурные** особенности высокотемпературного окисления литого жаропрочного сплава

HP40NbTi. Часть II. Эволюция микроструктуры и фазового состава / С.Ю. Кондратьев, С.Н. Петров, Г.П. Анастасиади, А.В. Цеменко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1 (775). С. 47—56.

28. **Beattie H.J., Versnyder F.L.** A new complex phase in a high-temperature alloy // *Nature*. 1956. Vol. 178. P. 208—209.

29. **The characterization** of G-phase in Fe20Cr9Ni cast duplex stainless steel / Y. Chen, X. Dai, X. Chen, B. Yang // *Materials Characterization*. 2019. Vol. 149. P. 74—81.

30. **Ribeiro A.F., Borges R.M.T., de Almeida L.H.** Phase transformation in heat resistant steels observed by STEM (NbTi)C—NiNbSi (G-Phase) // *Acta Microscopica*. 2002. Vol. 11. Iss. 1. P. 59—63.

31. **Piekarski B.** Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni—Cr cast austenitic steels // *Materials Characterization*. 2001. Vol. 47. Iss. 3—4. P. 181—186.

32. **Effects** of Si content on the microstructure of modified-HP austenitic steels / R.A.P. Ibañez, G.D. de Almeida Soares, L.H. de Almeida, I. Le May // *Materials Characterization*. 1993. Vol. 30. Iss. 4. P. 243—249.

*Максим Алексеевич Фролов;*

*Михаил Дмитриевич Фукс, канд. техн. наук;*

*Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,*

*petroprom2013@yandex.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

М.Г. Ягодин (ОАО "ВИЛС", г. Москва),  
Г.С. Гарибов (АО "Металлургический завод "Электросталь")

## Методы уменьшения содержания кислорода при производстве порошков-гранул жаропрочных никелевых сплавов

*Рассмотрены источники повышения кислорода в массе порошков-гранул, изготовленных методом PREP. Приведен количественный расчет увеличения доли кислорода. Даны рекомендации по снижению содержания доли кислорода и по дальнейшему использованию порошков-гранул.*

**Ключевые слова:** гранулы; содержание кислорода; плазменное центробежное распыление; метод PREP; физико-механическая обработка; дегазация; поверхность.

*The sources for increase of oxygen in the mass of powders-granules produced by the PREP method are considered. Quantitative calculation of the increase in the proportion of oxygen and recommendations for reducing of the oxygen content and for further use of powders-granules are presented.*

**Keywords:** granules; oxygen content; plasma centrifugal spraying; PREP method; physical and mechanical processing; degassing; surface.

Одна из важных характеристик качества порошков-гранул — содержание в них газовых примесей. Особое влияние на свойства изделий из них оказывает содержание кислорода. В результате взаимодействия с кислородом и влагой происходит образование оксидной пленки на их поверхности (при нагреве возможна диффузия кислорода в объем частицы), являющаяся причиной неполной консолидации частиц при горячем изостатическом прессовании, собирательной рекристаллизации при термической обработке компактного материала и снижения эксплуатационных характеристик изделий и обрабатываемости [1]. Для повышения эксплуатационных характеристик изделий необходимо не допускать оксидных образований на поверхности порошков-гранул.

С уменьшением количества кислорода в порошках-гранулах жаропрочных никелевых сплавов резко возрастает длительная прочность материала дисков газотурбинных двигателей, изготовленных из них [2]. Поэтому необходимо четко представлять, что влияет на содержание кислорода в порошках-гранулах и знать источники увеличения содержания кислорода.

Можно выделить следующие основные составляющие суммарной доли кислорода в порошках-гранулах жаропрочных никелевых сплавов:

— кислород, содержащийся в литых заготовках после вакуумной индукционной плавки;

— кислород, привнесенный из инертной среды рабочей камеры установки УЦР при плазменной плавке и центробежном распылении заготовок;

— кислород, адсорбирующийся на поверхности порошков-гранул в процессе физико-механической обработки и хранения;

— керамические и шлаковые включения в литом материале.

Выделяют следующие источники кислорода в порошках-гранулах.

**1. Кислород в литых заготовках под распыление.** Кислород, содержащийся в литых заготовках после вакуумной индукционной плавки, который полностью растворяется затем в порошках-гранулах при их кристаллизации во время плазменной плавки в установке распыления. Кислород попадает в литые заготовки из исходной шихты в результате внешнего натекания в плавильную камеру и контакта заготовок с охлаждающей атмосферой после выплавки.

Снизить содержание кислорода в заготовках можно в результате рафинирования жидкого металла, раскисления расплава во время вакуумной индукционной плавки, а также предварительного вакуумного отжига литых заготовок перед плазменным центробежным распылением для снижения содержания кислорода и удаления влаги из литых заготовок. Этот кислород не может десорбировать в атмосферу распыления

в связи с большой скоростью охлаждения частиц расплава при формировании капли в среде инертных газов (порядок  $10^4$  °C/c) [2].

**2. Кислород, привнесенный в процессе плазменной плавки и центробежного распыления.** В процессе плазменной плавки и центробежного распыления при кристаллизации частиц на их поверхности возможно формирование оксидов. Кислород в атмосфере распыления, содержащийся в инертных газах, можно определить, учитывая, что объем рабочей камеры установки УЦР, заполняемый газом, составляет примерно  $3 \text{ м}^3$ . Установка заполняется смесью инертных газов с отношением компонентов 90 % He + 10 % Ar. В первом приближении гелием заполняется  $2,7 \text{ м}^3$ . Максимальное содержание кислорода и влаги в баллонах с инертным газом нормируется на уровне около 4 ppm [2]. Тогда суммарная масса кислорода в инертной газовой атмосфере может составить 7,673 ppm [3].

За один процесс плазменной плавки и центробежного распыления можно получить 1000...1200 кг порошка-гранул. Тогда прирост кислорода на 1 кг получившихся кондиционных порошков-гранул равен 0,008 ppm.

При плазменной плавке происходит выпадение возгонов из паровой фазы металла на охлаждающейся стенке камеры распыления (конденсат). Расплавление заготовки под действием потока плазмы сопровождается выходом летучих компонентов из металла, которые представляют собой паровую фазу из оксидов, шлаков и керамики. Эта паровая фаза частично взаимодействует с частицами расплава и с охлаждаемыми стенками камеры распыления, фиксируясь на стенках в виде покрытия (возгонов), которые могут попасть в массу порошков-гранул (например, из-за вибрации и взаимодействия с частицами при их ударе о стенку камеры распыления). Содержание кислорода в возгонах определено для установок типа УЦР методом фракционирования и равно примерно 420 ppm. Тогда вклад возгонов, десорбированных со стенки рабочей камеры, на 1 кг получившихся кондиционных порошков-гранул составит 6,437 ppm [3].

Увеличению содержания кислорода в гранулах по сравнению с литыми заготовками также способствует десорбция адсорбированного кислорода на стенки камеры барабанов во время проведения процесса плазменного центробежного распыления. При вскрытии установки происходит адсорбция кислорода

на стенки камеры барабанов с последующим образованием оксидной пленки и частичной диффузии кислорода.

