ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 6 июнь 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора:
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
КРАСИЛЬЩИКОВА Е.С.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Артамонова Ю.С., Изотов В.А., Акутин А.А., Барабанов Р.В. Выбор оптимальных скоростей заполнения полости литейной формы при использовании дождевой литниковой системы . . . 3
Безъязычный В.Ф., Виноградова О.В., Гладков В.А., Серебряков С.П., Степанов Е.Г., Шишкин В.Н. Разработка информационной технологии повышения качества стержневой керамической массы в литейном производстве охлаждаемых лопаток для газовых турбин . . . 5
Мощенко М.Г., Рубцов В.С. Расчет остаточных напряжений в зоне сварного соединения трубопроводов D_y 300 из аустенитной стали 08Х18Н10Т . . . 9
Верхотуров А.Д., Макиенко В.М., Романов И.О., Строителев Д.В. Физико-химические процессы шлаковых систем сварочных материалов на основе дальневосточного минерального сырья . . . 14

Кузнечно-штамповочное производство

Кривошеин В.А. Интенсификация процесса обжима посредством выбора геометрии поверхности контакта заготовки с матрицей . . . 19
Лобов В.А., Гуменюк Ю.И., Арчаков А.А. Технологические возможности процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру деталей с фланцем . . . 23
Малов В.С., Васильев В.А. Анализ брака поковок из стали 14Х17Н2 . . . 27

Прокатно-волочильное производство

Раскатов Е.Ю. Исследование обжатий и течения металла в калибре валка при пилигримовой прокатке тонкостенных труб . . . 29

Материаловедение и новые материалы

Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н., Предеин В.В., Абашкин Е.Е. Исследование влияния фракции компонентов алюмотермитной смеси на технологические параметры получения термитных сталей . . . 33
Николенко С.В. Электродный материал для электроискрового легирования с добавками нанопорошка оксида алюминия . . . 38

Информация

Конищев Б.П., Рукосуев И.В., Меркуляев Н.А. Совершенствование технологии сварки антенных систем . . . 47

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

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.

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2011

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 6 June 2011

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

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

Editorial Assistants:
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
KRASIL'SHCHIKOVA E.S.

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 catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Artamonova Yu.S., Izotov V.A., Akutin A.A., Barabanov R.V. Choice of optimal filling rates of casting mould cavity by pluvial gating system 3
Bez'yazychny V.F., Vinogradova O.V., Gladkov V.A., Serebryakov S.P., Stepanov E.G., Shishkin V.N. Development of information technology of quality improvement core ceramic material of cooled blades in foundry for gas turbines 5
Moshchenko M.G., Rubtsov V.S. Calculation of residual stresses in zone of piping Du 300 welding joint from austenitic steel 08Kh18N10T 9
Verkhoturov A.D., Makienko V.M., Romanov I.O., Stroitelev D.V. Physical and chemical processes of welding materials slag systems in terms of far eastern mineral raw material 14

Forging and Stamping Productions

Krivoshein V.A. Intensification of swaging by selecting shape of contact surface blank with die 19
Lobov V.A., Gumenyuk Yu.I., Archakov A.A. Technological capabilities of drawing process with wall thinning on inner contour of parts with flange 23
Malov V.S., Vasil'ev V.A. Analysis of forging reject made of steel 14Kh17N2 27

Rolling and Drawing Productions

Raskatov E.Yu. Study of metal reductions and flow in roll groove during pilger rolling of thinwalled tubes 29

Physical Metallurgy and New Materials

Sapchenko I.G., Zhilin S.G., Komarov O.N., Predein V.V., Abashkin E.E. Influence of aluminothermy mixture components fraction on technological parameters for obtaining thermite steels 33
Nikolenko S.V. Electrode material for electrospark alloying with additions of oxide aluminium nanopowder 38

Information

Konishchev B.P., Rukosuev I.V., Merkulyaev N.A. Improvement of antenna systems welding technology 47

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2011

УДК 621.74

Ю.С. Артамонова, В.А. Изотов, А.А. Акутин, Р.В. Барабанов
(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия имени П.А. Соловьёва)

Выбор оптимальных скоростей заполнения полости литейной формы при использовании дождевой литниковой системы

Экспериментальные заливки позволили определить закономерность выбора минимально допустимых скоростей заполнения полости литейной формы в зависимости от толщины полости формы.

The experimental fillings have been allowed to determine the pattern of rate choice depending on thickness of casting mould cavity.

Ключевые слова: дождевая литниковая система; спай; неслитина; минимально допустимая скорость заполнения.

Keywords: pluvial gating system; cold shut; cold lap; keep-alive filling rate.

Характерными дефектами, возникающими при литье тонкостенных отливок, являются спаи и неслитины. Нарушая сплошность поверхностных слоев, спаи снижают прочность отливок и ухудшают макрогеометрию литой поверхности [1].

Эти дефекты возникают в результате недостаточной температуры заливки, высокой теплоаккумулирующей способности литейной формы, а также недостаточной скорости заполнения. Поэтому важно, чтобы скорость заполнения полости формы расплавом была не меньше минимально допустимой скорости, при которой этот вид брака уже не выявляется.

С этой целью проведены экспериментальные исследования по заполнению полостей форм типа "пластина" дождевой литниковой системой, изготовленных из песчано-глинистой смеси. В литниковой чаше были сделаны заливочные отверстия диаметром 3 мм, их число изменялось от 1 до 4 (рис. 1).

Параметры опытной формы: напор в чаше 50 мм; размер полости формы типа "пластина": высота 250 мм; ширина 120 мм; толщина 5; 6; 7; 8; 9 и 10 мм.

Температура заливки расплава АК12 составляла 700 °С.

Температуру измеряли с помощью термопары. На рис. 2 приведена изготовленная литейная форма, а на рис. 3 – опытная отливка с толщиной стенки 9 мм, залитая с двумя питателями диаметром 3 мм. Виды дефектов и размеры опытных отливок представлены в табл. 1.

Из полученных данных выбрали граничные с минимально допустимой скоростью заполнения, и для них рассчитали значения скоростей заполнения.

Скорость течения расплава в форме определяли по формуле

$$\omega_ф = Q_ф / S_ф , \quad (1)$$

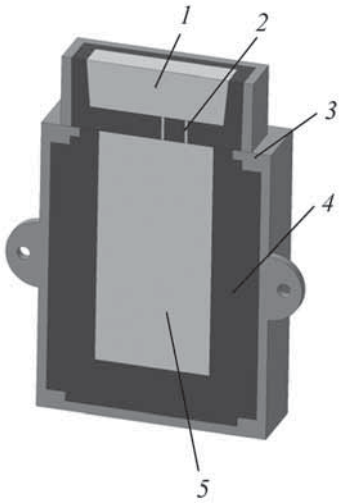


Рис. 1. Схема экспериментальной формы для определения допустимой скорости подъема металла в форме: *1* – чаша; *2* – питатель; *3* – опока; *4* – форма; *5* – отливка-пластина

Рис. 2. Изготовленная литейная форма

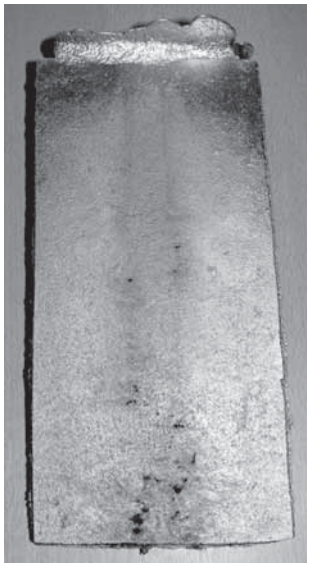


Рис. 3. Опытная отливка

где $Q_ф$ – расход расплава в полости формы, м^3/с; $S_ф$ – площадь сечения полости формы, м^2, $S_ф = b\delta$; b, δ – ширина и толщина полости формы соответственно, м.

Из уравнения неразрывности потока (Рабинович Б.В. Введение в литейную гидравлику. М.: Машиностроение, 1966. 424 с.) следует равенство расходов расплава в форме и через заливочные отверстия:

$$Q_ф = Q_{отв}. \qquad (2)$$

Следовательно, по экспериментальным данным можно вычислить расход расплава через заливочные отверстия диаметром $d_{отв} = 3$ мм при их числе от 1 до 4 по следующей формуле:

$$Q_{отв} = \mu\sqrt{2gH}\,n\frac{\pi d_{отв}^2}{4}, \qquad (3)$$

где μ – коэффициент расхода, $\mu = 0{,}8$; g – ускорение свободного падения, м/с^2; H – расчетный напор, м; n – число заливочных отверстий.

Скорость подъема расплава в полости формы рассчитывали по формуле

$$\omega_ф = Q_{отв}/S_ф. \qquad (4)$$

Результаты расчетов приведены в табл. 2.

На основании расчетов по экспериментальным данным с помощью пакета прикладных программ статистики получили зависимость минимально допустимой скорости подъема (заполнения) расплава в форме от толщины полости δ формы, м/с:

$$\omega_{под} = 0{,}13\cdot10^{-8}\,\delta^{-3{,}22},\ R = 0{,}94, \qquad (5)$$

1. Размеры и виды дефектов опытных отливок шириной 120 мм

Номер отливки	Толщина отливки, мм	Число питателей	Дефект
1	5	1	Недолив
2		2	
3		3	Годная
4		4	
5	6	1	Спай
6		2	
7		3	Годная
8		4	
9	7	1	
10	8	1	Недолив
11		2	Годная
12		3	
13	9	1	
14		2	
15	10	1	Недолив
16		2	
17		3	Годная

2. Результаты обработки экспериментальных данных

Толщина полости формы, м	Скорость подъема расплава в форме, м/с
0,005	0,028
	0,038
0,006	0,0157
	0,0236
0,007	0,0067
0,008	0,00583
	0,0118
0,01	0,002
	0,0047

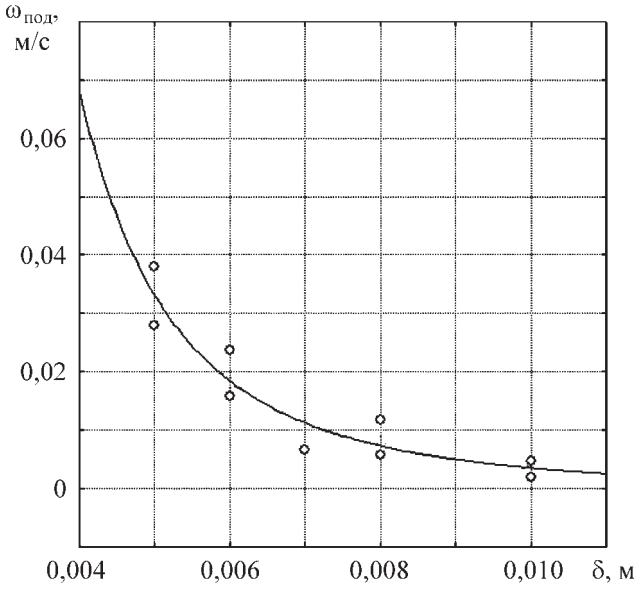


Рис. 4 . Зависимость минимально допустимой скорости подъема расплава в форме от толщины полости литейной формы

где R – коэффициент корреляции, представляющий собой степень зависимости переменных; тогда коэффициент детерминации $R^2 = 0{,}88 > 0{,}7$, что свидетельствует о высокой взаимосвязи скорости подъема расплава в полости формы и толщины полости формы, а следовательно, полученное уравнение является статистически значимым.

На рис. 4 приведена зависимость минимально допустимой скорости подъема расплава в форме от толщины полости формы.

Таким образом, в ходе исследовательской работы получена зависимость по выбору минимально допустимых скоростей заполнения полости литейной формы расплавом с применением дождевой литниковой системы тонкостенных отливок из алюминиевых сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Теория** заполнения форм расплавом / В.В. Чистяков, А.Г. Малов, В.А. Черных, А.А. Шатульский; под общ. ред. В.В. Чистякова. М.: Машиностроение, 1995. С. 85–91.

Юлия Сергеевна Артамонова, аспирант;
Владимир Анатольевич Изотов, канд. техн. наук;
Алексей Анатольевич Акутин, канд. техн. наук;
Роман Викторович Барабанов, аспирант,
shatulsky@rgata.ru

УДК 621.438

В.Ф. Безъязычный, О.В. Виноградова, В.А. Гладков*, С.П. Серебряков, Е.Г. Степанов, В.Н. Шишкин *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва, *ОАО "НПО "Сатурн")*

Разработка информационной технологии повышения качества стержневой керамической массы в литейном производстве охлаждаемых лопаток для газовых турбин

Методами структурно-параметрического анализа получены функциональные соотношения между компонентами стержневых масс охлаждаемых лопаток газовых турбин и критериями качества стержневых масс. Показано, что на этих функциональных соотношениях могут решаться различные экстремальные задачи.

Functional correlations between the core materials components of gas turbines cooled blades and core materials criteria of quality are received by methods of structural and parametric analysis. The article presents various extreme problems can be solved on the basis of these functional correlations.

Ключевые слова: керамические стержневые массы; охлаждаемые лопатки турбин; регрессионные функциональные соотношения; целевые функции; главные компоненты.

Keywords: core ceramic materials; gas turbines cooled blades; regression functional correlations; target functions; main components.

Производство жаропрочных охлаждаемых лопаток газовых турбин сопряжено с существенным браком отливок в основном по геометрии полостей, оформляемыми керамическими стержнями, изготовляемыми твердофазным спеканием.

При спекании формируются размеры и свойства стержней, однако сложность проблемы в разработке технологии: многокомпонентность составов керамических масс, многооперационность процесса, отсутствие методов оперативного контроля параметров

технологии, высокий уровень требований к качеству стержней, отсутствие методик прогнозирования составов стержневых масс при обновлении комплекса требований к стержням [1, 2].

Для решения этой проблемы не существует каких-либо алгоритмов из-за ее многокритериальности, многофакторности, информационной избыточности, существенной зашумленности контролируемых переменных, нестационарности процессов и др. Единственный путь – анализ конечной информации о параметрах технологических процессов, контролируемой с помощью имеющихся измерительно-вычислительных средств.

В литейном производстве лопаток контролируются:

– размеры лопаток, указанные в чертеже (координаты профильной части пера лопатки, толщины стенок);

– химический состав сплава;

– процентное содержание компонентов стержневой массы;

– состав исполнителей основных технологических операций.

Анализ этих параметров показал, что одним из важных источников неопределенности в проблеме литейного брака лопаток является поведение стержня в оболочковой форме при заливке металлом, которое происходит из-за недостаточно эффективного подбора компонентов стержневой массы, который является результатом трудоемкой многолетней работы или следствием удачи, а не итогом расчетных исследований.

Критериями качества стержневой массы выберем следующие количественные признаки:

Y_1 – прочность на изгиб, МПа, характеризует способность материала сопротивляться разрушению, в частности, при установке и закреплении стержня (манипуляторная прочность);

Y_2 – пористость, %, характеризует объем открытых пор и определяется после взвешивания сухих и пропитанных водой образцов;

Y_3 – параметр шероховатости поверхности *Ra*, мкм, характеризует степень чистоты поверхности по абсолютным значениям неровностей.

Данные критерии качества стержневой массы являются недостаточно определенными, так как оцениваются на образцах, а не для стержня в процессе заливки металла.

Данные о содержании 15 компонентов X_1–X_{15} (табл. 1) 12 составов стержневых масс, используемых в производстве лопаток, приведены в табл. 2, а в табл. 3 – характеристики качества этих вариантов Y_1–Y_3.

Для сокращения числа варьируемых параметров матрицу X (см. табл. 2) преобразуем в матрицу главных компонент U (табл. 4) [4]. Такое преобразование позволило сократить входное описание более чем в 2 раза: с 15 до 7 факторов.

Напомним, что суть метода главных компонент состоит в том, что от исходного коррелированного пространства координат X большой размерности переходим к новому ортогональному пространству координат U малой размерности посредством преобразования $U = FX$ (рис. 1), где F – матрица собственных векторов – коэффициентов перехода от исходной системы координат к новой.

1. Компоненты шихты

Наименование	Марка	Обозначение
Электрокорунд	F-150	X_1
	F-180	X_2
	F-230	X_3
	F-360	X_4
	F-800	X_5
Глинозем обожженный	Al_2O_3	X_6
Концентрат дистенсиллиманита	КДСП	X_7
Кварц молотый пылевидный	КП1	X_8
Кварц аморфный	НКС	X_9
Двуоксид циркония	ZrO_2	X_{10}
Двуоксид титана	TiO_2	X_{11}
Оксид магния	MgO	X_{12}
Пластификатор	ППэ2,5	X_{13}
	ППэ5	X_{14}
	ППэ10	X_{15}

Выбирая две главные компоненты пространства U по максимальной величине собственных значений λ (по правилу $\frac{\lambda_i + \lambda_l}{K} > 0{,}8\ldots0{,}99$, где K – число входных параметров) и представляя их на плоскости, можно наблюдать характер различия входных параметров.