Предварительный прогрев стенок камеры распыления и камеры барабанов, нагретой до 80...90 °C водой в течение 40...50 мин во время откачки и создания вакуума (не более 0,133 Па), позволяет полностью исключить влияние адсорбированного кислорода на прирост его содержания в порошках-гранулах. При этом наблюдается максимальная скорость десорбции кислорода с нагретых стенок камеры [2].

Однородность заготовок по содержанию кислорода недостаточна (по длине заготовки содержание кислорода варьируется от 20 до 70 ppm [2]), что также оказывает влияние на содержание кислорода в гранулах после плазменной плавки и центробежного распыления литой заготовки.

Увеличению содержания кислорода в порошках-гранулах в сравнении с литой заготовкой также способствует применение смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ), попадающей в дефекты литой заготовки (усадочная раковина, поры) при механической обработке литых заготовок. СОЖ не сгорает при взаимодействии с плазменным спектром, из СОЖ возможно выделение кислорода, который оседает на жидкую каплю расплава и кристаллизуется вместе с ней.

В процессе плазменного центробежного распыления содержание кислорода в порошках-гранулах повышается в среднем на 6...7 ppm. Для уменьшения содержания кислорода можно проводить предварительный прогрев стенок камер установки, вакуумирование установки.

**3. Кислород, адсорбирующийся на порошках-гранулах в процессе их физико-механической обработки.** При классификации порошков-гранул в установке типа КРП также происходит увеличение содержания кислорода в них. Окисление порошков-гранул происходит по следующему механизму:

— адсорбция на поверхности порошков-гранул в результате их взаимодействия с кислородом и влагой;

— диффузия кислорода в грануле.

Кислород может быть привнесен из атмосферы классификации (очищенный аргон). Вклад атмосферы газа (аргона) в содержание кислорода в порошках-гранулах определяется следующим образом.

Установка заполняется очищенным аргоном. Объем, заполняемый газом, определяется конструктивно и равен примерно  $1 \text{ м}^3$ . Например, при заполнении установки КРП-3 газом максимальное содержание кислорода и влаги в газе составляет по 4 ppm [2]. При физико-механической обработке порошков-гранул содержание кислорода в порошках-гранулах повышается на 1,0...1,2 ppm [3]. Для снижения доли кислорода, привнесенной во время процесса классификации, ее необходимо проводить в инертной среде, создаваемой предварительно очищенным газом методом тонкой очистки.

Кислород, попадающий в порошки-гранулы из цеховой атмосферы при хранении и транспортировании порошков-гранул, также оказывает влияние на свойства порошков-гранул и изделий из них. Пылевидные частицы, которые могут попасть в порошки-гранулы из атмосферы цеха, обладают высокой адсорбционной емкостью и, следовательно, поглощают значительное количество активных газов и паров воды. Чтобы исключить влияние цеховой атмосферы и загрязнений бункеров, необходимо постоянно проводить их профилактику перед использованием, а порошки-гранулы хранить и транспортировать в герметичных емкостях (бункерах) в среде инертных газов [4]. Также эффективным является кондиционирование воздуха в помещениях, где хранятся порошки-гранулы.

В серийном производстве порошков-гранул для снижения доли кислорода, привнесенной во время их хранения в среде инертных газов, применяют тонкую очистку газа методом адсорбционной очистки. Метод основан на способности некоторых твердых тел избирательно поглощать газообразные компоненты из газовых смесей. Присутствующие в газовой смеси молекулы загрязняющего газа или влаги собираются на поверхности или в порах твердого материала, десорбируясь из газа.

Для тонкой очистки газа разработана и внедрена станция тонкой очистки газа, состоящая в общем случае из двух и более ветвей очистки, каждая из которых включает два блока: реагент и адсорбент. Кислородсодержащие примеси газа, проходя через станцию, вступают в реакцию с веществом блока реагента, образуя соединения, осаживающиеся на адсорбенте. Затем газ попадает в ресивер для смешивания газов, после чего — в установку. Метод тонкой очистки хорошо зарекомендовал себя при производстве порошков-гранул малой крупности.

Рекомендуется использовать порошки-гранулы немедленно после их производства

[см. кн.: Де-Гроат Дж. Производство изделий из металлического порошка. М., 1960. С. 74—75].

**4. Кислород, содержащийся в инородных включениях в массе порошков-гранул.** Неметаллические включения, извлекаемые из массы гранул, представляют собой частицы неправильной формы, соизмеримые по размеру с гранулами. Это могут быть частицы шлака, керамики, возгонов, органики и др.

Неметаллические включения при плазменном центробежном распылении попадают в массу порошков-гранул из исходной заготовки. В заготовку неметаллические включения попадают из исходной шихты, тигля, керамической оснастки.

В процессе классификации по крупности часть неметаллических включений отделяется от массы порошков-гранул. При этом наиболее крупные включения попадают в отходы, а неметаллические частицы меньших размеров, соизмеримые с ячейкой ситового полотна и, соответственно, крупностью гранул, могут попадать в массу годных гранул. Частицы нерасплавленного металла осколочной формы, являющиеся продуктами разрушения кромки кратера распыления литой шлифованной заготовки, имеют размер более 500 мкм и поэтому полностью удаляются. Максимальный размер включения, прошедшего сквозь сетки установок КРП, равен  $1,6D_{\text{гр}}$ , где  $D_{\text{гр}}$  — размер ячейки верхнего ситового полотна. Количество неметаллических включений, фиксируемых по стандартным методам в гранулах после центробежного плазменного распыления, составляет около 100...400 шт/кг, что соответствует металлу, произведенному методом вакуумно-индукционной плавки. После обработки на установках типа КРП содержание включений уменьшается в несколько раз.

Снижение влияния неметаллических частиц, содержащихся в массе порошков-гранул, достигается снижением их количества в исходной заготовке под распыление и уменьшением крупности гранул и, соответственно, размером включений после классификации по крупности.

Для уменьшения содержания инородных частиц (неметаллических включений, магнитных частиц, возгонов) в процессе физико-механической обработки проводят операции удаления этих частиц (электростатическую сепарацию, магнитную сепарацию, аэродинамическую сепарацию), что также влияет на повышение свойств изделий из порошков-гранул.

При дальнейшей работе с порошками-гранулами применяют такой способ снижения содержания в них кислорода, как дегазация порошков-гранул в движущемся (летающем) потоке при заполнении ими капсулы [5]. Основные условия эффективной термической дегазации — быстрый и равномерный нагрев частиц до температуры газовой выделения и удаление десорбированных газов. Существующие способы дегазации можно разделить на две следующие группы:

- 1) вакуумная термическая дегазация;
- 2) дегазация, стимулированная ионным, электронным или радиационным облучением.

При вакуумно-термической дегазации металл нагревают и выдерживают в глубоком вакууме  $0,0133...0,00133$  Па ( $1 \cdot 10^{-4}...1 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст.). Процесс дегазации состоит из нескольких стадий:

1. Удаление физически адсорбированных газов, которое происходит в атмосфере вакуума при температуре  $200...400$  °С за достаточно короткий промежуток времени [5].