При совпадении точек главных компонент U полностью совпадают и исходные параметры X, а наиболее удаленным точкам U соответствуют наиболее различные X. Обратное восстановление исходной информации осуществляется преобразованием: $\hat{X} = F^T U$, где T – знак транспортирования матрицы.

Методом случайного поиска с адаптацией получим следующие уравнения связи между целевыми функциями и главными компонентами процентного содержания стержневых масс:

$$
\begin{aligned}
&Y_1 = 174{,}0575 + 73{,}60046 X_5 + 1{,}172487 X_1 X_5 - \\
&- 28{,}06494 X_2 X_6 - 0{,}6649261 X_3 X_6 + \\
&+ 75{,}99007 X_5 X_7 - 33{,}00961 X_6 X_7, \\
&S_R = 39{,}792,\ R = 0{,}887; \\
&Y_2 = 19{,}36334 + 0{,}3917406 X_1 X_3 - \\
&- 0{,}2561808 X_3 X_5 - 0{,}5440014 X_3 X_6 - \\
&- 2{,}830309 X_4 X_5 - 1{,}050644 X_4 X_6 - \\
&- 0{,}7508833 X_6 X_7,\ S_R = 1{,}337,\ R = 0{,}895; \\
&Y_3 = 6{,}017794 - 0{,}007446478 X_1 + 1{,}400028 X_1 X_4 - \\
&- 0{,}1405657 X_1 X_5 + 1{,}581989 X_3 X_5 + 0{,}3766215 X_3 X_6 - \\
&- 0{,}4631889 X_5 X_6,\ S_R = 0{,}543,\ R = 0{,}943,
\end{aligned}
\qquad (1)
$$

При совпадении точек главных компонент U полностью совпадают и исходные параметры X, а наиболее удаленным точкам U соответствуют наиболее различные X. Обратное восстановление исходной информации осуществляется преобразованием: $\hat{X} = F^T U$, где T – знак транспортирования матрицы.

Методом случайного поиска с адаптацией получим следующие уравнения связи между целевыми функциями и главными компонентами процентного содержания стержневых масс:

2. Содержание стержневых масс*, %

Номер состава стержневой массы	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	X_8	X_9	X_{10}	X_{11}	X_{12}	X_{13}	X_{14}	X_{15}
1	0,1	17,8	0,1	50	8,4	0,1	0,1	8,4	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	15,4
2	0,1	17,8	0,1	48	8,4	0,1	0,1	8,4	0,1	0,1	1,5	0,5	0,1	0,1	15,4
3	26	12	34	0,1	0,1	8,0	4	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	16,0	0,1	0,1
4	26	12	33,08	0,1	0,1	8,0	4	0,1	0,1	0,1	0,74	0,18	16,0	0,1	0,1
5	0,1	0,1	70,58	0,1	0,1	8,0	4	0,1	0,1	0,1	0,74	0,18	16,5	0,1	0,1
6	26	12	35,54	0,1	0,1	8,0	0,1	2	0,1	0,1	0,37	0,09	16,0	0,1	0,1
7	0,1	0,1	0,1	48,5	0,1	0,1	0,1	0,1	18,5	14	0,1	0,1	0,1	0,1	19
8	0,1	25	0,1	25	0,1	0,1	0,1	0,1	18	14	0,1	0,1	0,1	18,0	0,1
9	14	10	30	0,1	6,54	0,1	0,1	0,1	8	14	0,37	0,09	0,1	17,0	0,1
10	14	10	0,1	20	6,5	0,1	0,1	0,1	18	14	0,1	0,1	0,1	17,5	0,1
11	14	10	20	0,1	6,5	0,1	0,1	0,1	18	14	0,1	0,1	0,1	17,5	0,1
12	14	12	27	0,1	6	0,1	0,1	0,1	10	14	0,1	0,1	0,1	17,0	0,1

*Значение 0,1 соответствует отсутствию данного компонента в стержневой массе.

3. Характеристики качества стержневых масс

Номер состава стержневой массы	Прочность на изгиб, МПа	Пористость, %	Параметр шероховатости *Ra*, мкм
	Y_1	Y_2	Y_3
1	18,0	19,30	4,9
2	30,0	16,70	4,4
3	8,0	19,80	6,8
4	15,0	16,40	6,3
5	20,0	17,56	7,1
6	18,0	19,86	8,0
7	18,0	23,16	5,0
8	20,0	20,86	5,9
9	11,0	20,93	5,7
10	11,0	20,80	4,7
11	17,0	19,40	6,6
12	22,2	17,30	6,6

где S_R – стандартное отклонение относительно уравнения регрессии; R – коэффициент множественной корреляции.

Уравнения связи (1) имеют высокий уровень коэффициента множественной корреляции. Поэтому их можно рассматривать как математическую модель синтеза процентного содержания керамической массы под заданные ее эксплуатационные характеристики.

Зададимся желаемыми характеристиками качества керамической массы:

$$Y_1 = 16{,}0;\ Y_2 = 18{,}6;\ Y_3 = 4.$$

В качестве базового (начального) значения компонент входных переменных U_1–U_7 выберем состав стержневой массы № 12 (см. табл. 4).

Методом случайного поиска с направляющим конусом найдем максимум функционала:

$$Q = 1/(1+(Y_1 - 16{,}0))/(1+(Y_4 - 18{,}6))/(1+(Y_7 - 4)).$$

Получим: $U_1 = -2{,}11096$; $U_2 = -0{,}04146$; $U_3 = -1{,}00738$; $U_4 = 0{,}81561$; $U_5 = 0{,}66888$; $U_6 = -1{,}67229$; $U_7 = -0{,}55241$.

На рис. 2 показано перемещение системы из исходной точки № 12 в новую точку, обозначенную треугольником.

Процесс поиска является наблюдаемым и заканчивается на границе статистической области. Это указывает на достоверность найденного решения.

После возвращения из пространства главных компонент U в исходное пространство X получили значения входных переменных (табл. 5).

Для этого варианта структуры керамической массы (см. табл. 5) были изготовлены образцы и получены значения целевых функций (табл. 6). В табл. 6 приведены также отклонения желаемых значений целевых функций от фактически полученных и стандартные отклонения относительно соответствующих уравнений регрессии.

Сопоставление ошибки прогноза Δ с S_R показало, что при прогнозе прочности на изгиб ошибка значи-

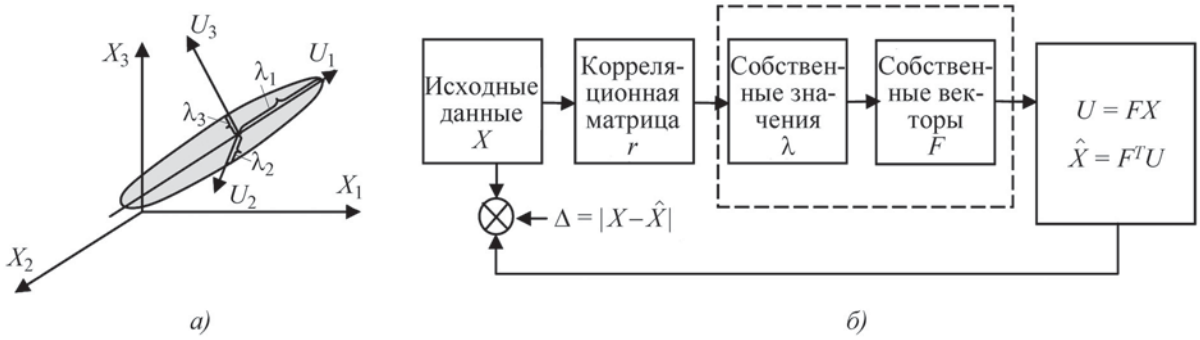


Рис. 1. Графическое представление метода главных компонент (*а*); схема сжатия и восстановления многомерной информации (*б*)

4. Главные компоненты процентного содержания стержневых масс

Номер состава стержневой массы	U_1	U_2	U_3	U_4	U_5	U_6	U_7
1	2,68751	0,96351	0,28947	0,29337	–1,76547	–2,13372	–1,30771
2	5,07977	–0,57508	–1,24249	–0,09567	1,09188	–1,96053	0,56250
3	–0,26977	–0,17608	0,06765	0,69968	–1,15567	3,37605	0,09294
4	0,50678	–0,65173	–0,41870	0,47714	-0,21356	3,45714	0,67419
5	0,64517	1,24842	1,02470	–0,00964	1,90323	3,72281	–0,14280
6	0,05451	–0,46817	–0,33496	–1,37440	–1,16710	2,60731	–0,30439
7	0,00631	–0,68084	3,50728	–0,16477	0,24561	–1,99888	0,22179
8	–1,48015	1,05677	–0,30826	–0,19237	–0,80724	–2,09899	2,09611
9	–1,56918	0,00437	–0,91508	–0,17972	0,82889	–0,80503	–0,76952
10	–1,75840	–0,56318	–0,26275	0,45876	0,09461	–1,87682	–0,09100
11	–2,09723	–0,25114	–0,57141	0,14674	0,55145	–1,32433	–0,45281
12	–1,80532	0,09314	–0,83545	–0,05914	0,39337	–0,96502	–0,57929

тельно меньше S_R, при прогнозе пористости они примерно равны, а ошибка прогноза параметра шероховатости существенна и близка к трехсигмовому интервалу.

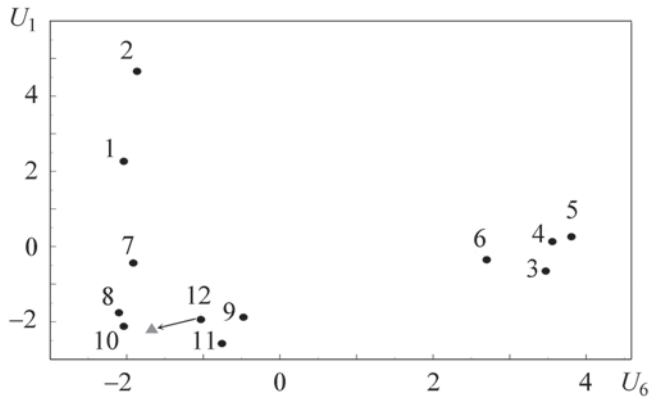


Рис. 2. Данные табл. 2 в пространстве главных компонент: 1–12 – номер состава стержневой смеси

Это означает, что предлагаемый подход является эффективным, состоятельным и несмещенным при оптимизации характеристик прочности на изгиб и пористости, а при оценке параметра шероховатости дает слишком оптимистичный результат. По-видимому, это объясняется тем, что параметр шероховатости как величина, полученная усреднением неровностей поверхности образца, должна быть заменена характеристиками, содержащими действительную информацию о неровностях, а не усредненную величину, особенности профилограммы для которой оказываются потерянными. Такой характеристикой могут служить, в частности, главные компоненты профилограммы.

Таким образом, на основе накопленной информации о качестве стержневых масс удается получить ее обобщение в виде уравнений регрессии для нескольких целевых функций. Поиск требуемых их значений

5. Значения компонент стержневой массы, полученные при поиске

X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	X_8	X_9	X_{10}	X_{11}	X_{12}	X_{13}	X_{14}	X_{15}
13,1256	11,393	16,2407	3,5945	8,4036	–1,160	0,8796	–0,232	15,0334	15,0473	0,1073	0,1019	–2,082	20,9346	–1,023

6. Фактические и прогнозируемые при поиске значения целевых функций

Целевая функция		Значение		Δ	S_R
		фактическое	прогнозируемое		
Прочность на изгиб, МПа	Y_1	16,0	17,5	1,5	3,972
Пористость, %	Y_2	18,64	19,7	1,06	1,337
Параметр шероховатости *Ra*, мкм	Y_3	3,9	5,2	1,3	0,543

показал, что для характеристик, имеющих четкий физический смысл и количественные оценки, удается найти однозначное компромиссное решение.

Для размытых характеристик, например, параметра шероховатости, рассматриваемым методом решение найти не удается. Поэтому для поиска более эффективной многокритериальной модели совершенствования керамической массы необходимо решить вопросы квалиметрии (количественной оценки качества) шероховатости, нелинейных усадок, жаропрочности, удаляемости стержневой массы из охлаждающего канала.

Тем не менее предложенная стержневая масса (см. табл. 5) позволяет получить стержни со свойствами, обеспечивающими снижение брака литья по искажению геометрических размеров полости жаропрочных лопаток на 20...30 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Абрамсон И.Д.** Керамика для авиационных изделий. М.: Оборонгиз, 1963. 240 с.

2. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1999. 263 с.

3. **Шкленник Я.И., Озеров В.А.** Литье по выплавляемым моделям. М.: Машиностроение, 1984. 374 с.

4. **Безъязычный В.Ф., Виноградова О.В., Шишкин В.Н.** Алгоритмизация процессов проектирования, производства и контроля элементов ГТД. Рыбинск: РГАТА, 2007. 276 с.

Вячеслав Феоктистович Безъязычный, д-р техн. наук;
Ольга Владимировна Виноградова, канд. техн. наук, ov-vinogradova@mail.ru;
Владимир Александрович Гладков, ведущий инженер;
Сергей Павлович Серебряков, д-р техн. наук;
Евгений Геннадьевич Степанов, д-р техн. наук;
Владимир Никифорович Шишкин, д-р техн. наук

УДК 621.039.5; 621.791.75

М.Г. Мощенко, В.С. Рубцов *(Научно-технический центр по ядерной и радиационной безопасности, г. Москва)*

Расчет остаточных напряжений в зоне сварного соединения трубопроводов $D_у$ 300 из аустенитной стали 08Х18Н10Т

Представлены результаты расчетного анализа остаточных напряжений сварных соединений трубопроводов $D_у$ 300 из аустенитной стали 08Х18Н10Т реакторов РБМК-1000, полученных автоматической аргонодуговой сваркой. Анализ выполнен методом конечных элементов. Подробно описано численное моделирование физических процессов при многопроходной сварке. Приведено сопоставление результатов расчетов остаточных напряжений после сварки с экспериментальными данными.

Results of residual stresses calculation analysis of pipings D_u 300 welded joints made of steel 08Kh18N10T of reactors RBMK-1000 received automatic argon-arc welding are presented. The analysis is performed by finite element method. Numerical modeling of physical processes during multipass welding is described in detail. The comparison of calculations results of residual stresses after welding with experimental data is considered.

Ключевые слова: реактор РБМК; остаточные сварочные напряжения; аустенитная сталь трубопровода $D_у$ 300; метод конечных элементов; автоматическая сварка.

Keywords: reactor RBMK; residual welding stresses; austenitic steel; pipings D_u 300; finite element method; automatic welding.

Введение. Известно, что растягивающие напряжения являются одной из основных причин межкристаллитного коррозионного растрескивания под напряжением сварных соединений, вследствие чего необходим расчет остаточных напряжений сварных соединений трубопроводов $D_у$ 300 реакторов РБМК-1000.

Решение таких задач, как уменьшение растягивающих напряжений в потенциально опасных участках, оценки стойкости сварного шва с трещиной, а также задачи оптимизации технологии сварочного процесса, требует знания распределения остаточных сварочных напряжений как в зоне сварного шва, так и в зоне термического влияния.

В статье приведен расчет остаточных сварочных напряжений, возникающих после многопроходной сварки. Расчет выполнен методом конечных элементов с помощью программного комплекса ANSYS 11.0. Метод конечных элементов достаточно давно используется для подобных расчетов, в частности успешно применяется программный комплекс ANSYS [1–3].

Описание разделки сварного соединения и условий сварки. Одним из основных видов сварки аустенитных трубопроводов $D_у$ 300 является автоматическая аргонодуговая многопроходная сварка. Начальная разделка сварного соединения для подобного вида сварки изображена на рис. 1 [4].

Представленная разделка имеет U-образную форму с углом раствора 9°. Для отцентровки на внутренней поверхности свариваемых трубопроводов сделана расточка, длина которой составляет минимум 20 мм.