2. Частичное удаление хемосорбированных газов. Для некоторых систем газ—металл удаление хемосорбированных газов требует длительного промежутка времени [5].

3. Удаление газов из объема металла, обусловленное диффузией газа из металла на его поверхность [5].

В настоящее время термическую дегазацию порошков-гранул проводят последовательно в движущемся (летающем), нагреваемом сторонним источником теплового излучения потоке и нагревом монослоя частиц непосредственно в капсуле нагревом оболочки капсулы до  $400$  °С при вакууме  $0,0266...0,00266$  Па ( $2 \cdot 10^{-4}...2 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст.). Скорость подачи порошков-гранул в капсулу невелика и составляет примерно  $50$  кг/ч, что способствует достаточно продолжительному нахождению порошков-гранул в тонком поверхностном слое в объеме капсулы. Температура дегазации варьируется в интервале  $400...420$  °С (при этой температуре, как известно, наблюдается максимальная скорость удаления паров влаги в молекулярной форме [5]). Проведение вакуумно-термической дегазации порошков-гранул позволяет полностью удалить газы, адсорбированные из атмосферы, из массы порошков-гранул [6].

### Выводы

1. Проведен анализ источников попадания кислорода в порошки-гранулы при их получении, физико-механической обработке и хранении, который показал, что содержание

кислорода в порошках-гранулах закономерно возрастает на  $7...10$  ppm по отношению к его количеству в исходных литых заготовках.

2. Прирост кислорода в порошках-гранулах по сравнению с литыми заготовками происходит вследствие подпитки им газовой среды установки распыления из-за термического разложения примесных газов, содержащихся в литых заготовках при их плавлении плазменным потоком, взаимодействием газа с поверхностью расплава в зоне плавления и при разлете частиц в атмосфере установки.

3. Удаление различных инородных включений на всех этапах технологии получения порошков-гранул способствует снижению доли кислорода и повышению комплекса свойств конечной продукции из них. Эффективными методами при этом являются классификация по крупности, электростатическая и аэродинамическая сепарации.

4. При заполнении порошками-гранулами капсулы эффективными методами дегазации и снижения кислородосодержания являются организация процесса в движущемся потоке монослоя в условиях вакуума и нагрев тонкого слоя частиц в капсуле при малой скорости подачи порошков-гранул в объем капсулы.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Влияние** газовых примесей на свойства дисков, изготовленных из гранул жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП / В.И. Ходкин, В.Я. Кошелев, Е.П. Бувин, А.А. Офицеров, Л.Д. Голубева // *Металлургия гранул*. Вып. 3. М.: ВИЛС, 1988. С. 145—150.
2. **Арбузова Л.А., Мусиенко В.Т., Митрофанов А.Е.** Источники загрязнения гранул никелевых сплавов кислородом и способы снижения его содержания // *Металлургия гранул*. Вып. 1. М.: ВИЛС, 1983. С. 77—84.
3. **Ягодин М.Г.** Анализ источников загрязнения порошков-гранул кислородом и методы снижения его содержания // *Технология легких сплавов*. 2020. № 1. С. 62—69.
4. **Кошелев В.Я.** Основные закономерности процесса получения гранул жаропрочных сплавов методом плазменного распыления вращающейся заготовки // *Технология легких сплавов*. 2015. № 3. С. 97—104.
5. **Ходкин В.И.** Исследование процессов и создание технологии импульсно-механической и вакуумно-термической обработки гранул жаропрочных никелевых сплавов при производстве заготовок для двигателестроения: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06. М., 1981. С. 105—300.
6. **Исследование** процесса и разработка промышленной технологии вакуумной термической дегазации гранул жаропрочных никелевых сплавов / В.Я. Кошелев, Г.С. Гарибов, В.И. Ходкин, Е.П. Бувин // *Металлургия гранул*. Вып. 5. М.: ВИЛС, 1989. С. 192—197.

*Максим Геннадьевич Ягодин,  
info@oaovils.ru;*

*Генрих Саркисович Гарибов, д-р техн. наук*

И.Г. Роберов<sup>1</sup>, Д.Б. Матвеев<sup>2</sup>, А.Ю. Беспамятных<sup>3</sup>, В.С. Грама<sup>1</sup>, М.А. Киселев<sup>1</sup>, Р.А. Ильиных<sup>3</sup>  
 (<sup>1</sup>Государственный научно-исследовательский институт авиационных систем, Москва,  
<sup>2</sup>Всероссийский институт научной и технической информации Российской академии наук, Москва,  
<sup>3</sup>АО "ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат")

## Определение остаточных макронапряжений в поверхностном слое дисков цельнокатаных железнодорожных колес методом рентгеновской дифрактометрии

*Рентгеновским дифрактометрическим методом, реализованным с помощью портативного рентгеновского дифрактометра ДРП, определены остаточные напряжения на поверхности дисков цельнокатаных стальных железнодорожных колес, вызванные их финишной механической обработкой (обточкой) с различными подачей и скоростью режущего инструмента. Установлено значительное влияние указанных параметров финишной обработки на уровень наводимых ею поверхностных остаточных напряжений. Наиболее благоприятное напряженное состояние поверхности дисков колес, т.е. значительные (практически до –200 МПа) сжимающие остаточные напряжения достигаются при сравнительно малых подаче и скорости режущего инструмента. Полученные результаты могут служить основанием для совершенствования технологии финишной обработки дисков цельнокатаных колес.*

**Ключевые слова:** цельнокатаные железнодорожные колеса; диск колеса; финишная обработка поверхности; остаточные напряжения; рентгеновский дифрактометрический метод; портативный рентгеновский дифрактометр; параметры режима обточки.

*Residual stresses on the surface of disks of one-piece-rolled steel railway wheels, caused by their finishing (turning) with different tool feed rate and speed, are measured using the X-ray diffractometric method implemented using the DRP portable diffractometer. It is shown that the specified finishing parameters have significant influence on the level of surface residual stresses induced by finishing. The most favorable stress state (compressive stresses up to –200 MPa) on the surface of the disks is achieved under relatively small values of tool feed and speed. The results may serve as basis for improving of the finishing technology of solid-rolled wheels.*

**Keywords:** one-piece rolled railway wheels; railway wheel disk; surface finishing; residual stress; X-ray diffractometry; portable diffractometer; machining parameters.

Остаточные напряжения являются важным параметром, влияющим на срок службы ответственных механизмов, работающих в условиях интенсивного нагружения, в том числе циклического. К таким изделиям относятся цельнокатаные железнодорожные колеса. Определение остаточных напряжений в цельнокатаных колесах и бандажах составных колес железнодорожного транспорта различными разрушающими и неразрушающими методами регламентировано в России ГОСТ 32207—2013 [1].