Первый проход выполняется без присадочной проволоки в импульсном режиме. Его целью является сплавление "усов" разделки и формирование корня сварного шва. Следующие 11 проходов, выполняемые с использованием присадочной проволоки, послойно заполняют всю разделку, также формируя усиление сварного шва. Каждый последующий проход выполняется после охлаждения сварного шва от предыдущего прохода до температуры не менее 100 °С. Последний проход выполняется для формирования усиления

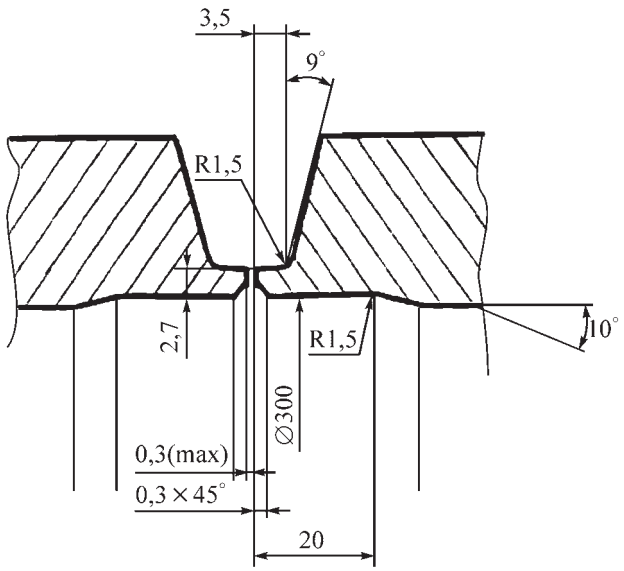


Рис. 1. Осевое сечение разделки сварного соединения 1-25-5 (С-42-2) [4]

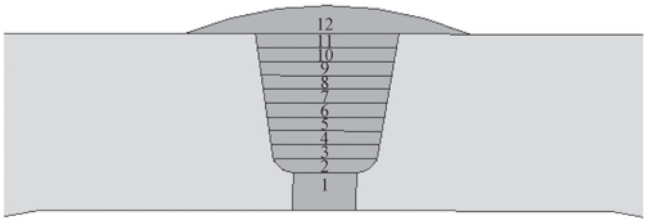


Рис. 2. Схема заполнения разделки сварного соединения

сварного шва. Схема наложения валиков приведена на рис. 2.

Конечно-элементное моделирование

Сетка конечных элементов. Тепловая и механическая задачи решались в осесимметричной постановке с использованием четырехугольных восьмиузловых элементов (рис. 3, см. обложку). Расстояние от плоскости симметрии шва до торца трубопровода составляет 1,5 диаметра трубопровода.

При решении тепловой задачи для учета затемнения при излучении бралась в расчет вся модель сварного шва, в то время как при решении механической задачи вследствие симметричности сварного соединения достаточно было рассмотреть половину модели сварного шва. Таким образом, сетка конечных элементов для тепловой задачи содержала 16800 элементов, а для механической – в 2 раза меньше.

Расчет остаточных сварочных напряжений представлял собой последовательное решение нелинейной нестационарной задачи теплопроводности и квазистатического неизотермического упругопластического деформирования. Результат задачи теплопроводности на каждом временном шаге являлся краевым условием для задачи деформирования, а также определял коэффициенты механической задачи в данный момент времени. Однако результаты решения задачи расчета напряженного деформированного состояния не влияли на термическую задачу.

Для реализации приведенного выше подхода использовали две одинаковые сетки с разными типами элементов. Первый тип элементов в каждом узле имел одну степень свободы – температуру, второй – две степени свободы — перемещение узла по каждой из двух осей в плоскости сечения сварного соединения.

В то же время возможны такие подходы, при которых в элементах одновременно заложены все указанные выше степени свободы. При использовании таких элементов решение термической и механической задач происходит одновременно.

Методика последовательного наложения валиков. Поскольку программный комплекс ANSYS не имеет возможности моделирования после начала процедуры решения, то появление новых валиков требует применения процедуры "рождения" (birth) и "смерти" (death) элементов. Процесс "убийства" (kill) элементов проис-

ходит путем умножения матрицы жесткости или теплопроводности на малый множитель, который по умолчанию равен 10^{-6}. Массы таких элементов, а также связанные с ними компоненты вектора нагрузки, обнуляются. При повторном "рождении" элементов матрица жесткости или теплопроводности, а также масса элементов и приложенные нагрузки восстанавливаются, в то время как накопленные деформации и теплосодержание обнуляются [5].

Таким образом, моделирование процесса последовательного наложения валиков возможно с помощью последовательной активизации элементов, составляющих валики. При этом полное моделирование уложенных валиков, разбиение их на конечные элементы, а также "убийство" еще неналоженных валиков происходит до начала процесса решения.

Условия термического анализа. Вследствие того, что теплофизические свойства аустенитных сталей достаточно близки, а точные теплофизические свойства материала сварного шва плохо определимы, использовали одинаковые температурные зависимости теплоемкости и теплопроводности для основного материала трубопровода и материала сварного шва (рис. 4) [6].

В качестве граничных условий к внешней и внутренней поверхности трубопровода применяли закон Ньютона и Стефана-Больцмана с учетом затемнения:

$$q = \alpha(T_{п} - T_{ср}) + \sigma\varepsilon\eta(T_{п}^4 - T_{ср}^4),$$

где q – тепловой поток; α – коэффициент теплоотдачи; $T_{п}$ – температура поверхности; $T_{ср}$ – температура среды; σ – коэффициент Стефана-Больцмана; ε – коэффициент черноты; η – форм-фактор (коэффициент затемнения).

Значение коэффициента теплоотдачи и коэффициента черноты приняты 5,7 Вт/(м^2·К) и 0,75 соответственно [1]. На торцевых гранях трубопровода была приложена постоянная температура 20 °С.

Процесс тепловложения моделировался принудительным увеличением температуры вновь наложенного валика от 100 °С до температуры плавления 1 400 °С (рис. 5). Элементы накладываемого валика активируются с момента начала его нагрева. Время приложения данной нагрузки вычисляется исходя из средней скорости движения дуги вдоль сварного шва и размеров пятна воздействия дуги.

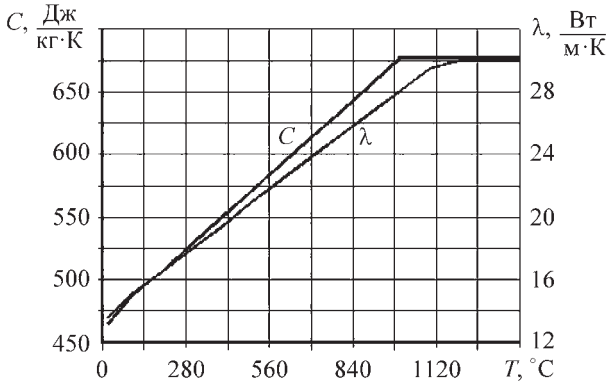


Рис. 4. Температурная зависимость удельной теплоемкости *C* и теплопроводности λ материалов трубопровода и сварного шва

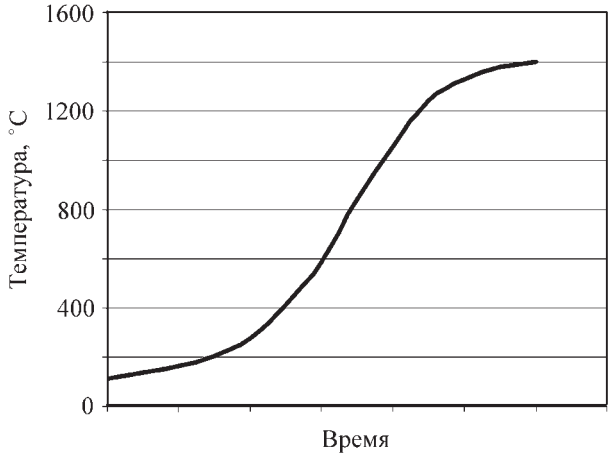


Рис. 5. Характер приложения температуры к накладываемому валику

Плавное увеличение температуры позволяет избежать бесконечного градиента температуры на границе валик–основной металл и укладываемый валик–уложенный валик. Данный метод имитации дуги, при котором с теплофизической точки зрения не происходит фазового перехода, с одной стороны, занижает величину тепловложения, но с другой – значительно сокращает время расчета, поскольку процесс поглощения и выделения скрытой теплоты плавления моделируется значительной нелинейностью теплоемкости, что требует существенного измельчения шага интегрирования.

Условия механического анализа. При решении механической задачи в качестве модели упрочнения основного материала трубопровода и материала сварного шва использовали модель кинематического упрочнения.

На рис. 6 приведены зависимости механических свойств от температуры для основного материла трубопровода – аустенитной стали 08Х18Н10Т [1, 6, 7]. В расчетах модуль упругости *E* и коэффициент линейного теплового расширения α для материала сварного шва брали идентичными соответствующим характеристикам основного материала. Пределы прочности и текучести при этом превышали в 1,5 раза аналогичные характеристики основного материала [8].

Как уже отмечалось выше, в качестве граничных условий механической задачи использовали решение задачи теплопроводности. По оси симметрии сварного шва прикладывались условия симметрии – запрещение перемещений в направлении оси трубопровода. В координатах модели ось трубопровода совпадала с осью *y*. На противоположном конце трубопровода реализована глухая заделка – запрещение перемещений в любом направлении.

Процесс наложения валиков моделировался активацией элементов в накладываемом валике. Элементы

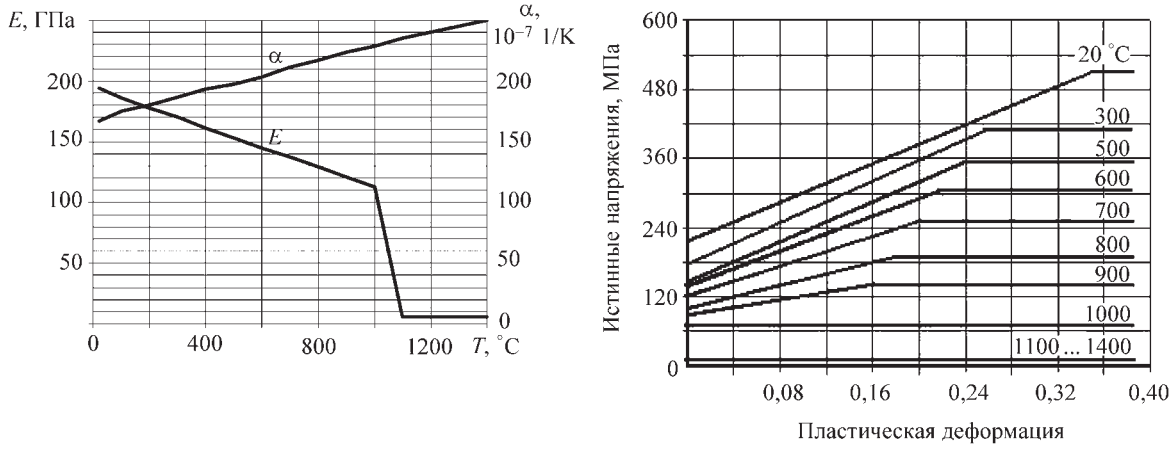


Рис. 6. Механические свойства основного материала трубопровода (сталь 08Х18Н10Т)

"рождались" в тот момент, когда их температура достигала температуры плавления 1400 °С, при этом материал накладываемых валиков должен иметь характеристику T_{Ref}, равную температуре плавления. T_{Ref} – температура, при которой температурные деформации нулевые и относительно которой вычисляется температурная деформация. Для основного материала трубопровода T_{Ref} = 20 °С.

На последнем шаге глухую заделку торца трубопровода снимали. Таким образом реализовались два крайних случая – абсолютно жесткая и не имеющая жесткости заделка. Последний и предпоследний шаги механического анализа выполняли при температуре 20 °С.

Результаты расчетов и их обсуждение

Результаты термического анализа. Зависимость температуры на поверхности накладываемого валика в процессе охлаждения от времени представлена на рис. 7. До температуры красного каления (550...650 °С) наложенный валик остывал примерно за 5...10 с. Время полного остывания составляло от 100 до 1000 с.

Скорость остывания зависит от следующих факторов. Во-первых, на скорость охлаждения влияет глубина залегания или порядковый номер валика, так как чем глубже валик, тем больше фактор затемнения валика стенками разделки. Во-вторых, с увеличением номера валика скорость прохода дуги уменьшалась, т.е. увеличивался временной интервал принудительного повышения температуры, изображенный на рис. 5, что вело к росту тепловложения.

Кроме того, как уже упоминалось выше, модель дуги не учитывала тепловложения, и с увеличением наложенных валиков увеличивался объем материала, способного аккумулировать тепловую энергию, последующий теплоотвод которой требовал большего времени.

Последний валик, формирующий усиление шва, остывал дольше остальных, так как его объем, а значит и запасенная тепловая энергия, превышали объем и запасенную тепловую энергию остальных валиков.

Результаты механического анализа. Конечным результатом решения механической задачи является распределение остаточных напряжений при 20 °С. На рис. 8 (см. обложку) показаны эпюры компонентов напряжений в условиях жесткой заделки свободного торца трубопровода.

На рис. 9 приведены распределения остаточных осевых и окружных напряжений на внешней и внутренней поверхности соответственно с заделкой свободного торца.

Вследствие того, что ориентированные в окружном направлении трещины представляют наибольшую опасность, интересным результатом механического анализа с точки зрения борьбы с межкристаллитным коррозионным растрескиванием под напряжением является распределение остаточных осевых напряжений, причем на внутренней поверхности, поскольку именно данная компонента тензора напряжений перпендикулярна к ориентированным в окружном направлении трещинам и способствует их развитию.

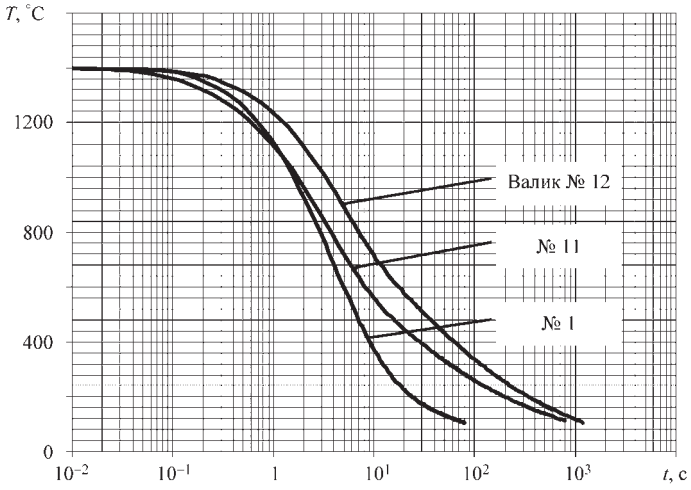


Рис. 7. Зависимость температуры *T* на поверхности валика от времени *t* в момент его остывания

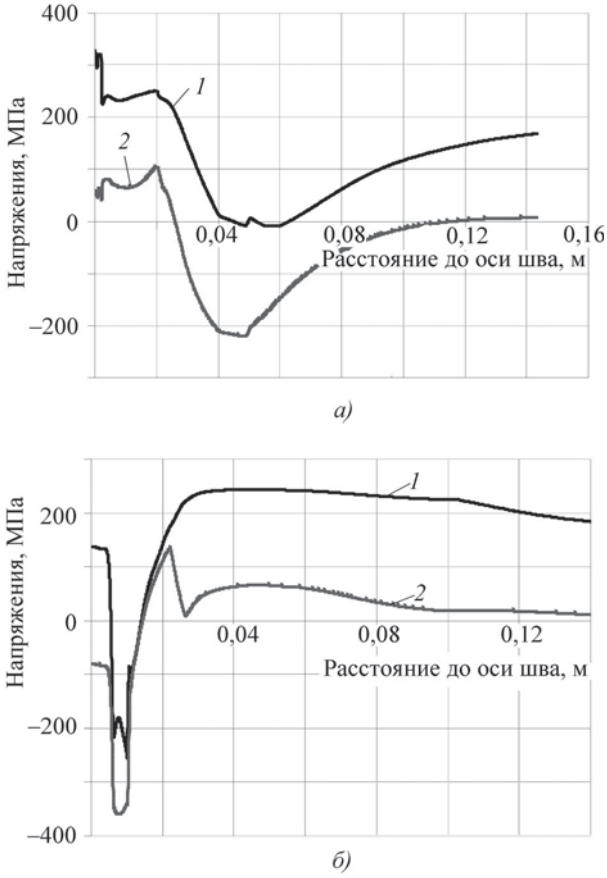


Рис. 9. Распределение остаточных напряжений на внутренней (*а*) и внешней (*б*) поверхности трубопровода при жесткой заделке свободного торца:
1 – осевые напряжения; *2* – окружные напряжения

В условиях абсолютно жесткой заделки на внутренней поверхности осевые и окружные напряжения в зоне сварного шва и на расстоянии до 20 мм от оси симметрии имеют растягивающий характер, практически не изменяющийся с расстоянием от центра сварного шва. При этом осевые напряжения в указанной области достигают предела текучести (~230 МПа). В материале сварного шва осевые напряжения также достигают предела текучести (~320 МПа), что обеспечивает скачок напряжений на расстоянии 3 мм от оси симметрии шва.

На расстоянии 50 мм от центра шва осевые и окружные напряжения минимальны и равны 0 и 220 МПа соответственно. Далее с увеличением расстояния от оси шва напряжения растут и выходят на постоянное нулевое значение для окружных и 170 МПа для осевых напряжений.

На рис. 10 приведены результаты расчетов распределения осевых и окружных напряжений на внутренней и наружной поверхностях после снятия заделки, а также результаты экспериментального измерения соответствующих напряжений [9]. После снятия заделки свободного торца окружные напряжения практически не изменяются.

Из рис. 9, 10 видно, что график осевой компоненты напряжений на всех расстояниях смещается в сторону отрицательных значений на такую величину, при которой зависимость напряжений от расстояния выходит на нулевое значение при максимальном удалении от оси шва.

Напряжения на участке до 25 мм при снятии заделки претерпевают большее уменьшение в связи с тем, что сечение данного участка уменьшено технологической расточкой. На внутренней поверхности в условиях свободного торца трубопровода в материале сварного шва растягивающие осевые напряжения составляют 40...90 МПа. Таким образом, варьируя жесткость заделки, на внутренней поверхности шва можно получить напряжения от 40 МПа до предела текучести.

Из рис. 10 видно, что результаты расчетов удовлетворительно соответствуют экспериментальным данным [9]. Некоторое несовпадение результатов расчета и эксперимента можно объяснить погрешностью результатов эксперимента, особенностью геометрии реального сварного шва, не отраженной в расчетной мо-

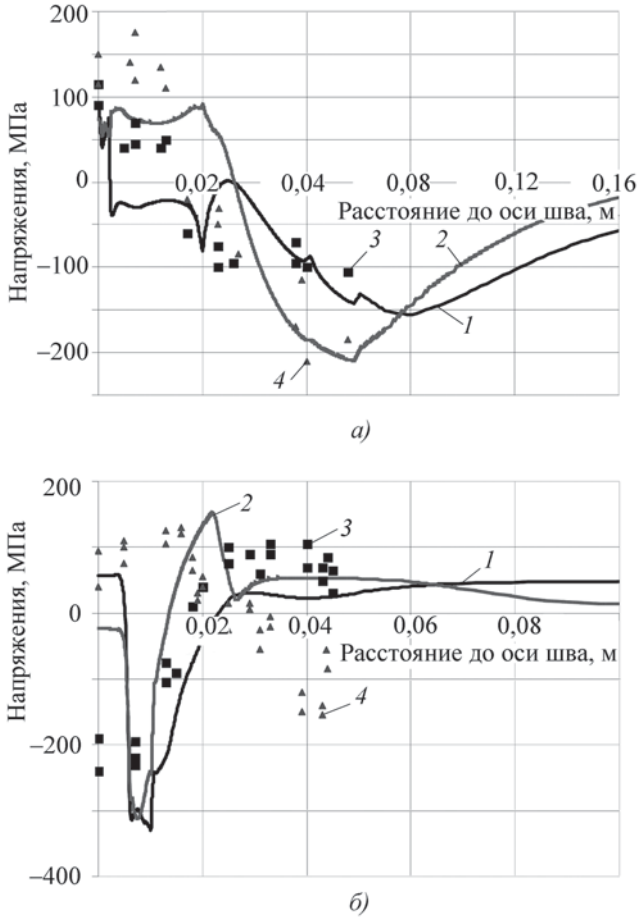


Рис. 10. Распределение остаточных напряжений на внутренней (*а*) и внешней (*б*) поверхности трубопровода в условиях свободного торца:
1 – осевые напряжения; *2* – окружные напряжения; *3*, *4* – экспериментальные значения осевых и окружных напряжений соответственно

дели, а также используемыми граничными условиями (метод тепловложения и абсолютно жесткая заделка на свободном торце трубопровода).

Заключение. Выполнен термический и механический расчет процесса многопроходной автоматической сварки трубопровода $D_у$ 300. Получены распределения полей остаточных напряжений в зоне сварного шва при различных граничных условиях на удалении от сварного шва. Результаты расчетов остаточных напряжений удовлетворительно коррелируют с результатами эксперимента, что свидетельствует о применимости предложенного алгоритма расчета.

Методику расчета остаточных напряжений можно применять при анализе эффективности различных методов, направленных на продление срока эксплуатации сварных соединений трубопроводов $D_у$ 300 из аустенитной стали 08Х18Н10Т, например создание ремонтной наплавки, инвертирование напряжений в зоне сварного соединения по средствам обжатия, отжиг и т.д.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Shan X. et al.** Thermo-mechanical modeling of a single-bead-on-plate weld using finite element method // International Jornal of Pressure of Vassels and Piping. 86. 2009. P. 110–121.

2. **Kong F., Kovacevic R.** 3D finite element modeling of the thermally induced residual stress in the hybrid laser/arc welding of lap joint // Jornal of Materials Prosessing Technology. 210. 2010. P. 941–950.

3. **Феклистов С.И., Потапов Н.Н. и др.** Моделирование остаточных сварочных напряжений и деформаций при изготовлении цистерн // Сварка и диагностика. 2009. № 3. С. 28–32.

4. **ПНАЭ Г-7-009–89.** Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка. Основные положения. М.: НТЦ ЯРБ, 2010.

5. **Ansys Inc,** 2007. ANSYS 11.0 Manual.

6. **Физические** величины: справочник / А.П. Бабичев и др.; под. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Михайлова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.

7. **Нормы** расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок: ПНАЭ Г-7-002–86 / Госатомнадзор СССР. М.: Энергоатомиздат, 1989. 525 с.

8. **Методика** расчета и нормы допускаемых размеров дефектов в сварных соединениях трубопроводов $D_у$ 300 КМПЦ РБМК: РД ЭО 0489–03 / Министерство Российской Федерации по атомной энергии, Государственное предприятие "Росэнергоатом".

9. **Киселев А.С.** Разработка методов анализа и проектирования сварочной технологии на основе компьютерного моделирования термодеформированного и структурного состояния сварных конструкций: дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.06. М., 1999.

Максим Геннадьевич Мощенко, аспирант,
moschenko@secnrs.ru;
Валерий Семёнович Рубцов, канд. техн. наук

УДК 621.791.04

А.Д. Верхотуров, В.М. Макиенко, И.О. Романов, Д.В. Строителев
(Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск)

Физико-химические процессы шлаковых систем сварочных материалов на основе дальневосточного минерального сырья

Приведены результаты термодинамических расчетов возможных реакций шлаковых систем сварочных материалов с использованием дальневосточного минерального сырья. Доказана возможность диссоциации концентратов в зоне дуги, приводящей к выделению легирующих элементов, двуоксида углерода и других веществ. Установлено, что наиболее высокие сварочно-технологические характеристики обеспечиваются при взаимодействии циркониевого концентрата с гранодиоритом, флюоритом и мрамором. Показано, что процесс разложения оксида циркония в данной шлаковой системе происходит при температуре 5700...6300 К, однако при взаимодействии с углеродом восстановление идет при 2300...2400 К.

Results of possible reactions thermodynamic calculations of welding materials slag systems with use of far east mineral raw materials are resulted. Possibility of concentrates dissociation in zone of the arc leading to allocation of alloying elements of carbon dioxide and other substances is proved. It is established that the highest welding and technical characteristics are provided in interaction of zirconium concentrate with granodiorite, fluorite, marble. It is shown that decomposition process of zirconium oxide in given slag system occurs at temperature 5700...6300 K, but in interaction with carbon recovery is at temperature 2300...2400 K.

Ключевые слова: состав; структура; свойства; минеральное сырье.

Keywords: composition; structure; properties, mineral raw.

Создание новых сварочно-наплавочных материалов с использованием многокомпонентного минерального сырья является важной и актуальной задачей. Для Дальнего Востока эта проблема наиболее ощутима вследствие отсутствия развитой промышленной базы для переработки и производства материалов.

Дальневосточный регион, обладая уникальными сырьевыми запасами, отправляет их в Центральные

1. Минеральное сырье для сварки (наплавки) углеродистых и низколегированных сталей

Наименование	Химический состав, % мас.
Флюорит	92 CaF_2; 2,5 SiO_2; 2,5 CaO; 0,2 SO_3; 0,06 P_2O_5
Гранодиорит	63 SiO_2; 16 Al_2O_3; 5,49 Fe_2O_3; 5,1 CaO; 4,28 K_2O; 3,3 Na_2O; 0,06 SO_3; 0,07 P_2O_5
Мрамор	98 $CaCO_3$; 0,15 SiO_2; 0,63 MgO; 0,07 Fe_2O_3; 0,02 SO_3; 0,03 P_2O_5
Бадделеит	46,6 SiO_2; 48,3 ZrO_2; 2,1 WO_3; 0,08 SO_3; 0,06 P_2O_5
Ферромарганец	64,0 Mn; 2,0 Si; 0,5 C
Ферросилиций	46,0 Si; 0,7 Mn
Графит	–

регионы страны, а готовую продукцию (в том числе электроды, *порошковую проволоку* (ПП), флюсы) закупает по высокой стоимости. Для решения обозначенной проблемы требуется поиск новых методов и технологий для создания сварочных материалов, учитывающих экономические и экологические аспекты.

Дальневосточное сырье значительно отличается по составу, что требует корректировки и совершенствования методов выбора компонентов шлаковых систем. С этой целью при разработке шлаковых систем для сварки и наплавки углеродистых и легированных сталей выполнен анализ физико-химических свойств минерального сырья Дальневосточного региона (табл. 1, 2).

В результате анализа возможных реакций в исследуемых шлаковых системах построены графики и проведена оценка химического сродства к кислороду элементов по изменению энергии Гиббса ΔG и химических потенциалов при образовании оксидов (рис. 1, 2).

2. Минеральное сырье для наплавки высокомарганцовистых сталей

Наименование	Химический состав, % мас.
Бадделеит	46,6 SiO_2; 48,3 ZrO_2; 2,1 WO_3; 0,08 SO_3; 0,06 P_2O_5
Ферромарганец	64,0 Mn; 2,0 Si; 0,5 C
Никелевый порошок	95,0 Ni; 5,0 Al
Графит	–

Полученные зависимости позволяют судить о возможных химических реакциях, а также провести предварительную оценку воздействия окислительной среды на элементы анализируемой системы. В результате их анализа можно сделать следующие выводы:

- при температуре до 750 К для всех элементов шлаковой системы энергия Гиббса меньше нуля – это свидетельствует о том, что они должны находиться в виде оксидов;
- при повышении температуры до 2500 К энергия Гиббса увеличивается, что свидетельствует об уменьшении химического сродства элементов к кислороду (кроме реакции образования оксида углерода);
- не учитывая молярные доли элементов, их химическое сродство к кислороду располагается в порядке уменьшения в следующий ряд (Al > Zr > Si > > Mn > W > Fe > C > Ni). При температуре более 1000 К углерод переходит с первого на седьмое место. При температуре 3000 К марганец и кремний в ряду сродства к кислороду меняются местами.

На рис. 3, 4 приведены зависимости энергии Гиббса и химических потенциалов оксидов исследуемых шлаковых систем от температуры. Расчет энергии Гиббса показал, что если не рассматривать химиче-

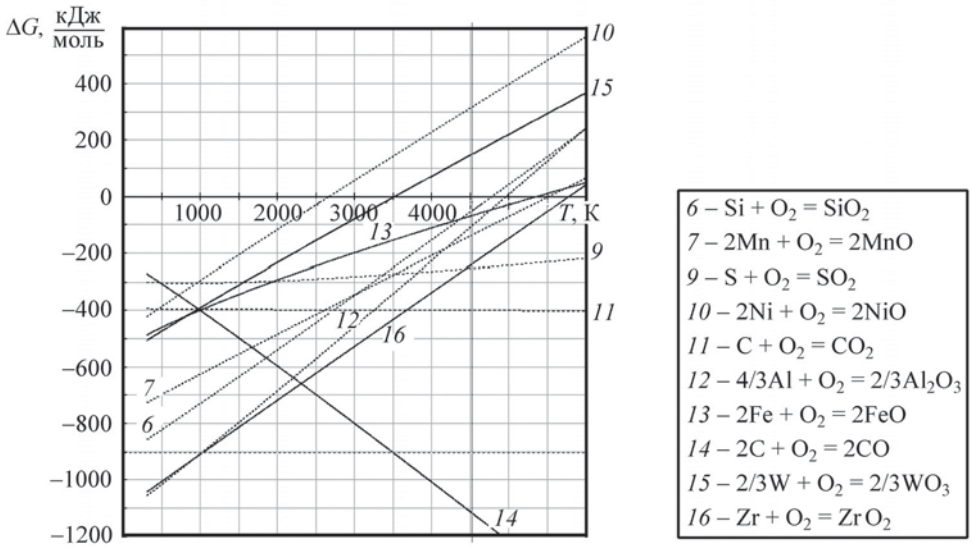


Рис. 1. Химическое сродство элементов шлаковых систем порошковых проволок ПП-Нп-25ГС и ПП-Нп-90Г13Н4ЦС к кислороду

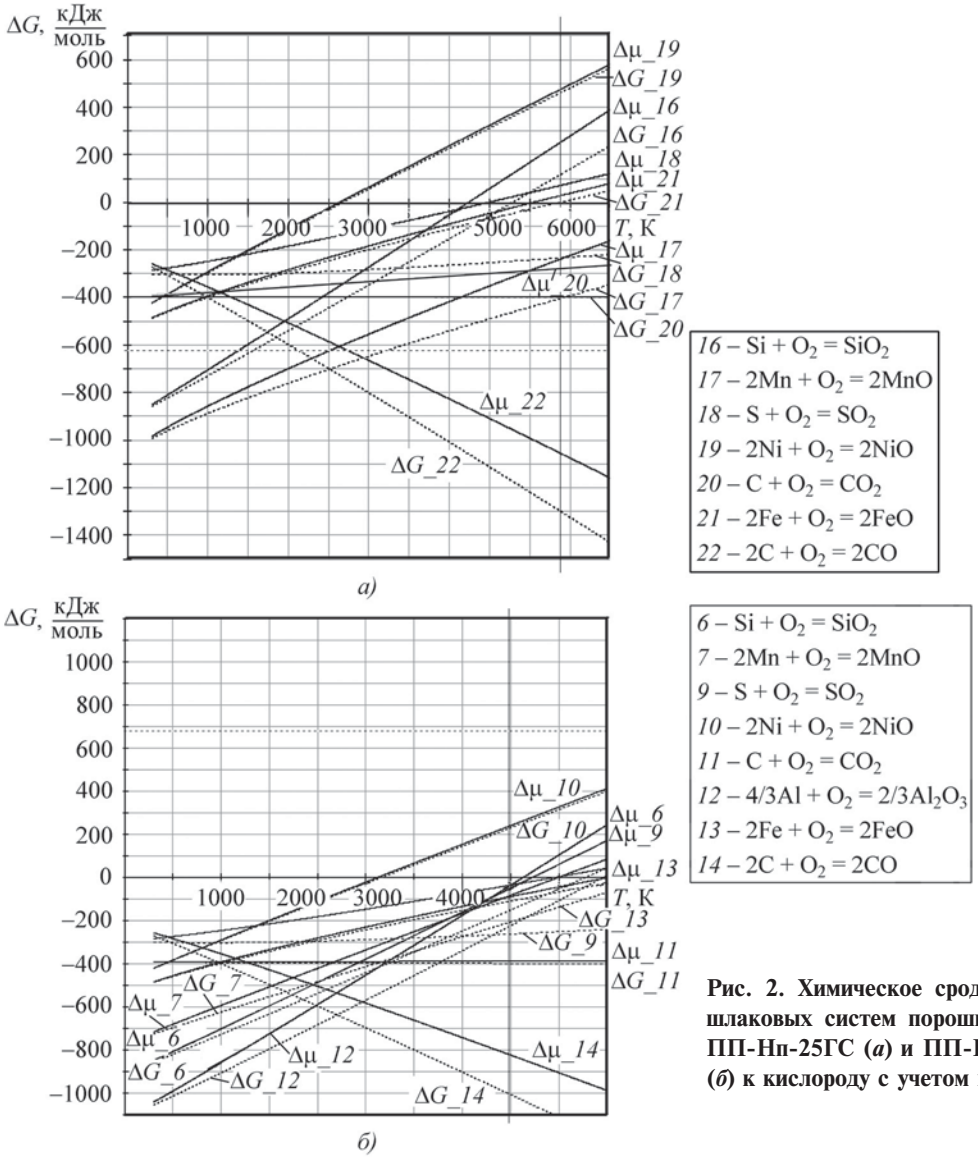


Рис. 2. Химическое сродство элементов шлаковых систем порошковых проволок ПП-Нп-25ГС (*а*) и ПП-Нп-90Г13Н4ЦС (*б*) к кислороду с учетом мольных долей

ское взаимодействие между оксидами, то процесс разложения большинства оксидов (без учета мольных долей) будет происходить при температуре от 2500 до 6300 K (исключение составляют $CaCO_3$ –1300 K и CaF_2 – более 7000 K) (см. рис. 3, *а* и 4).