При контроле остаточных напряжений объектов техники изучают макронапряжения, усредняющиеся в макрообъемах и подлежащие определению в макроскопических областях (в отличие от микронапряжений, усредняющихся в пределах зерна или даже меньшего микрообъема). Остаточные макронапряжения в железнодорожных колесах существуют до начала их эксплуатации и обусловлены технологическим процессом их изготовления. Они возникают на каждом этапе изготовления, для

которого характерна неравномерность деформации, вызываемая прилагаемой инструментальной нагрузкой или термическим воздействием. Они могут быть как распределены в объеме (остаточные напряжения, вызываемые прокаткой, закалкой и последующей термической обработкой), так и сосредоточены на поверхности (напряжения, вызываемые финишной поверхностной обработкой).

Обычно финишную обработку колеса осуществляют обточкой на металлорежущих станках. Операция обточки и другие операции механической обработки сопровождаются интенсивной поверхностной пластической деформацией, распространяющейся в зависимости от условий процесса до глубины 300 мкм [2]. Уже при таком слое поверхностные остаточные напряжения оказывают значительное влияние на сопротивление усталости: сжимающие напряжения повышают его уровень, растягивающие — соответственно снижают [3].

Указанное обстоятельство свидетельствует об актуальности контроля уровня поверхностных остаточных напряжений на стадии финишной механической обработки колеса, прежде всего, области диска, имеющей минимальную в поперечном сечении колеса толщину и являющейся наиболее нагруженной в ходе эксплуатации (рис. 1).

Экспериментальные и теоретические исследования показывают возможность возникновения различных вариантов напряженного состояния при тчении: от больших (приближающихся к пределу текучести) напряжений сжатия до таких же больших напряжений растяжения. Согласно общему представлению, напряжения, вызываемые операциями поверхностной обработки резанием, переходят в область растяжения по мере того, как становятся преимущественно термическими, а не деформационными,

т.е. с увеличением нагрева при резании. Интенсивность нагрева зависит от технологического режима механической обработки, в частности, возрастает с ее скоростью [4, 5]. Это обуславливает задачу определения оптимального скоростного режима обточки колес, обеспечивающего, с одной стороны, достаточную производительность, а с другой — отсутствие значительных растягивающих поверхностных остаточных напряжений, снижающих сопротивление усталости.

Повышению температуры и соответственно образованию термических растягивающих напряжений при обработке резанием способствует также затупление кромки резца, увеличивающее компоненту трения.

Ряд стандартов, регламентирующих производство железнодорожных колес, предусматривают в качестве финишной операции дробеструйную обработку (наклеп) поверхности диска, вызывающую пластическую деформацию, распространяющуюся на глубину до нескольких миллиметров и вызывающую в этом слое значительные сжимающие напряжения, значительно повышающие сопротивление усталости.

В частности, российский ГОСТ 10791—2011 регламентирует дробеструйную обработку диска в качестве рекомендуемой операции [6]. Однако большое число колес выпускается без дробеструйного наклепа, имея в качестве финишной обработки обточку, что свидетельствует об актуальности отмеченной выше проблемы выбора ее технологических параметров, не ведущих к возникновению высокого уровня поверхностных остаточных напряжений. Соответственно, эта задача требует исследований для установления зависимости уровня остаточных напряжений от скоростных и других параметров режима обточки.

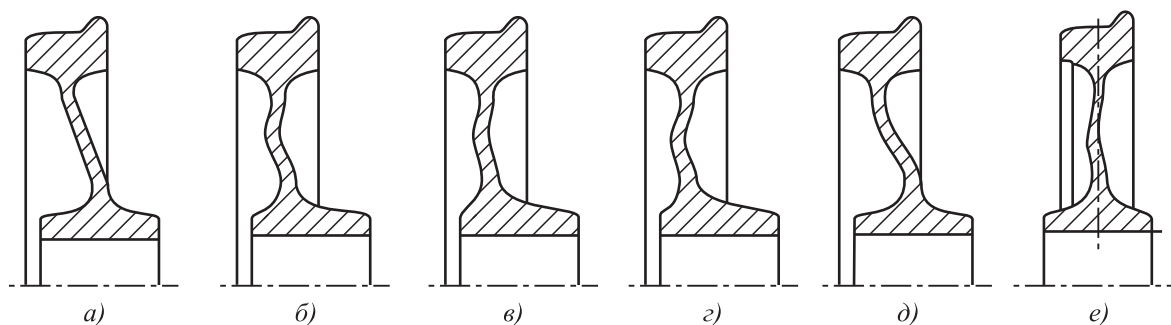


Рис. 1. Различные профили дисков железнодорожных колес



ГОСТ 32207—2013 регламентирует два неразрушающих метода определения остаточных напряжений: ультразвуковой и рентгеновский дифрактометрический [1]. Первый метод, основанный на зависимости скорости распространения ультразвуковых волн в металле от его упругой деформации, пригоден только для определения напряжений, усредненных по достаточному объему изделия, и может быть применен для определения напряжений прокатки и термической обработки, но не механической обработки тонкого поверхностного слоя.

Для определения поверхностных упругих напряжений подходит рентгеновский дифрактометрический метод, в силу определенной глубины проникновения рентгеновских лучей (для металлов до 50 мкм) действующий в поверхностном слое материала. Этот метод характеризуется достаточно высокой точностью благодаря прямому определению напряжений: связь между непосредственно измеряемой величиной (углом дифракции рентгеновских лучей на кристаллической решетке) и искомым значением упругого напряжения обусловлена двумя простыми и классическими физическими закономерностями: законом дифракции Вульфа—Брэгга и законом Гука. Будучи реализован в виде схемы  $\sin^2\psi$ , рентгеновский дифрактометрический метод позволяет определить напряжение в текущем состоянии исследуемой области материала без использования дополни-

тельных эталонных образцов или результатов измерения в других состояниях [7].

Для определения остаточных напряжений, вызываемых финишной обработкой (обточкой) дисков цельнокатанных стальных колес производства АО "ЕВРАЗ НТМК" при различных режимах обработки, выбраны пять колес, подвергнутых обточке по различным скоростным режимам. Профиль колеса соответствует рис. 1, е.

При определении остаточных напряжений методом рентгеновской дифрактометрии на крупногабаритных объектах техники, таких как железнодорожные колеса, применяют портативные рентгеновские дифрактометры, позволяющие осуществлять измерения непосредственно на объекте. В работе по определению остаточных напряжений в дисках колес производства АО "ЕВРАЗ НТМК" был использован портативный рентгеновский дифрактометр ДРП (рис. 2), общая масса которого составляет около 14 кг [8]. Отличительной особенностью работы прибора является радиационная безопасность, обусловленная малой мощностью применяемых рентгеновских трубок. Мощность эквивалентной дозы излучения от прибора на расстоянии 0,1 м от него во всех направлениях составляет менее 1 мкЗв/ч, что не требует постановки прибора на учет СЭС. Это позволяет использовать дифрактометр ДРП в качестве средства неразрушающего контроля непосредственно в цеховых условиях.