С учетом мольных долей данный процесс смещается в сторону высоких (от 3500 K) температур (см. рис. 3, *б* и 4). Однако при взаимодействии оксидов с углеродом идет восстановление при температуре 2300...2400 K.

В реальных системах образуется расплав, являющийся следствием взаимодействия оксидов с образованием низкотемпературных многокомпонентных веществ. В результате термического взаимодействия компонентов шлаковой системы образуются легкоплавкие вещества с температурой плавления ниже 2000 K (реакции (1)–(10)).

Например, при взаимодействии продуктов распада карбоната кальция с диоксидом кремния образуются силикаты кальция с температурой плавления ниже 1900 K. Взаимодействие оксидов кальция с оксидами алюминия и кремния приводит к образованию низкоплавких соединений с температурой плавления ниже 1700 K.

$$Na_2O + SiO_2 = Na_2SiO_3 \quad (T_{пл} = 1120\ °C); \qquad (1)$$

$$K_2O + SiO_2 = K_2SiO_3 \quad (T_{пл} \sim 1760\ °C); \qquad (2)$$

$$2MgO + SiO_2 = Mg_2SiO_3 \quad (T_{пл} \sim 1557\ °C); \qquad (3)$$

$$MnO + SiO_2 = MnSiO_3 \quad (T_{пл} \sim 1345\ °C); \qquad (4)$$

$$Al_2O_3 + SiO_2 = Al_2O\,SiO_5 \quad (T_{пл} \sim 1545\ °C); \qquad (5)$$

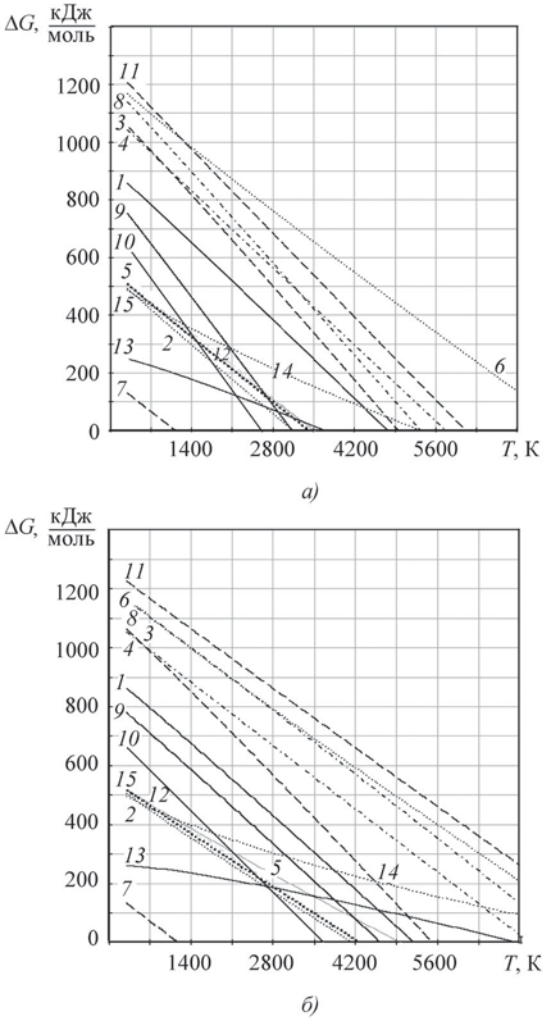
$$ZrO_2 + SiO_2 = ZrSiO_4 \quad (T_{пл} \sim 1680\ °C); \qquad (6)$$

$$FeO + SiO_2 = FeSiO_3 \quad (T_{пл} \sim 1146\ °C); \qquad (7)$$

$$2FeO + SiO_2 = Fe_2SiO_4 \quad (T_{пл} \sim 1217\ °C); \qquad (8)$$

$$CaO + SiO_2 = CaSiO_3 \quad (T_{пл} \sim 1544\ °C); \qquad (9)$$

$$CaO + SiO_2 = CaO\,SiO_2 \quad (T_{пл} \sim 2150\ °C). \qquad (10)$$



1 – $SiO_2 = Si + O_2$
2 – $2/3Fe_2O_3 = 4/3Fe + O_2$
3 – $2/3Al_2O_3 = 4/3Al + O_2$
4 – $ZrO_2 = Zr + O_2$
5 – $2/3WO_3 = 2/3W + O_2$
6 – $CaF_2 = Ca + F_2$
7 – $CaCO_3 = CaO + CO_2$
8 – $2MgO = 2Mg + O_2$
9 – $2Na_2O = 4Na + O_2$
10 – $2K_2O = 4K + O_2$
11 – $2CaO = 2Ca + O_2$
12 – $2/5P_2O_5 = 4/5P + O_2$
13 – $2/3SO_3 = 2/3S + O_2$
14 – $2FeO = 2Fe + O_2$
15 – $2/4Fe_3O_4 = 6/4Fe + O_2$

Рис. 3. Изменение свободной энергии Гиббса Δ*G* (*а*) и химического потенциала Δμ (*б*) от температуры *T* для шлаковой системы порошковой проволоки ПП-Нп-25ГС

В анализируемых системах применяли цирконий, входящий в состав бадделеита. Цирконий энергично взаимодействует с кислородом, азотом, кремнием, углеродом, образуя прочные химические соединения и оказывая положительное влияние на свойства стали. При этом возможны следующие реакции:

$$1/2\,ZrO_2 + 2C = 1/2\,Zr + 2CO; \qquad (11)$$

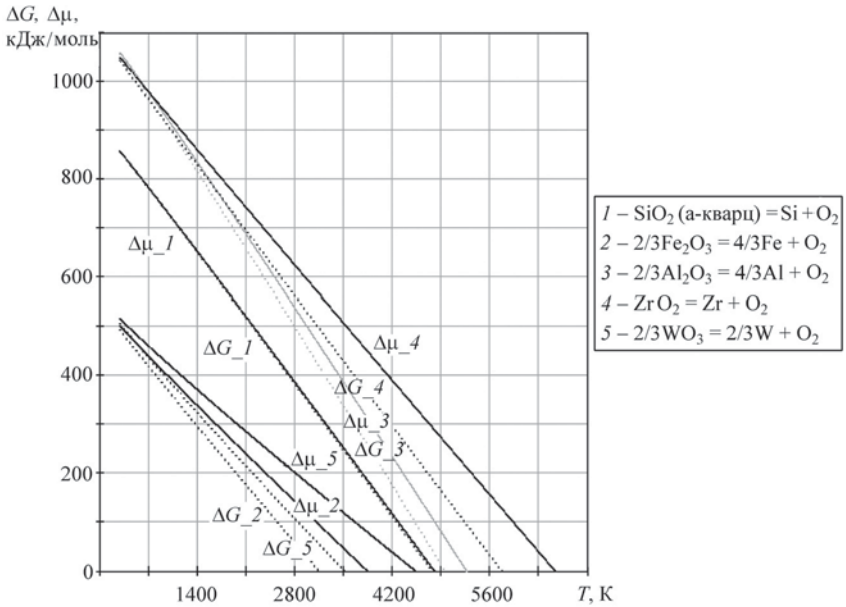


Рис. 4. Изменение свободной энергии Гиббса Δ*G* и химического потенциала Δμ от температуры *T* для шлаковой системы порошковой проволоки ПП-Нп- 90Г13Н4ЦС

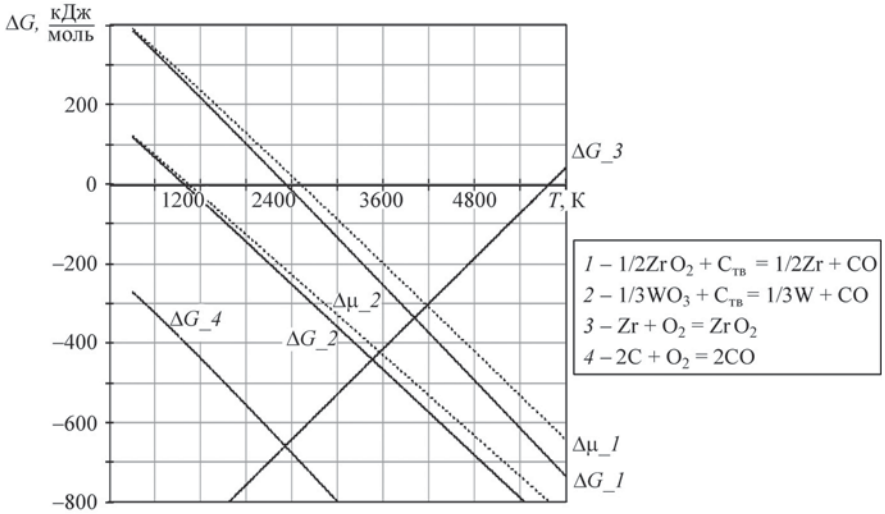


Рис. 5. Изменение свободной энергии Гиббса ΔG и химического потенциала $\Delta\mu$ от температуры T для оксидов циркония и вольфрама

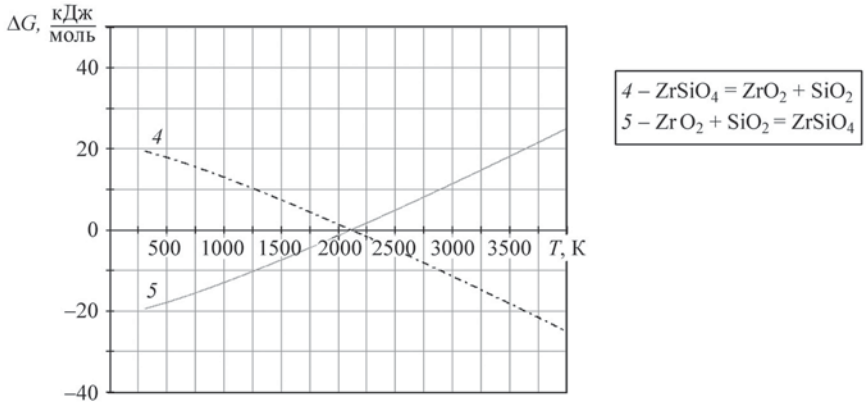


Рис. 6. Изменение свободной энергии Гиббса ΔG от температуры T для реакций *4* и *5*

$$ZrO_2 = Zr + O_2; \quad (12)$$

$$Zr + C = ZrC; \quad (13)$$

$$ZrO_2 + 3/2\,C_{тв} = 1/2\,ZrC + CO; \quad (14)$$

$$1/2\,ZrO_2 + C_{тв} = 1/2\,ZrC + CO; \quad (15)$$

$$SiO_2\,(а\text{-кварц}) = Si\ (куб.) + O_2\ (газ); \quad (16)$$

$$1/2\,ZrSiO_4 = 1/2\,Zr + 1/2\,Si + O_2; \quad (17)$$

$$ZrSiO_4 = ZrO_2 + SiO_2; \quad (18)$$

$$ZrO_2 + SiO_2 = ZrSiO_4; \quad (19)$$

$$1/2\,Zr + 1/2\,Si + O_2 = 1/2\,ZrSiO_4. \quad (20)$$

Для данных реакций выполнен термодинамический анализ и построены зависимости энергии Гиббса от температуры (рис. 5, 6).

Результаты термодинамических расчетов показали, что при температуре 2300...2400 K происходит восстановление циркония и образование защитного газа CO. Цирконий также является модификатором, что способствует образованию мелкозернистой структуры.

Образовавшийся в расплаве при температуре 2000 K силикат циркония $ZrSiO_4$ обеспечивает высокий уровень механических свойств. Кроме того, возможно образование карбида циркония ZrC, упрочняющего наплавленный металл.

Исследования физико-химических свойств свидетельствуют о возможности использования дальневосточного минерального сырья для создания шлаковых систем сварочных материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Камаев Д.Н., Арчугов С.А., Михайлов Г.Г.** Исследование и термодинамическое описание системы ZrO_2–SiO_2 // Известия Челябинского научного центра. 2004. Вып. 4(26). С. 39–43.

2. **Фролов В.В.** Теория сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова. Москва: Высшая школа, 1988. 560 с.

3. **Якушин Б.Ф.** Расчеты металлургических процессов при сварке и наплавке. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. 54 с.

4. **Неровный В.М.** Теория сварочных процессов / под ред. В.М. Неровного. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 749 с.

Анатолий Демьянович Верхотуров, д-р техн. наук;
Виктор Михайлович Макиенко, канд. техн. наук,
mvm_tm@festu.ru;
Игорь Олегович Романов, канд. техн. наук;
Дмитрий Викторович Строителев,
канд. техн. наук

УДК 621.983.7

В.А. Кривошеин *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Интенсификация процесса обжима посредством выбора геометрии поверхности контакта заготовки с матрицей*

Рассмотрен процесс обжима трубных осесимметричных заготовок с использованием матрицы, рабочая часть которой имеет ступенчатую форму, что позволяет повысить коэффициент обжима. Показаны возможности компьютерного эксперимента, позволяющего лучше понять исследуемый процесс на этапе предпланирования эксперимента.

The swaging of process axisymmetric round billets using die with stepped shape is considered. It allow to raise reduction coefficient. Possibilities of the computer experiment which use allows to understand better investigated process at stage of preplanning of experiment are shown.

Ключевые слова: обжим; моделирование; ступенчатая форма матрицы; трубная заготовка; предпланирование эксперимента.

Keywords: swaging; simulation; stepped shape of die; round billet; experiment preplanning.

Возможности формоизменения при обжиме осесимметричных заготовок ограничиваются потерей устойчивости: образованием продольных складок (для тонкостенных деталей) и поперечной складки в недеформируемой зоне.

Для повышения коэффициента обжима применяют термическую и силовую интенсификацию [1, 2], а наилучшие результаты достигаются при их совместном использовании. Для некоторых деталей невозможно применить указанные способы повышения коэффициента обжима. К таким деталям относится, например, заготовка в виде стакана, в которой требуется обжать горловую часть. Внутренний подпор в такой детали трудноосуществим.

В статье рассмотрен способ повышения формоизменения заготовки выбором такой геометрии формообразующей поверхности инструмента, которая снижает силу контактного трения между заготовкой и инструментом.

В качестве основных теоретических предпосылок использованы положения, сформулированные Е.А. Поповым в работе [1]. В начальном периоде образования контактного участка очага пластической деформации, особенно при больших углах конусности матрицы, краевая часть заготовки отходит от поверхности матрицы (рис. 1, *а*).

Это объясняется тем, что элементы заготовки, перемещающиеся из участка свободного изгиба в участок, контактирующий с матрицей, имеют в меридиональном сечении определенную кривизну срединной поверхности. Для изменения кривизны необходимо действие изгибающего момента. Так как на краевую часть заготовки не действуют внешние силы, способные вызвать изгибающий момент, необходимый для спрямления, то изменение кривизны происходит за

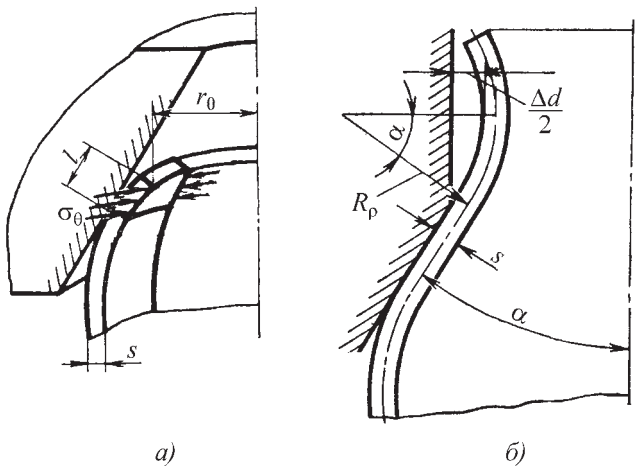


Рис. 1. Схемы этапов обжима:
а – образование момента, необходимого для спрямления; *б* – выход заготовки в цилиндрическую часть матрицы

* Работа выполнена при консультациях чл.-кор. РАН, д-ра техн. наук, проф. А.М. Дмитриева.

счет внутренних сил, образованных окружными напряжениями σ_θ.

Для оценки длины участка пластической деформации, граничащего с участком свободного изгиба, Е.А. Поповым предложена следующая формула (1):

$$l = \sqrt{\frac{sr_0}{2\cos\alpha}}. \qquad (1)$$

После достижения рассчитанного по формуле (1) значения l заготовка начинает контактировать с матрицей.

Из формулы (1) видно, что с увеличением толщины стенки заготовки s и радиуса r_0 в начальном этапе обжима длина участка l увеличивается, следовательно, уменьшаются зона контакта заготовки с матрицей и влияние силы трения на формоизменение при обжиме.

При уменьшении влияния силы трения формоизменения несколько увеличивается. Данный эффект можно применить для повышения формоизменения используя матрицу, в которой заготовка на пути деформирования имеет несколько участков l, не контактирующих с матрицей. Форма такой матрицы должна иметь ступенчатую образующую на рабочей поверхности. Стоит задача определения размеров ступенчатой образующей матрицы.

В работе [1] Е.А. Попов рассматривает выход заготовки в коническую часть матрицы (рис. 1, *б*) и предлагает следующую зависимость для оценки изменения диаметра на выходе из матрицы (2):

$$\Delta d = 2[R_\text{р}(1-\cos\alpha) - \frac{s}{2}(1-\cos\alpha)] \approx \approx \sqrt{Ds}\,\text{tg}\frac{\alpha}{2} - s(1-\cos\alpha), \qquad (2)$$

где D – диаметр матрицы.

Таким образом, кромка обжимаемой трубной заготовки в процессе формоизменения совершает движения вовнутрь, а затем наружу, находясь вне контакта с поверхностью матрицы. Это позволяет выбрать ступенчатую форму образующей, которая наилучшим образом учитывает естественную (под действием внутренних напряжений) деформацию кромки заготовки и исключает контакт кромки с матрицей. В результате наиболее эффективно снижаются силы контактного трения между заготовкой и матрицей.

В данной статье рассмотрен процесс обжима цилиндрической заготовки матрицами с различной геометрией образующей (рис. 2).

Матрица, приведенная на рис. 2, *б*, выполняется путем ступенчатой проточки прямой матрицы. При такой форме заготовка при деформировании будет иметь контакт только с частью матрицы, которая составляет 50 % поверхности.

Несколько другой подход реализован в матрице с выступами. Длина поверхности и глубина выступа рассчитываются по формулам (1) и (2), что позволяет осуществить обжим заготовки с минимальным контактом с поверхностью матрицы.

Объясняется это тем, что краевая часть заготовки при прохождении напротив конусной части выступа отходит от матрицы и при правильном расчете касается матрицы в районе следующего выступа. Это позволяет заготовке обжиматься в матрице с контактом только по вершинам выступов. В то же время обжатая часть заготовки имеет правильную коническую форму, так как на нее действует момент спрямления.

Для заготовок диаметром D = 32 мм, толщиной стенки s = 3 мм и матрицы с углом конусности α = 10° приняли, что шаг между выступами H составляет 4,5 мм, угол φ = 19°, высота гребешка h = 0,8 мм.

Разработка перспективных технологий вызывает трудности в результате необходимости проведения исследования предлагаемых новых операций. Основой для их разработки и оптимизации является эксперимент. Заметное повышение эффективности экспериментальных исследований и разработок достигается с помощью математических методов планирования эксперимента [3].

На этапе предпланирования эксперимента стоит задача выбора факторов, диапазонов их варьирования и оценки их взаимного влияния. Этот этап часто вызывает значительные трудности, в то время как от него многое зависит, поскольку чем более правильно задача поставлена, тем эффективней будет ее решение. Методы априорного ранжирования, корреляционного анализа и экспериментальные методы выбора факторов не всегда доступны, либо требуют значительных материальных вложений для их применения.

С развитием компьютерной техники появился новый метод ис-

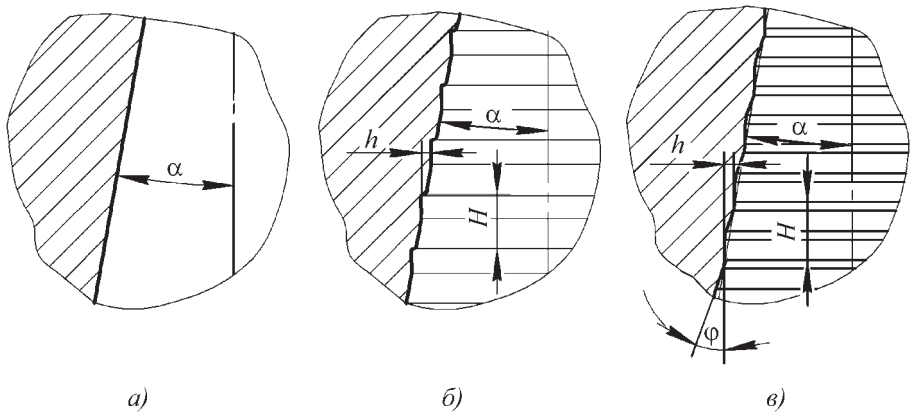


Рис. 2. Варианты формообразующей поверхности матрицы:
а – прямая; *б* – с проточками; *в* – с выступами

1. Таблица исходных данных

Номер фактора i	Фактор	Значение в кодах F_i	Значение
1	Угол наклона матрицы α, °	0	10
		1	30
		2	50
2	Формообразующая поверхность матрицы	0	Прямая
		1	С проточками
		2	С выступами
3	Относительная толщина стенки заготовки s/D	0	0,125
		1	0,0625
4	Фактор трения μ	0	Без смазки
		1	Со смазкой

следования — компьютерный эксперимент. В помощь, а иногда и на смену экспериментальным образцам и испытательным стендам во многих случаях пришли компьютерные построения и последующие исследования моделей.

В статье приведен вариант выбора факторов, диапазонов их варьирования и оценки их взаимного влияния с применением компьютерного (математического) эксперимента в программном комплексе для расчета процессов ОМД QForm 3D.

Результаты компьютерного эксперимента позволили существенно сократить сроки решения поставленной в статье задачи, снизить затраты на ее решение. Компьютерный эксперимент проведен для указанных в табл. 1 факторов и уровней их варьирования.

Для установления влияния указанных факторов на удельную силу выдавливания проведен эксперимент по указанному в табл. 2 плану. В табл. 2 качественные факторы: форма матрицы и фактор трения приведены в кодах F_i [3].

В результате обработки данных математического эксперимента получено уравнение регрессии в натуральном масштабе:

$$K_{обж} = 1{,}076248 + 0{,}02685X_1 - 0{,}000364X_1^2 - \\ - 0{,}25917X_2 + 0{,}1655X_2^2 - 1{,}464X_3 - 0{,}045X_4. \quad (3)$$

По полученным зависимостям были построены графики влияния формы матрицы на коэффициент обжима $K_{обж}$ для различных значений угла наклона матрицы, относительной толщины заготовки и фактора трения (рис. 3).

Данные математического эксперимента позволили существенно сократить объем физического эксперимента. Цилиндрические заготовки из алюминия АД1 диаметром $D = 32$ мм и толщиной стенки $s = 3$ мм подвергали обжиму в двух типах матриц: с прямой формообразующей поверхностью и поверхностью с выступами

2. Матрица плана

Номер эксперимента	X_1	X_2	X_3	X_4
1	10	0	0,125	0
2	30	0	0,125	1
3	50	0	0,0625	0
4	10	1	0,125	1
5	30	1	0,0625	0
6	50	1	0,125	0
7	10	2	0,0625	0
8	30	2	0,125	0
9	50	2	0,125	1

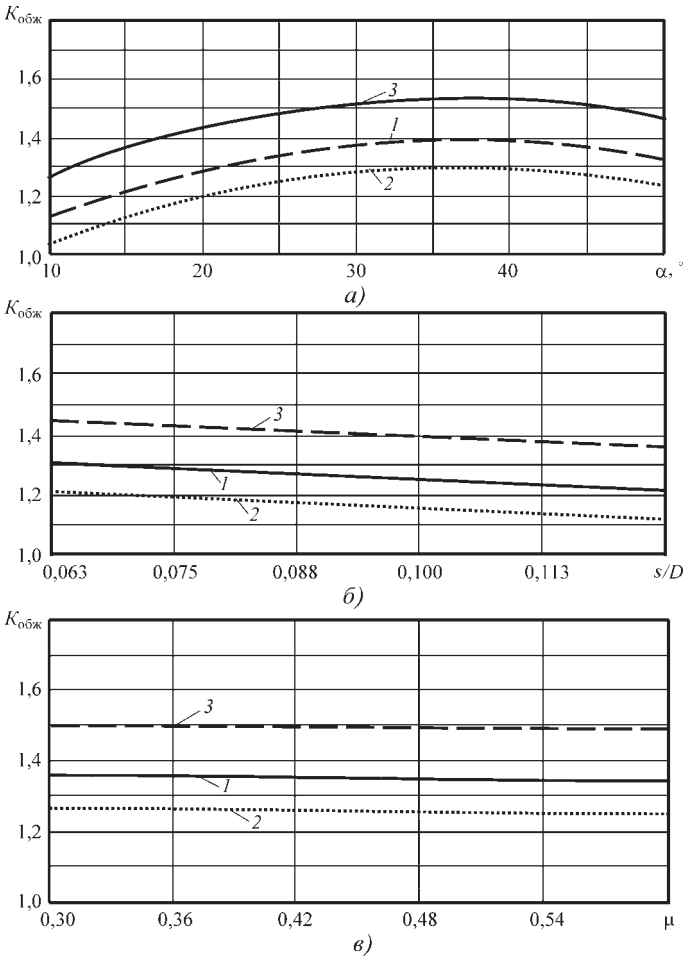


Рис. 3. Зависимости коэффициентов обжатия $K_{обж}$ от угла наклона матрицы α (*а*), относительной толщины стенки заготовки s/D (*б*) и фактора трения μ (*в*) для разных формообразующих поверхностей матрицы:
1 – прямая; *2* – с проточками; *3* – с выступами

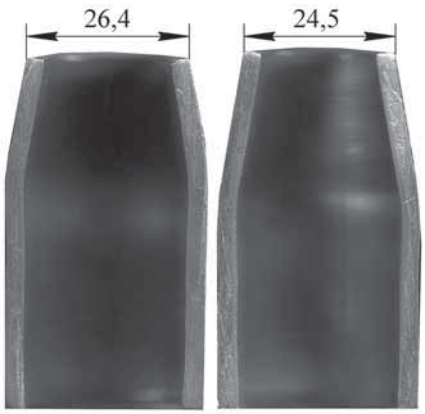


Рис. 4. Экспериментальные образцы, полученные в матрицах с разными формообразующими поверхностями:
а – прямая; *б* – с выступами

пами. Обжим проводили до силы, при которой заготовка начинала терять устойчивость с образованием поперечной складки. Результаты эксперимента приведены на рис. 4.

Для гладкой матрицы коэффициент обжима составил 1,21, для матрицы с выступами – 1,31, т.е. коэффициент обжима увеличился на 8 %.

Таким образом, в статье показаны дополнительные возможности компьютерного эксперимента, использование которого позволяет лучше понять исследуемый процесс на этапе предпланирования физического эксперимента. Физический эксперимент подтвердил, что применение матрицы с выступами, форма и шаг которых рассчитаны по формулам (1) и (2), позволяет повысить коэффициент обжима на 8 %.

Результаты математического экспериментального исследования показали, что при использовании матрицы с выступами коэффициент обжима $K_{обж}$ увеличился на 11 % по сравнению с матрицей с прямой формообразующей. При использовании матрицы с проточками $K_{обж}$ снизился на 8 % по сравнению с матрицей с прямой формообразующей; с увеличением толщины стенки $K_{обж}$ несколько уменьшается при всех типах матриц.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попов Е.А.** Основы теории листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1977. 278 с.

2. **Попов О.В.** Основы методики теоретического анализа при штамповке деталей из труб с применением термической и силовой интенсификации // Кузнечно-штамповочное производство. 1971. № 6. С. 14–17.

3. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования эксперимента. М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. 304 с.

Виталий Александрович Кривошеин, ассистент кафедры, vitalii_emailov@mail.ru

Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Заготовительные производства в машиностроении" читают руководители и специалисты пред - приятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

- найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;
- установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;
- наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы
ООО "Издательство Машиностроение":
107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4.
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98. Факс (499) 269-48-97.
E-mail: marketing@mashin.ru www.mashin.ru

УДК 621.73; 621.7.073

В.А. Лобов, Ю.И. Гуменюк, А.А. Арчаков*
*(Балтийский государственный технический университет "Военмех" им. Д.Ф. Устинова, *ЗАО "Спецсудопроект", г. Санкт-Петербург)*

Технологические возможности процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру деталей с фланцем

Рассмотрен перспективный способ изготовления трубчатых деталей с фланцем и втулочной частью вытяжкой с утонением стенки по внутреннему контуру пустотелой заготовки. Анализ современного состояния теории и практики данного процесса свидетельствует о недостаточной изученности процесса и неполном использовании его технологических возможностей. Сформулированы основные положения проектирования процесса на примере изготовления корпуса для подшипника в роликах ленточного конвейера.

Promising method for manufacturing of tubular parts with flange and sleeve part by drawing with wall thinning on inner contour of the hollow billet is considered. Analysis of current state of theory and practice of this process indicate lack of scrutiny of the process and incomplete use of its technological capabilities. Basic provisions of the process design by the example of making the case for bearing in the rollers of conveyor belt are formulated.

Ключевые слова: фланец; втулка; вытяжка с утонением стенки по внутреннему контуру; отбортовка; составной пуансон; "плавающие" ролики.

Keywords: flange; sleeve; drawing with wall thinning on inner counter; flanging; combined punch; "free" roller.

Детали с фланцем и развитой втулочной частью широко применяют в различных отраслях современного производства. Основные разновидности деталей с торцевым фланцем представлены на рис. 1.

Фланец и втулка детали могут быть постоянной или переменной толщины. Кроме того, фланец детали может иметь бурт различной высоты, а втулочная часть детали может быть с дном, без дна или с отверстием в дне.

Тонкостенные детали с фланцем изготовляют чаще всего из листового или трубного проката. Например, втулочную часть получают операциями многопереходной вытяжки, а фланец – отбортовкой.

Для толстостенных деталей используют объемную заготовку в виде толстостенного кольца, стакана или сплошного, чаще осесимметричного, столбика. Втулочную часть изготовляют объемной штамповкой (холодной или полугорячей) с использованием процесса выдавливания.

Как правило, при сборке фланцевых деталей сопрягаемым элементом является центральная цилиндрическая полость детали, к которой предъявляют повышенные требования по допуску на диаметр и качеству поверхности. Технология изготовления тонкостенных и толстостенных деталей с фланцем не обеспечивает высокой точности размеров и качества внутренней поверхности втулки без введения дополнительных калибровочных операций.

Решить данную проблему позволяет процесс вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру. Данный процесс практически не исследован и не входит в фундаментальную классификацию процессов холодной штамповки, приведенную в ГОСТ 18970–84 [1].