а)



б)

**Рис. 2. Портативный рентгеновский дифрактометр ДРП:**

а — гониометрическая часть с рентгеновской трубкой и детектором рентгеновского излучения;  
б — блок питания, сбора и оцифровки сигнала

Колеса подвергали финишной обточке с обеих сторон диска по различным режимам: подача 0,2...0,48 мм/об; скорость режущего инструмента 160...185 м/мин. Жесткому режиму соответствуют сравнительно большие значения подачи и скорости, мягкому режиму — сравнительно малые значения подачи и скорости, среднему — промежуточные значения. Всего жесткому и мягкому режимам соответствуют по три стороны из 10 обработанных сторон, среднему — четыре остальные стороны.

Остаточные напряжения определяли при следующих условиях и параметрах:

- излучение  $\text{Cr K}_\alpha$ ;
- рабочий дифракционный пик ОЦК-решетки от системы плоскостей {211} (угол дифракции  $\theta \approx 78^\circ$ );
- принятые значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона для стали — 210 ГПа и 0,28 соответственно.

Остаточные напряжения в радиальном и тангенциальном направлениях определяли на обеих сторонах колес в среднем в пяти-шести зонах поверхности на различном расстоянии от ступицы колеса по радиусу. Сторона 1 соответствует реборде (правая сторона на рис. 1). Момент работы дифрактометра в цеховых условиях АО "ЕВРАЗ НТМК" показан на рис. 3.

Результаты определения остаточных напряжений, усредненные по поверхности стороны диска, представлены в таблице.

Как видно из таблицы, режим финишной обработки значительно влияет на уровень наводимых в поверхностном слое колеса остаточных напряжений. На основе полученных результатов можно сделать вывод о наиболее благоприятном характере мягкого режима обработки, примененного к стороне 2 колеса № 1 (напряжения в обоих направлениях сжимающие), и о наименее благоприятном — жесткого режима, примененного к стороне 1 того же колеса и к стороне 2 колеса № 2 (максимальный среди всех замеров уровень растягивающих напряжений в тангенциальном направлении, превышающий +250 МПа).

Достаточно аномальный случай представляет собой сторона 2 колеса № 3, на которой напряжения в двух направлениях имеют разный знак, и при этом значительны по абсолютной величине. Такое напряженное состояние свидетельствует об особо заметной доле сдвиговой деформации, возникающей при резании [3], что



Рис. 3. Определение остаточных напряжений в поверхностном слое железнодорожных колес АО "ЕВРАЗ НТМК" в условиях цеха с применением портативного рентгеновского дифрактометра ДРП

**Результаты определения остаточных напряжений на поверхности цельнокатаных железнодорожных колес после финишной обработки**

Номер колеса	Маркировка	Сторона	Характер режима обточки	МПа	
				Радиальное напряжение $\sigma_1$	Тангенциальное напряжение $\sigma_2$
1	№ 35766	1	Жесткий мягкий	+121	+223
		2		-197	-60
2	№ 35762	1	Средний жесткий	+33	+197
		2		+92	+263
3	№ 35764	1	Средний жесткий	+54	+47
		2		-80	+167
4	№ 35759	1	Мягкий средний	+40	+3
		2		+50	+111
5	№ 35760	1	Средний мягкий	+68	+111
		2		+66	+57

может быть связано с техническим состоянием режущего инструмента.

Таким образом, продемонстрирована эффективность применения рентгеновского дифрактометрического метода, реализуемого с помощью портативного дифрактометра ДРП, для контроля остаточных напряжений, вызываемых финишной обработкой (обточкой) стальных цельнокатаных колес. Получаемые значения остаточных напряжений различны в зависимости от применяемого режима обточки и могут служить основанием для совершенствования технологии финишной обработки дисков цельнокатаных колес.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ГОСТ 32207—2013.** Колеса железнодорожного подвижного состава. Методы определения остаточных напряжений. М.: Изд-во стандартов, 2013. 19 с.
2. **Определение** остаточных напряжений от действия силы резания при шлифовании / Л.Х. Зубаирова, В.И. Свищев // СТИН. 2014. № 2. С. 35—37.
3. **Биргер И.А.** Остаточные напряжения. М.: Машгиз, 1963. 232 с.

4. **Метелев Б.А., Тудакова Н.М., Куликова Е.А.** Основы технологии машиностроения. Ч. 1. Комплекс учебно-методических материалов. Нижний Новгород: НГТУ им Р.Е. Алексеева, 2006. 119 с.

5. **Остаточные** напряжения в цельнокатаных колесах после упрочняющей обработки / И.А. Иванов, Д.П. Кононов, С.В. Урушев, А.В. Якушев // Известия Петербургского университета путей сообщения. 2016. Т. 13. № 3 (48). С. 337—343.

6. **ГОСТ 10791—2011.** Колеса цельнокатаные. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2011. 24 с.

7. **Кристаллография,** рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов и др. М.: Металлургия, 1982. 580 с.

8. **Применение** метода рентгеновской дифрактометрии для оценки состояния элементов конструкций авиационной техники / А.В. Котелкин, А.Д. Звонков, А.В. Лютцау, Д.Б. Матвеев, И.Г. Роберов // Техника воздушного флота. 2012. С. 21—25.

*Илья Георгиевич Роберов, д-р техн. наук,  
roberov@yandex.ru;*

*Дмитрий Борисович Матвеев, канд. техн. наук;*

*Александр Юрьевич Беспамятных;*

*Владимир Сергеевич Грама;*

*Михаил Анатольевич Киселев, д-р техн. наук;*

*Роман Александрович Ильных*



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



## СПРАВОЧНИК ТЕХНОЛОГА

*Под общей редакцией А.Г. Сулова*

Цена 9500 руб.

2019 г. 800 с.

За последние 40 лет впервые издан совершенно новый Справочник технолога. В его написании приняли участие 69 докторов и кандидатов технических наук из 17 регионов Российской Федерации. В книге приведен справочный материал, необходимый технологу при разработке технологических процессов изготовления деталей и сборки узлов. Последовательность изложения справочного материала соответствует методологии технологической подготовки производства. Изложен справочный материал по производству заготовок, назначению припусков, базированию, технологическим способам обработки заготовок, обеспечению качества деталей и сборочных единиц, методике разработки технологических процессов, обработке заготовок, в том числе на станках с ЧПУ и обрабатывающих центрах, и сборке изделий машиностроения и авиадвигателестроения.

Приведена нормализованная технологическая документация для разработки технологических процессов. Впервые изложена методология технологической подготовки цифровых производств.

Для инженерно-технических работников промышленных предприятий, студентов, аспирантов и преподавателей технических вузов.

**ПРИБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ**

по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU

## Указатель статей, опубликованных в журнале в 2020 г.

**Евсюков С.А.** 90 лет кафедре "Технологии обработки давлением" МГТУ им. Н.Э. Баумана. Наследие Анатолия Ивановича Зимины . . . . . № 9

**Лавриненко В.Ю.** К 125-летию Анатолия Ивановича Зимины . . . . . № 9

### Литейное и сварочное производства

**Акутин А.А., Изотов В.А., Шатульский А.А.** О возможности использования ставролитового песка для изготовления керамических оболочковых форм для легких сплавов . . . . . № 4

**Березина В.А., Овчинников В.В., Лукьяненко Е.В.** Сварка трением с перемешиванием стыковых соединений листов сплавов 1420Т1 и 1163Т . . . . . № 10

**Вдовин К.Н., Пивоварова К.Г., Феоктистов Н.А.** Исследование связующих компонентов для экологически безопасных безводных лёточных масс . . . . . № 9

**Гадалов В.Н., Макарова И.А., Иванов А.А., Кутепов С.Н., Филонович А.В., Шатульский А.А., Гвоздев А.Е.** Исследование структуры, фазового состава и физико-механических свойств модифицированных отливок из жаропрочного сплава ЖСЗДК . . . . . № 10

**Головкин П.А.** Повышение качества фланцев волноводов из сплава АК12 (АЛ2), получаемых методом жидкой штамповки . . . . . № 7

**Грачев А.Н., Харчев Р.М.** Перспективы изготовления сложных тонкостенных отливок ответственного назначения из алюминиевых сплавов . . . . . № 2

**Гребнев Ю.В., Габельченко Н.И., Гребнев Д.Ю.** Повышение эффективности процесса рафинирования стали путем использования отходов производства . . . . . № 12

**Демченко А.И., Шевяков В.Ф., Коровин В.А., Беляев С.В., Гуцин В.Н., Леушин И.О.** Рафинирование никелевых сплавов с применением пенокерамических фильтров . . . . . № 6

**Ерофеев В.А., Страхова Е.А.** Оптимизация технологии сварки в системах инженерного компьютерного анализа . . . . . № 2

**Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Прогнозирование содержания оксидов и пористости в отливках из алюминиевых сплавов . . . . . № 5

**Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Управление содержанием и распределением оксидных

включений в кокильных отливках из алюминиевых сплавов . . . . . № 1

**Кидалов Н.А., Григорьева Н.В., Адамова А.С., Зятямин Д.А.** Исследование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности хромитового наполнителя при различных способах отверждения. . . . . № 11

**Корбанов В.Д., Вальтер А.И.** Выбор литниково-питающей системы при литье по выплавляемым моделям элементов художественного литья с применением современных технологий . . . . . № 2

**Ларичев Н.С., Коротченко А.Ю.** Метод расчета прибылей с учетом влияния затрудненной усадки . . . . . № 3

**Михайлицын С.В., Шекшеев М.А., Сычков А.Б., Емелюшин А.Н.** Разработка самозащитной порошковой проволоки диаметром 1,6 мм для автоматической сварки корня шва стыков трубопроводов. . . . . № 8

**Мосин А.А., Ерофеев В.А., Шолохов М.А., Фивейский А.М.** Оптимизация двухэлектродной сварки под флюсом угловых швов мостовых металлоконструкций . . . . . № 9

**Овчинников В.В., Дриц А.М.** Свойства соединений листов алюминий-литиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием. . . . . № 1

**Овчинников В.В., Якутина С.В., Курбатова И.А., Лукьяненко Е.В.** Свойства сварных соединений слоистых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов. . . . . № 5

**Полосков С.С., Ерофеев В.А., Бузори-на Д.С., Шолохов М.А.** Компьютерный анализ автоподогрева заготовок при выполнении наплавочных работ. . . . . № 12

**Полосков С.С., Ерофеев В.А., Шолохов М.А.** Моделирование формирования ванны расплава и шва при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой . . . . . № 6

**Разумов М.С., Глазков П.В., Кочергин В.С., Бышкин А.С.** Определение погрешности выявления скрытых дефектов методом гидростатического взвешивания в деталях, полученных методом литья . . . . . № 8

**Романов Ю.Г., Морозов В.П., Дрижов В.С.** Особенности описания структурного фактора образования холодных трещин в условиях многослойной сварки и наплавки. . . . . № 1

- Труханов К.Ю., Булычев В.В., Шата-  
лов М.И.** Исследование напряженно-деформи-  
рованного состояния нахлесточного соедине-  
ния тонколистовых деталей. . . . . № 7
- Филиппов О.И.** Пути совершенствования сва-  
рочных работ при строительстве резервуаров  
для хранения нефти и нефтепродуктов . . . . . № 7
- Филяков А.Е.** Технологические аспекты обра-  
зования дефектов при сварке магистральных  
трубопроводов . . . . . № 8
- Филяков А.Е., Полосков С.И., Ерофеев В.А.,  
Шолохов М.А.** Виртуальное исследование  
условий возникновения неметаллических  
включений при многопроходной сварке пла-  
вящимся электродом трубопроводов . . . . . № 11
- Цирков П.А., Вялков В.Г., Глазунов С.Н.**  
Восстановление поверхности роликов ох-  
лаждения установки непрерывной разливки  
стали электродуговой наплавкой. . . . . № 4
- Шапарев А.В., Савин И.А.** Совершенствова-  
ние технологии изготовления заготовок крон-  
штейнов тяжелых грузовых автомобилей ла-  
зерной резкой . . . . . № 3

**Кузнечно-штамповочное производство**

- Бурлаков И.А., Константинов Д.А., Манга-  
сарян Г.А., Петров П.А., Бач Ву Чонг.** Опре-  
деление кривой текучести технического ти-  
тана ВТ1-0 с мелкозернистой структурой . . . . . № 2
- Вайцехович С.М., Власов Ю.В., Журав-  
лёв А.Ю.** Влияние многоэтапной сдвиговой  
деформации на прочностные и пластические  
свойства изделий из труднодеформируемых  
порошковых материалов . . . . . № 10
- Вайцехович С.М., Кузин А.И., Журав-  
лёв А.Ю.** Разработка устройства для прес-  
сования металлокерамических пластин . . . . . № 5
- Галкин В.И., Головкин П.А., Фесенко С.А.**  
Совершенствование процесса горячей объем-  
ной штамповки П-образных поковок из сплавов  
ВТ14 и ВТ23 . . . . . № 11
- Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Анализ воз-  
можностей изготовления крупногабаритных  
порошковых деталей типа стакана на прессе  
для выдавливания с активно направленными  
напряжениями контактного трения . . . . . № 5
- Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Повышение це-  
лесообразности холодной объемной штамповки  
деталей из железных порошков в сопоставлении  
с деталями из малоуглеродистых сталей. . . . . № 11
- Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Разработка  
технологического процесса выдавливания  
детали типа крупногабаритного стакана со  
сферическим дном и фланцем. . . . . № 9