Процесс вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру, как правило, считают частным случаем

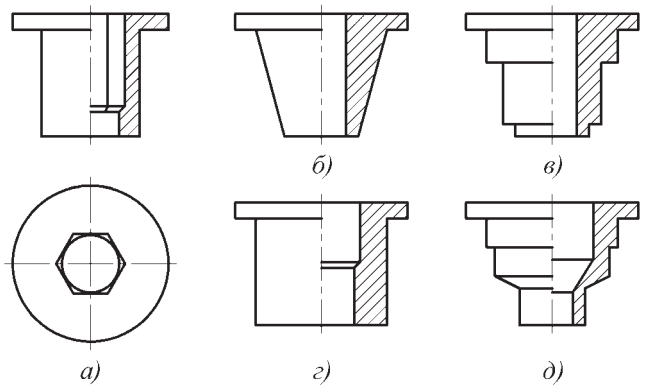


Рис. 1. Детали с фланцем и различной конфигурацией втулочной части:
а – с профильной (фигурной) наружной или внутренней поверхностью; *б* – с конической наружной поверхностью; *в* – со ступенчатой наружной поверхностью; *г* – со ступенчатой внутренней поверхностью; *д* – со ступенчатой внутренней и наружной поверхностями

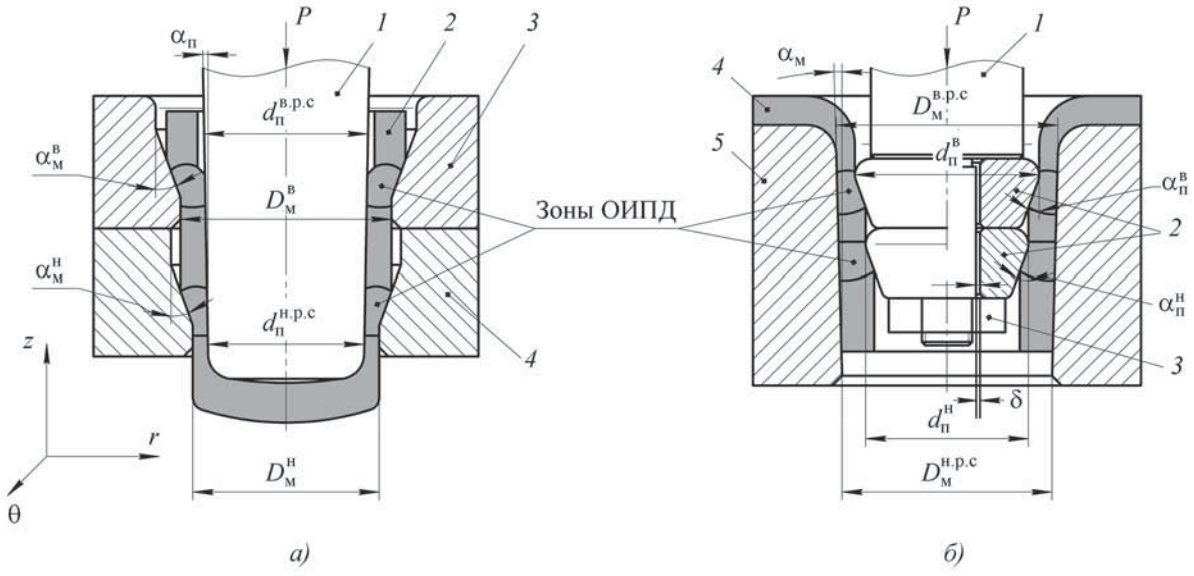


Рис. 2. Технологические схемы вытяжки с утонением стенки детали:
а – по наружному контуру (*1* – пуансон; *2* – заготовка; *3* – верхняя матрица; *4* – нижняя матрица; $D_м^в$, $D_м^н$ – диаметр верхней и нижней матрицы; $\alpha_м^в$, $\alpha_м^н$ – угол конусности верхней и нижней матрицы; $d_п^{в.р.с}$, $d_п^{н.р.с}$ – диаметр пуансона в верхнем и нижнем расчетных сечениях; $\alpha_п$ – угол конусности пуансона); *б* – по внутреннему контуру (*1* – стержень; *2* – ролики; *3* – стопорная гайка; *4* – заготовка; *5* – матрица; $d_п^в$, $d_п^н$ – диаметр верхнего и нижнего роликов составного пуансона; $\alpha_п^в$, $\alpha_п^н$ – угол конусности верхнего и нижнего роликов; $D_м^{в.р.с}$, $D_м^{н.р.с}$ – диаметр матрицы в верхнем и нижнем расчетных сечениях; $\alpha_м$ – угол конусности матрицы; δ – односторонний зазор между стержнем и внутренней поверхностью ролика ($\delta \approx 0{,}001...0{,}003 d_п^в$))

отбортовки и называют отбортовкой с утонением стенки или комбинированной отбортовкой, что является не совсем удачным названием, поскольку связано с частным случаем получения исходной заготовки и сужает представление о технологических возможностях и области применения данного процесса.

Вытяжка с утонением стенки по внутреннему контуру является высокоэффективной операцией при изготовлении деталей и полуфабрикатов методами листовой и объемной штамповки. Поэтому целесообразно дать следующее определение для данного процесса.

Вытяжка с утонением стенки по внутреннему контуру втулочной части детали с фланцем *– это процесс принудительного уменьшения толщины стенки в зазоре между матрицей и пуансоном за счет ее раздачи и удлинения под действием осевой растягивающей силы, приложенной к заготовке с внутренней стороны.* Данное определение не противоречит общепринятому определению вытяжки с утонением стенки [1].

Общим для двух видов процесса вытяжки с утонением стенки является не только характер течения металла, но также форма, границы и размеры *очага интенсивной пластической деформации* (ОИПД).

На рис. 2 приведены технологические схемы процессов вытяжки с утонением стенки по наружному контуру (через две матрицы) и по внутреннему контуру (двумя роликами составного пуансона).

Главное отличие вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру (см. рис. 2, *б*) – наличие растягивающих напряжений в окружном направлении σ_θ, т.е. процесс происходит с небольшой раздачей стенки заготовки в радиальном направлении в отличие от обжатия при вытяжке с утонением стенки по наружному контуру (см. рис. 2, *а*).

Некоторые основные положения методики проектирования процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру сводятся к следующему:

1. Требования, предъявляемые к подготовке заготовок перед вытяжкой с утонением стенки по внутреннему контуру в основном те же, что и при обычной вытяжке с утонением (отжиг, фосфатирование и т.д.).

2. Обязательным является наличие фланца на одном из торцов детали.

3. Рекомендуется применять составной пуансон, представляющий собой стержень со свободными (одним или несколькими) "плавающими" роликами и обеспечивающий точное центрирование заготовки с инструментом и облегчает съем детали с пуансона.

4. Использование "плавающих" роликов позволяет уменьшить разностенность детали (полуфабриката) после вытяжки за счет наличия зазора δ между стержнем и внутренней поверхностью ролика.

5. Ролики составного пуансона необходимо изготовлять твердосплавными (сплавы ВК6, ВК8 и др.) для предотвращения налипания материала заготовки на пуансон, а также повышения износостойкости рабочего инструмента.

6. Рабочая поверхность матрицы должна иметь небольшой угол конусности ($\alpha_м$ = 30′...1°30′) для уменьшения сил трения при извлечении готовой детали (полуфабриката).

Процесс вытяжки с утонением стенки по внутренней поверхности втулки не является новым для производства, однако до сих пор его использовали не в полной мере, ограничиваясь калибровкой (проглаживанием) внутренней поверхности втулочной части деталей для упрочнения или улучшения качества поверхности.

Проглаживание внутренней боковой поверхности детали с незначительным утонением напоминает процесс дорнования отверстий шариками или роликами. Дорнование является частным случаем вытяжки по внутреннему контуру и осуществляется с небольшой деформацией, когда очаг пластической деформации занимает небольшую часть поперечного сечения стенки заготовки. Утонение стенки по внутреннему контуру возможно со значительно большей деформацией, как это принято в обычной вытяжке с утонением стенки по наружному контуру детали.

Первые исследования процесса вытяжки со значительным утонением стенки по внутреннему контуру приведены в работе [2] для толстостенных деталей со сложным наружным рельефом. Теоретические зависимости основных параметров нового процесса получены по результатам экспериментальных исследований для высокопластичных и низкоупрочняемых материалов – алюминия и свинца, поэтому нуждаются в проверке на упрочняющихся материалах с высоким сопротивлением деформированию, в первую очередь, латунях и сталях.

На кафедре "Системы пластического деформирования" ГОУ ВПО МГТУ "Станкин" проведены успешные исследования по совмещению процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру с выдавливанием на прессе двойного действия [3, 4].

Исследования выполнены для крупногабаритных деталей арматуростроения и нефтегазовой промышленности при горячей и полугорячей деформации, однако основные технологические параметры нового процесса рассчитаны по методике обычной вытяжки с утонением стенки.

В лабораторных условиях кафедры "Высокоэнергетические устройства автоматических систем" БГТУ "Военмех" им. Д.Ф. Устинова проведены исследования по использованию процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру для детали, изготовляемой операциями листовой штамповки – корпуса для подшипника к роликам ленточного конвейера (рис. 3).

Сложность изготовления таких корпусов заключается в обеспечении повышенных требований к ступенчатому рельефу полости втулочной части детали для надежной посадки в нее подшипника и лабиринтных уплотнительных элементов.

В результате исследований разработан новый технологический процесс изготовления детали с меньшим числом операций и более точными размерами полости втулки. Технологическая схема вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру и внешний

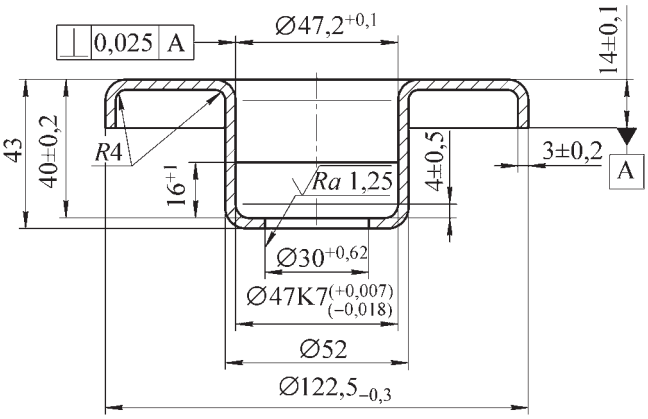
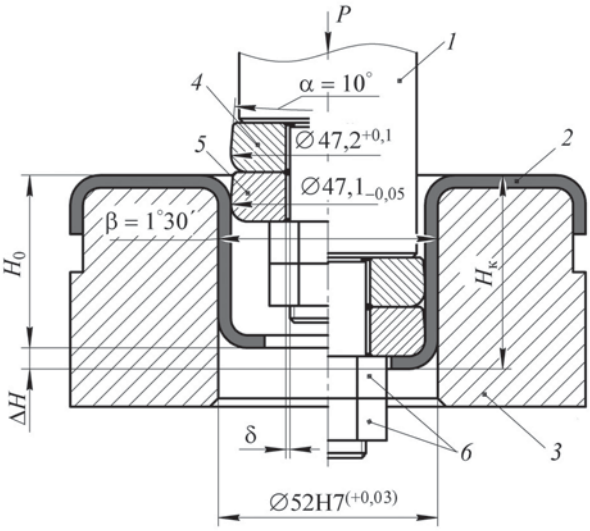
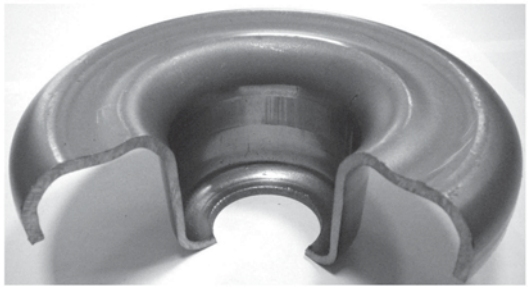


Рис. 3. Чертеж корпуса подшипника

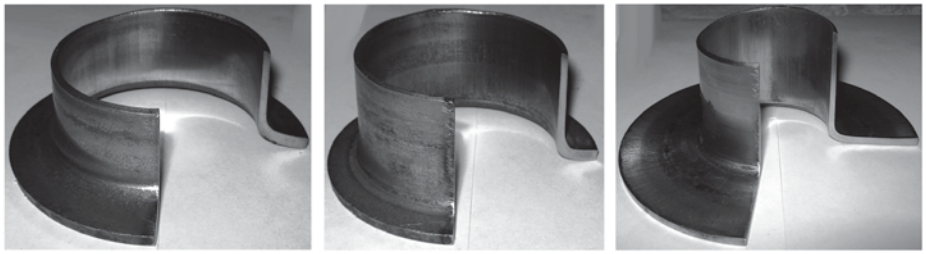


а)



б)

Рис. 4. Технологическая схема (*а*) и образец (*б*) после вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру:
1 – стержень; *2* – полуфабрикат; *3* – матрица; *4* – верхний ролик; *5* – нижний ролик; *6* – стопорные гайки; H_0 = = 35,5 мм; ΔH = 4,5 мм; $H_к$ = 40 мм; δ = 0,1 мм



а) *б)* *в)*

Рис. 5. Внешний вид образцов после вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру с различной деформацией:
а – 60 %; *б* – 80 %; *в* – 100 %

вид образца после деформации приведены на рис. 4. Материал детали – сталь 08пс.

Ступенчатую полость формирует составной пуансон в виде стержня с двумя "плавающими" роликами. Ролики составного пуансона имеют угол обратной конусности $\alpha = 10°$ для снижения площади контакта заготовки с рабочим инструментом и уменьшения значений технологических сил и сил съема детали с пуансона. Угол внутренней (рабочей) поверхности матрицы составляет $\beta = 1°30'$.

Дополнительные исследования процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру втулочной части детали, проведенные на различных образцах в сочетании с другими процессами листовой штамповки: отбортовкой и комбинированной вытяжкой-отбортовкой, подтвердили возможность вытяжки со значительной деформацией при сохранении высокого качества внутренней поверхности втулки (рис. 5). Материал образцов – также сталь 08пс.

Деформацию K, %, рассчитывали по формуле

$$K = \frac{F_{n-1} - F_n}{F_n} \cdot 100\ \%, \qquad (1)$$

где F_{n-1}, F_n – площадь поперечного сечения стенки полуфабриката до и после деформации соответственно.

Удлинение втулочной части образцов после деформации составило ΔH = 8...25 %. Визуальный осмотр заготовок после деформации показал высокое качество внутренней поверхности, а измерение диаметров заготовок в верхнем и нижнем контрольных сечениях – отсутствие конусности поверхности, которой невозможно избежать при обычной вытяжке с утонением стенки глубоких деталей.

Для построения расчетных зависимостей и уточнения практических рекомендаций необходимы дополнительные исследования, которые позволят широко применять новые технологические возможности процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру деталей с фланцем.

Выводы

1. Процесс вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру деталей с фланцем обладает широкими технологическими возможностями, которые в настоящее время используются не в полной мере.

2. Качество и геометрическая точность размеров внутренней поверхности втулочной части деталей с фланцем после вытяжки по новой схеме существенно выше, чем при изготовлении таких деталей другими методами.

3. Новый способ вытяжки позволяет изготовлять детали с тонкостенной втулочной частью и развитым фланцем, что невозможно получить отбортовкой из тонкостенного листа.

4. Процесс возможно применять при листовой и объемной штамповке деталей с фланцем различных габаритных размеров с различным профилем наружной или внутренней поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ГОСТ 18970–84.** Обработка металлов давлением (взамен ГОСТ 18970–73). Операции ковки и штамповки. Термины и определения.

2. **Воронцов Л.А.** Теоретическое и экспериментальное исследование вытяжки по внутренней поверхности // Кузнечно-штамповочное производство. 2006. № 7. С. 37–43.

3. **Николаев В.В.** Разработка технологии горячей штамповки фланцев с развитой втулочной частью // Кузнечно-штамповочное производство. 2004. № 6. С. 13–15.

4. **Артес А.Э., Лыжников Е.И., Николаев В.В.** Штамповка фланцев из трубных заготовок // Кузнечно-штамповочное производство. 2003. № 7. С. 8–9.

Василий Александрович Лобов, аспирант;
Юрий Иванович Гуменюк, д-р техн. наук,
bgtu_omd@mail.ru
Андрей Анатольевич Арчаков, инженер-конструктор 2-й категории

УДК 621.73.019:669.14

В.С. Малов *(ОАО "Завод "Красное Сормово", г. Нижний Новгород),*
В.А. Васильев *(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева)*

Анализ брака поковок из стали 14Х17Н2

Проведен анализ причин брака заготовок из стали 14Х17Н2. Определены и классифицированы основные дефекты, возникающие при обработке данной марки стали, а также причины их возникновения.

The analysis of reject causes of blanks from steel 14Kh17N2 is performed. The major defects arising in treatment of the given steel grade and also causes of their occurrence are determined and classified.

Ключевые слова: сталь; δ-феррит; дефекты; деформируемость; поковки.

Keywords: steel; δ-ferrite; defects; deformability; forgings.

Сталь 14Х17Н2 (ЭИ268) по ГОСТ 5632–72 мартенситно-ферритного класса, коррозионно-стойкая, жаропрочная, применяется преимущественно как коррозионно-стойкая, обладает высокими прочностными и пластическими свойствами в сочетании с высокой ударной вязкостью.

Основным назначением стали 14Х17Н2 является изготовление рабочих лопаток, дисков, втулок и других крепежных деталей, работающих в условиях пониженных температур. Наиболее широкое применение получила в химической, авиационной, судостроительной и других отраслях промышленности.