- Дмитрюк А.И., Григорьев А.А.** Совершенство-  
вание технологии прессования алюминие-  
вых заготовок . . . . . № 8
- Кашапова Л.Р., Панкратов Д.Л., Шиб-  
ков В.Г.** Автоматизированная система техно-  
логической подготовки производства дета-  
лей листовой штамповкой . . . . . № 3
- Лавриненко В.Ю., Алимов А.И., Аюпов Т.Х.,  
Изикаева А.И.** Экспериментальные исследова-  
ния процесса осадки заготовок из титанового  
сплава ВТ6 бабой молота с наполнителем . . . . . № 9
- Лавриненко В.Ю., Аюпов Т.Х.** Промышлен-  
ные испытания бабы с наполнителем штам-  
повочного молота . . . . . № 1
- Лавриненко В.Ю., Аюпов Т.Х.** Расчет эконо-  
мической эффективности промышленного  
использования бабы с наполнителем штам-  
повочного молота М2140. . . . . № 6
- Ларин С.Н., Платонов В.И., Пасынков А.А.,  
Нуждин Г.А.** Влияние формы рабочего про-  
филя матрицы на интенсивность пластиче-  
ской деформации при вытяжке с утонением . . . № 1
- Ларин С.Н., Трегубов В.И., Исаева А.Н.**  
Математическая модель комбинированного  
выдавливания прутковой заготовки в цилин-  
дрическую матрицу пуансоном с плоской ра-  
бочей поверхностью . . . . . № 7
- Некрасов И.И., Федулов А.А., Паршин В.С.**  
Определение неоднородности деформации при  
ковке прутков на рычажной радиально-ковочной  
машине. . . . . № 3
- Пасынков А.А.** Изотермическое выдавлива-  
ние ребер на плите . . . . . № 4
- Пасынков А.А., Ларин С.Н., Исаева А.Н.**  
Теоретическое обоснование схемы обратного  
изотермического выдавливания трубной  
заготовки с активным трением и вытяжкой ее  
краевой части . . . . . № 12
- Пасынков А.А., Ларин С.Н., Нуждин Г.А.** Оцен-  
ка сил обратного выдавливания прутковой за-  
готовки в матрицу квадратного сечения . . . . . № 10
- Петров М.А.** Компьютерное моделирование  
процессов листовой штамповки с использо-  
ванием моделей трения AutoForm и TriboForm . . . № 8
- Платонов В.И., Романов П.В., Чудин В.Н.**  
Расчет режимов осадки ребра на плите при  
их сборке. . . . . № 9
- Семёнов И.Е., Иванов А.В.** Анализ напря-  
женного состояния заготовок при закрытой  
прошивке коническим пуансоном аналитиче-  
ским методом . . . . . № 2
- Синь Ло, Евсюков С.А., Чжунци Юй.** Влия-  
ние толщины заготовки на процесс вытяжки  
в коническую матрицу без прижима . . . . . № 1

**Ступников В.В., Евсюков С.А.** Использование обратного набора металла при обжиге в сферическую матрицу . . . . . № 4

**Цеменко В.Н., Ганин С.В., Гиршов В.Л.** Моделирование и опробование технологии изготовления биметаллической заготовки с поверхностным слоем из порошковой быстрорежущей стали . . . . . № 6

### Прокатно-волочильное производство

**Арюлин С.Б., Лысина И.А.** Расчет температурного баланса алюминиевой полосы, получаемой на литейно-прокатном агрегате . . . . . № 5

**Гурьянов Г.Н.** Оценка характера влияния противонапряжения на стабильность напряжения волочения проволоочной заготовки. . . . . № 4

**Гурьянов Г.Н.** Результаты расчета оптимального дельта-критерия формы очага деформации при волочении круглого сплошного профиля . . . . . № 6

**Лехов О.С., Билалов Д.Х.** Напряжения в системе бойки—полоса при получении листов из меди на установке непрерывного литья и деформации . . . . . № 11

**Лехов О.С., Шевелев М.М.** Напряженное состояние бойков установки непрерывного литья и деформации при получении сталемедных трехслойных биметаллических полос . . . . . № 9

**Лехов О.С., Шевелев М.М., Билалов Д.Х.** Исследование процесса получения биметалла медь—сталь—медь на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации . . . . . № 1

**Максимов Е.А., Устиновский Е.П.** Разработка методики расчета параметров правки листового проката на роликовой правильной машине в роликах различных диаметров . . . . . № 10

**Максимов Е.А., Шаталов Р.Л., Устиновский Е.П.** Определение настроечного зазора при правке листового проката на роликовой правильной машине . . . . . № 7

**Новокшенов Д.Н., Соколова О.В., Лепестов А.Е.** Разработка рационального режима деформации трубной заготовки при непрерывной валково-роликовой формовке . . . . . № 3

**Поворов С.В., Егоров Д.В., Волгин Д.С.** Определение силы резания гнутого профиля проката в гильотине с фасонными матрицами и ножом . . . . . № 8

**Скачков С.Д., Мунтин А.В.** Перспективы производства микролегированных бором сталей на литейно-прокатном комплексе . . . . . № 12

**Соколова О.В., Лагошина Е.В.** Производство прецизионных труб малого диаметра на станах периодической холодной прокатки . . . . . № 2

### Материаловедение и новые материалы

**Барышников М.П., Ишимов А.С., Лопатина Е.В., Носов Л.В., Зникин И.Е.** Выбор режима электролитического полирования углеродистых сталей . . . . . № 5

**Ворначева И.В.** Влияние термической обработки по нестационарным режимам на структуру псевдо- $\alpha$ -титановых сплавов для лопаток паровых турбин. . . . . № 6

**Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В.** Влияние микролегирования кальцием на технологические свойства листов сплава В-1341 . . . . . № 8

**Луц А.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Рыбаков А.Д., Шигин С.В.** Получение легированного композиционного материала Al—Cu—Mn—TiC с повышенными триботехническими свойствами . . . . . № 6

**Май Суан Зунг, Пучков Ю.А., Щербаков С.П.** Влияние восходящей закалки на остаточные напряжения и свойства алюминиевого сплава Д16 . . . . . № 3

**Мальцев И.М.** Исследование электротермически обработанных металлических материалов . . . . . № 4

**Морозова Е.А., Морозов А.П., Муратов В.С.** Влияние термической и поверхностной пластической обработок углеродистой стали на чувствительность к концентраторам напряжений при циклическом нагружении . . . . . № 7

**Муратов В.С., Морозова Е.А., Якимов Н.С.** Формирование структуры и свойств комплекснолегированной литой стали . . . . . № 9

**Муратов В.С., Якимов Н.С.** Особенности формирования структуры и свойств высокопрочной стали 30ХГСН2А при изготовлении гидравлических поглощающих аппаратов . . . . . № 5

**Нуждина Т.В., Чезрова М.Н., Чегуров М.К., Басова А.Е.** Влияние обработки импульсным магнитным полем на микроструктуру и внутренние напряжения стали S700. . . . . № 2

**Редькина Н.В., Бугров Ю.В.** Влияние различных видов термоциклической обработки на механические свойства эливарного сплава 44НХТЮ . . . . . № 11

**Роберов И.Г., Фигуровский Д.К., Киселев М.А., Грама В.С., Матвеев Д.Б., Иванов В.О.** Комплексная диагностика техничес-

кого состояния и оценка работоспособности металлических материалов методами неразрушающего контроля. . . . . № 4

**Роберов И.Г., Фигуровский Д.К., Шкатов П.Н., Грама В.С., Иванов В.О.** Применение электропотенциального метода для построения диаграммы деформации и оценки остаточного ресурса материала при статическом нагружении. . . . . № 1

**Смирнов С.В., Овчинников В.В.** Структура листовых заготовок из титанового сплава ВТ6С после локального деформирования при импульсном нагреве электрическим током. . . . . № 11

**Фокин Б.В., Жуков А.А., Хасанова Л.А., Навоев А.П.** Поверхностная графитизация низкоуглеродистых сталей в интервале температур полиморфного превращения. . . . . № 2

**Фролов М.А., Фукс М.Д., Кондратьев С.Ю.** Влияние структуры на эксплуатационные свойства сварного соединения из жаропрочного сплава Fe—25Cr—35Ni. . . . . № 12

**Цеменко В.Н., Ганин С.В., Замоздра М.Ю.** Определение реологических характеристик и моделирование процесса экструзии порошковых материалов. . . . . № 1

**Чуканов А.Н., Терешин В.А., Гвоздев А.Е., Шатульский А.А., Навоев А.П., Сергеев А.Н., Яковенко А.А., Кутепов С.Н., Цой Е.В.** Эволюция зон пластичности в окрестности пор в сталях в условиях стресс-коррозии. . . . . № 3

**Швецов О.В., Кондратьев С.Ю., Шемякинский Б.А.** Влияние защитных покрытий на работоспособность алюминиевых сплавов в условиях нефтедобычи. . . . . № 7

**Ягодин М.Г., Гарибов Г.С.** Методы уменьшения содержания кислорода при производстве порошков-гранул жаропрочных никелевых сплавов. . . . . № 12

**Ягодин М.Г., Старовойтенко Е.И.** Расчет параметров плазменного центробежного распыления мелкодисперсных гранул жаропрочных никелевых сплавов. . . . . № 10

**Информация**

**Алюминий** и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки по ГОСТ 4784—2019. . . . . № 2—4

**Заготовка** трубная по ГОСТ 34636—2020 (марки стали, химический состав и сортамент). . . . . № 11

**Роберов И.Г., Матвеев Д.Б., Беспмятных А.Ю., Грама В.С., Киселев М.А., Ильиных Р.А.** Определение остаточных макронапряжений в поверхностном слое дисков цельнокатаных железнодорожных колес методом рентгеновской дифрактометрии. . . . . № 12

**Титов А.В., Леушин И.О., Кошелев О.С., Маслов К.А.** Проблемы применения вторичных шихтовых материалов в производстве алюминиевого литья. . . . . № 5

**Третьяков А.Ф.** Технологические процессы изготовления штампованных изделий из пористых сетчатых материалов. . . . . № 1

**Указатель** статей, опубликованных в 2020 г. . . . . № 12

**Цирков П.А., Вялков В.Г., Глазунов С.Н., Варламова Л.Д.** Способ восстановления электродуговой наплавкой изношенных поверхностей изделий, изготовленных из чугуна и стали. . . . . № 7

**Шапарев А.В., Савин И.А., Гавариев Р.В.** Производство заготовок и деталей машин из полимерного материала "Римаמיד". . . . . № 10

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2  
 Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: 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 07.10.2020. Подписано в печать 03.12.2020. 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**  
 Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.



# 70 лет

## Владимиру Георгиевичу Шibaкову

**доктору технических наук, профессору,  
заведующему кафедрой машиностроения  
Набережночелнинского института  
(филиала) Казанского федерального университета**

Владимир Георгиевич Шibaков родился 14 ноября 1950 г. в селе Злоказово Челябинской области.

После окончания в 1972 г. Уфимского авиационного института им. С. Орджоникидзе (по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением" В.Г. Шibaков начал работать в Камском политехническом институте (с 2001 г. — Камский государственный политехнический институт, с 2005 г. — Камская государственная инженерно-экономическая академия, с 2012 г. — Набережночелнинский институт (филиал) Казанского федерального университета (КФУ)), в котором прошел путь от старшего преподавателя до ректора Камской государственной инженерно-экономической академии, которая в 2012 г. вошла в состав Казанского федерального университета.

В 1985 г. Владимир Георгиевич организовал и возглавляет по настоящее время единственную в Республике Татарстан кафедру "Машины и технология обработки металлов давлением" (в настоящее время кафедра машиностроения), которая готовит высококвалифицированных специалистов в области обработки металлов давлением и литейного производства для большегрузного автомобилестроения, авиационной и металлообрабатывающей отраслей промышленности. За этот период им была сформирована научная школа "Проектирование, разработка и исследование высокоэффективных технологических процессов производства и реновации машиностроительных деталей, средств автоматизации и диагностики".

В.Г. Шibaков — известный в России и за рубежом ученый в области обработки металлов давлением и металловедения. Он является соавтором 15 монографий ("Автоматизация, робототехника и гибкие производственные системы в кузнечно-штамповочном производстве"; "Проектирование, расчет и производство композиционных материалов"; "Структура, свойства и производство композитных материалов"; "Производство композитных материалов в машиностроении"; "Восстановление деталей пластической деформацией (теория, технология, оборудование)"; "Теория и практика деформационных методов формирования нанокристаллической структуры в металлах и сплавах" и др.), одним из авторов справочников "Ковка и штамповка", "Качество машин".

Владимир Георгиевич опубликовал свыше 300 научных работ в рецензируемых научно-технических журналах и сборниках, является автором 54 авторских свидетельств, изобретений и патентов РФ, внедренных в производство на ряде машиностроительных предприятий России, а также автором нашего журнала.

В настоящее время В.Г. Шibaков проводит исследования в области объемных металлических наноструктурных материалов для установления режимов интенсивной пластической деформации, повышающих прочность алюминиевых сплавов в 1,2—1,5 раза. Большое практическое значение имеют исследования в области прецизионной штамповки, позволяющие повысить точность и долговечность тяжелонагруженных шестерен для автомобильной и авиационной техники.

Под научным руководством В.Г. Шibaкова были подготовлены и защищены две докторские и 32 кандидатские диссертации.

Владимир Георгиевич проводит большую научно-общественную работу: является членом диссертационного совета КФУ по защите докторских и кандидатских диссертаций в области технических наук, членом редакционной коллегии научно-технического журнала "Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением", членом совета старейшин КФУ.

В.Г. Шibaков награжден знаком отличия "За заслуги перед городом Набережные Челны", отмечен почетным знаком "100 лет Татарской АССР" за добросовестный плодотворный труд, большой вклад в подготовку высококвалифицированных кадров. За заслуги в области науки, техники и образования Владимир Георгиевич награжден бронзовой и двумя серебряными медалями ВДНХ СССР. В 2000 г. ему присвоено звание "Почетный работник высшего профессионального образования РФ", в 2013 г. — почетное звание "Заслуженный работник высшей школы Республики Татарстан".

Можно отметить профессионализм, высокие организаторские способности и человеческие качества Владимира Георгиевича Шibaкова.

**Коллектив редакции и редакционный совет нашего журнала поздравляют  
Владимира Георгиевича с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, научных успехов  
и дальнейшей плодотворной деятельности на благо науки и промышленности России!**