В соответствии с ГОСТ 5632–72 сталь 14Х17Н2 имеет следующий химический состав, % мас.:

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
0,11...0,17	≤ 0,8	≤ 0,8	16,0...18,0	1,5...2,5	≤ 0,025	≤ 0,03

Температура критических точек Ac_1 = 730...740 °С и Ac_3 = 845 °С.

Сталь 14Х17Н2 является сложной в технологическом отношении, особенно при изготовлении крупных поковок. Слитки из этой стали обладают склонностью к развитию усадочных пустот, осевых и радиальных трещин, ликвационных явлений [1–5].

Поэтому качество исходного слитка и благоприятный тепловой режим нагрева под ковку являются предпосылками успешного изготовления поковок.

Наличие в структуре стали 14Х17Н2 больших количеств δ-феррита понижает деформируемость стали при ковке и резко снижает свойства пластичности (особенно ударной вязкости), при испытании поковок в тангенциальном или поперечном направлении повышает анизотропность механических свойств.

Ухудшение деформируемости связано с разной скоростью рекристаллизации аустенита и δ-феррита, а также с разностью ($\tau_{в\gamma} - \tau_{в\alpha}$), где $\tau_{в\gamma}$, $\tau_{в\alpha}$ – структурные составляющие γ-фазы и δ-феррита.

Однако наличие феррита в структуре стали 14Х17Н2 в отдельных случаях имеет положительное влияние. Вследствие низкой прочности феррит деформируясь способен релаксировать часть напряжений, возникающих на различных этапах и операциях производства поковок, снижая остаточные внутренние напряжения.

Поэтому при полном отсутствии в структуре стали ферритной составляющей осложняется изготовление поковок особенно типа валов из-за склонности их к образованию продольных (чаще всего осевых) трещин, возникающих вследствие больших фазовых напряжений при мартенситном превращении аустенита на операциях охлаждения.

При чисто мартенситной структуре наблюдается и более глубокое развитие осевых дефектов слитка интер- и транскристаллитных трещин, пористости и других несплошностей металла.

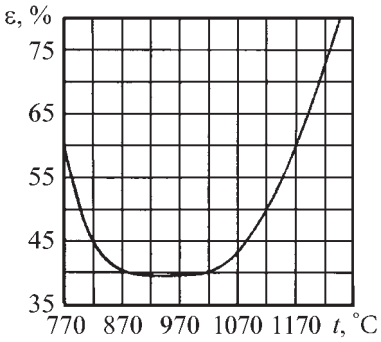
Таким образом, содержание δ-феррита в структуре стали 14Х17Н2 является основным фактором, определяющим технологические свойства.

Важной технологической особенностью стали является также резкое понижение пластичности в интервале ковочных температур (рисунок, где ε – степень деформации).

В зависимости от фактического содержания элементов в стали конкретной плавки кривая пластичности может изменяться, но ее общий характер остается неизменным: в области температур около 870...1000 °С сталь обладает минимальной пластичностью и при ковке в этом интервале на заготовках часто образуются рванины и трещины. Поэтому деформирование стали 14Х17Н2 рекомендуется проводить преимущественно в интервале высоких температур.

Нагрев слитков и заготовок в печи допускается при 1250...1260 °С. Этим нагревом и определяется температура начала ковки. Температура конца ковки, как правило, не должна быть ниже 1000 °С на первом выносе и 970...980 °С на последующих выносах.

Таким образом, для повышения уровня пластичности стали 14Х17Н2, обладающей пониженной пла-



Пластичность стали 14Х17Н2 в зависимости от температуры ковки

стичностью в связи с наличием двухфазной структуры, целесообразно:

1) достигать минимальной разности ($\tau_{в\gamma} - \tau_{в\alpha}$);

2) достигать минимального содержания δ-феррита;

3) переводить частицы δ-феррита из вытянутых полос в коагулированные частицы или ориентировать полосы δ-фазы вдоль главных растягивающих напряжений.

Для лучшей деформируемости стали 14Х17Н2 создают более равномерную деформацию в объеме тела, исключающую локализацию скалывающих напряжений, что обеспечивает минимальное значение доли стягивающих напряжений, применяют малые единичные обжатия, частые подогревы деформируемой заготовки и др.

Изготовление поковок с заданными механическими свойствами и высокой коррозионной стойкостью – основные задачи, поставленные перед участком горячей металлообработки производства специальных видов техники (УГМО ПСТ) ОАО "Завод "Красное Сормово". Опыт изготовления поковок и штамповок из стали 14Х17Н2 позволяет выявить основные дефекты, присущие этой марке стали. Было рассмотрено 65 заявок УГМО ПСТ в центральной заводской лаборатории ОАО "Завод "Красное Сормово". Наиболее распространенным материалом для изготовления поковок и штамповок являются слитки и прокат диаметром от 40 до 200 мм, поставляемые Златоустовским металлургическим заводом.

При обработке стали 14Х17Н2 выявлено три наиболее характерных вида дефектов [6]:

дефекты, возникшие при ковке и штамповке исходных заготовок;

дефекты, возникшие при термической обработке готовой продукции из исходных кованных и штампованных заготовок;

дефекты, возникшие при выплавке стали изготовителем и проявившиеся при горячей пластической деформации при нагреве изделий под ковку и штамповку, развивающиеся в процессе последующей термической обработки.

Наиболее характерными дефектами при выплавке являются:

- неметаллические включения;
- шлаковые включения;
- усадочные раковины.

Все это является свидетельством нарушения технологии выплавки стали в дуговых печах, применяемой на Златоустовском металлургическом заводе и соответствующей требованиям ГОСТ 5632–72 "Стали высоколегированные и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные.

Наиболее характерными дефектами при ковке являются:

- раскатные пузыри;
- заков и закат;
- раскатные трещины.

Перечисленные дефекты свидетельствуют о трудностях, связанных с выбором и соблюдением правильного режима высокотемпературного нагрева слитков и проката под ковку и штамповку, связанных с содержанием δ-феррита в стали от 0 до 50 %, что не противоречит требованиям ГОСТ 5632–72, однако требует проведения исследований, направленных на установление зависимости режимов высокотемпературного нагрева, химического состава и структуры слитков и проката.

Наиболее характерными дефектами, возникшими в процессе термической обработки, являются трещины, причина которых в развитии из дефектов пластической деформации металла, осуществляемой при ковке, а также разработке способа термической обработки, направленного на снижение анизотропии свойств стали 14Х17Н2 в продольном и поперечном направлениях.

Анализ брака поковок из стали 14Х17Н2, применяемый в судостроении, показал, что требуется изучение и разработка режимов термообработки, повышающих стойкость этой марки стали против межкристаллитной коррозии, которые отличаются от приведенных в ОСТ 5.9125–84 "Поковки стальные. Общие технические требования", разработанного на основании ранее отмененной нормы ОН 9-901–69 "Поковки стальные для судостроения" и ГОСТ 25054–81 "Поковки из коррозионно-стойких сталей и сплавов".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Потак Я.М., Сагалевич Е.А.** Структурная диаграмма деформируемых нержавеющих сталей // МиТОМ. 1971. № 9. С. 12–16.

2. **Ульянин Е.А., Свистунова Т.В., Лёвин Ф.Л.** Коррозионно-стойкие сплавы на основе железа и никеля. М.: Металлургия, 1986. 261 с.

3. **Структурно-фазовые** особенности стали 14Х17Н2 / В.А. Сорокин, Л.А. Кривина, О.Б. Берденик, Ю.П. Тарасенко // Труды Нижегородского государственного университета. 2006. Т. 57. С. 63–67.

4. **Поляшова М.С., Сорокин В.А.** Оптимальные условия формирования структуры стали 14Х17Н2 при нагреве под ковку // Кузнечно-штамповочное производство. 1989. № 6. С. 16–17.

5. **Генерсон И.Г.** Поковки из специальных сталей. М.: Металлургия, 1971. 204 с.

6. **Капуткин Е.Я.** Атлас дефектов стали / под ред. проф., д.т.н. Берштейна. М.: Металлургия, 1979. 187 с.

Виктор Сергеевич Малов, главный металлург,
gmp_pst_krsormovo@mail.ru;
Виктор Александрович Васильев, д-р техн. наук

УДК 621.771.06-589.4

Е.Ю. Раскатов
(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина)

Исследование обжатий и течения металла в калибре валка при пилигримовой прокатке тонкостенных труб

Проведено теоретическое исследование напряженно-деформированного состояния металла в мгновенном очаге деформации при пилигримовой прокатке тонкостенных труб. Определены зоны возникновения максимальных растягивающих напряжений. Описана математическая модель и приведены результаты течения металла в мгновенном очаге при пилигримовой прокатке труб.

Theoretical study of metal stress-strain state in the instantaneous deformation zone during pilger rolling of thin-walled tubes is performed. The zones of maximum tensile stresses are determined. The mathematical model is described and the results of metal flow in instantaneous deformation zone during pilger rolling of tubes are presented.

Ключевые слова: труба; очаг деформации; напряжения; течение металла; расчетная модель; эпюра; калибр.

Keywords: tube; deformation zone; stresses; flow of metal; computational model; distribution diagram; groove.

Прокатка трубы на пилигримовом стане является сложным процессом. При повороте валка на один оборот нет постоянного очага деформации. Можно лишь говорить о мгновенном очаге деформации для какого-то конкретного значения угла поворота валка. При повороте валка на один оборот происходит деформация гильзы в каждом мгновенном очаге деформации с образованием гребня и откат самой заготовки вместе с дорном в направлении, противоположном начальной подаче металла.

Таким образом, важно оценить характер и уровень обжатий и течения металла вдоль оси трубы для заданной калибровки валков в зависимости от величины подачи, что позволяет более обоснованно выбрать параметры и управлять технологическим процессом пилигримовой прокатки труб.

Моделирование процесса прокатки стальных труб на пилигримовом стане выполняли с использованием программного продукта ANSYSv10.0 [1]. Расчет проводили в объемной постановке. Определяли напряженно-деформированное состояние и характер течения металла, возникающего в мгновенных очагах деформации при прокатке тонкостенной трубы из стали 14ХГС в пилигримовых валках.

Процесс прокатки трубы моделировали от момента ее захода в валки до получения готовой трубы.

Материал трубы в мгновенных очагах деформации испытывает упругопластические деформации, которые достигают конечных значений. При расчете в качестве модели принято упругопластическое поведение, а не жесткопластическое, что позволяет учесть при моделировании историю нагружения. Для материала трубы принята упругопластическая модель Прандтля–Рейса.

Сопротивление деформации зависит от степени и скорости деформации и температуры прокатываемого металла. Приняли, что трение по поверхности контакта мгновенных очагов деформации подчиняется закону сухого трения Кулона, причем коэффициент трения постоянен на всей контактной поверхности.

Расчет проводили для калибровки валков с углом бойкового участка 110°, полирующего участка 65°, участка выдачи 45° и холостого участка 140°. Размеры заготовки и трубы приведены на рис. 1.

Длина очага деформации принята равной 700 мм (рис. 2), длина гильзы – 400 мм, а длина готового участка трубы – 300 мм. Необходимость таких длин гильзы и готового участка трубы вызвана тем, чтобы при

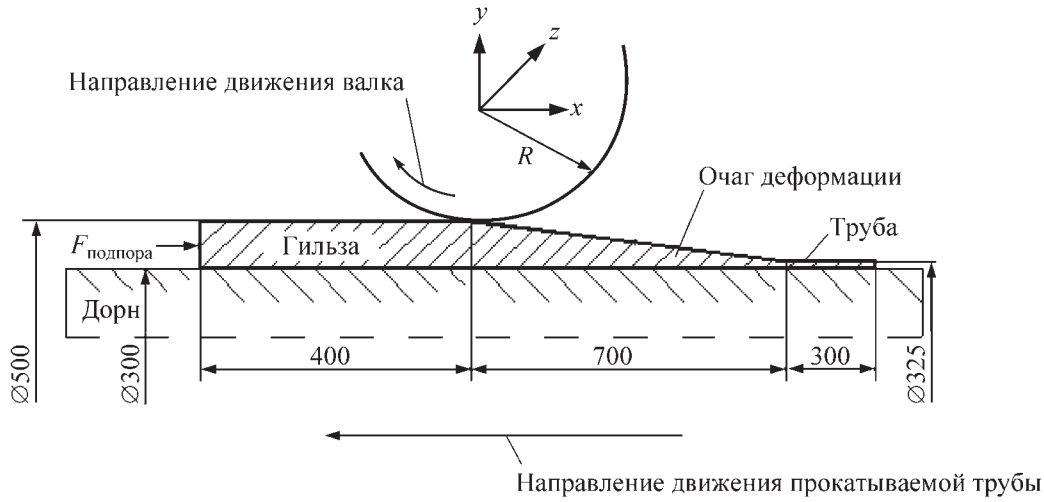


Рис. 1. Размеры заготовки для моделирования процесса прокатки

моделировании не исказить течение металла в мгновенных очагах деформации.

Заготовку трубы представляли твердотельной объемной моделью, а калибр валка и дорн моделировали недеформируемой твердой поверхностью. Заготовка трубы, калибр и дорн были разбиты на конечные элементы. Конечно-элементную модель трубы формировали из трехмерных 20-узловых твердотельных элементов SOLID186. Сетку строили регулярной [1].

С использованием мастера контакта на поверхностях контакта калибра валков и дорна с трубой размещены контактные элементы TARGE170 и CONTA174 [1]. Коэффициент трения между гильзой с калибром и дорном в зоне их контакта принят равным 0,32. В принятой для расчета сетке конечных элементов размер элемента составлял 5 мм, что обеспечило заданную точность расчета.

На первом шаге расчета к торцу гильзы и дорна прикладывали перемещение в положительном направлении по оси z (см. рис. 1), равное величине подачи m, а к торцу гильзы – силу подпора $F_{подпора}$ = = 550/4 кН (расчет четвертой части гильзы). При этом приняли, что на первом шаге при подаче заготовки на величину m валок не вращается. Данное допущение вполне оправдано, поскольку диаметр калибра в начале бойкового участка равен 520 мм, а диаметр гильзы – 500 мм.

Для получения устойчивого решения первый шаг расчета разбивали в пакете [1] на 1000 подшагов. Для всех подшагов по плоскостям симметрии гильзы задавали отсутствие нормальных перемещений.

На втором шаге и на всех последующих шагах с торца гильзы было удалено заданное перемещение m. К торцу гильзы прикладывали силу подпора, линейно изменяющуюся от 550/4 до 1200/4 кН, т.е. учитывали воздействие пневмоцилиндра подающего аппарата. Пилотному узлу на каждом шаге задавали кинематическое граничное условие в виде поворота валка на угол, равный 1°.

Поскольку моделировалось поведение гильзы только на двух участках калибра – бойковом и полирующем, то число шагов для каждого варианта расчета приняли равным 175 (сумма углов бойкового и полирующего участков неизменна и равна 175°) на каждом шаге (угле поворота валка). Гильза перемещалась и деформировалась уже за счет сил трения между гильзой и поворачивающимся калибром валка, а также передвигающимся дорном и силой подпора.

Для обеспечения сходимости и необходимой точности расчета каждый шаг разбивали на 1500 подшагов. Принятая последовательность шагов обеспечивала деформацию гильзы от момента подачи ее в валки до получения готового участка трубы. При данном угле поворота валка рассчитывали силу и момент прокатки, а также напряженно-деформированное состояние в каждом мгновенном очаге деформации.

Для определения характера течения металла в вершине калибра рассмотрим течение металла по высоте (обжатия) линии *1* (рис. 2). Положение линии *1* рассмотрим для указанной выше калибровки при пода-

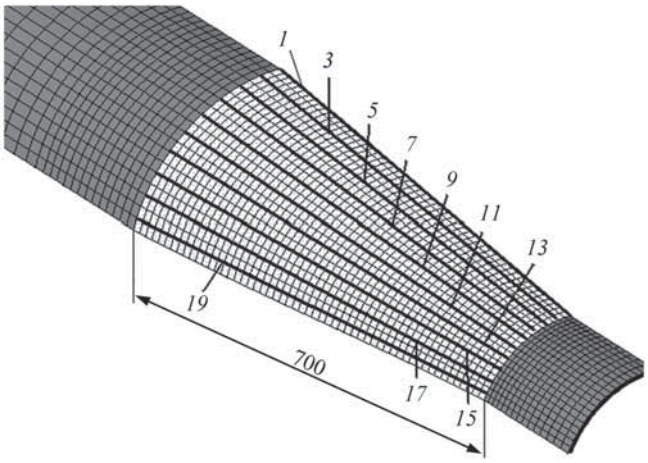


Рис. 2. Расчетная модель трубы и положение расчетных линий

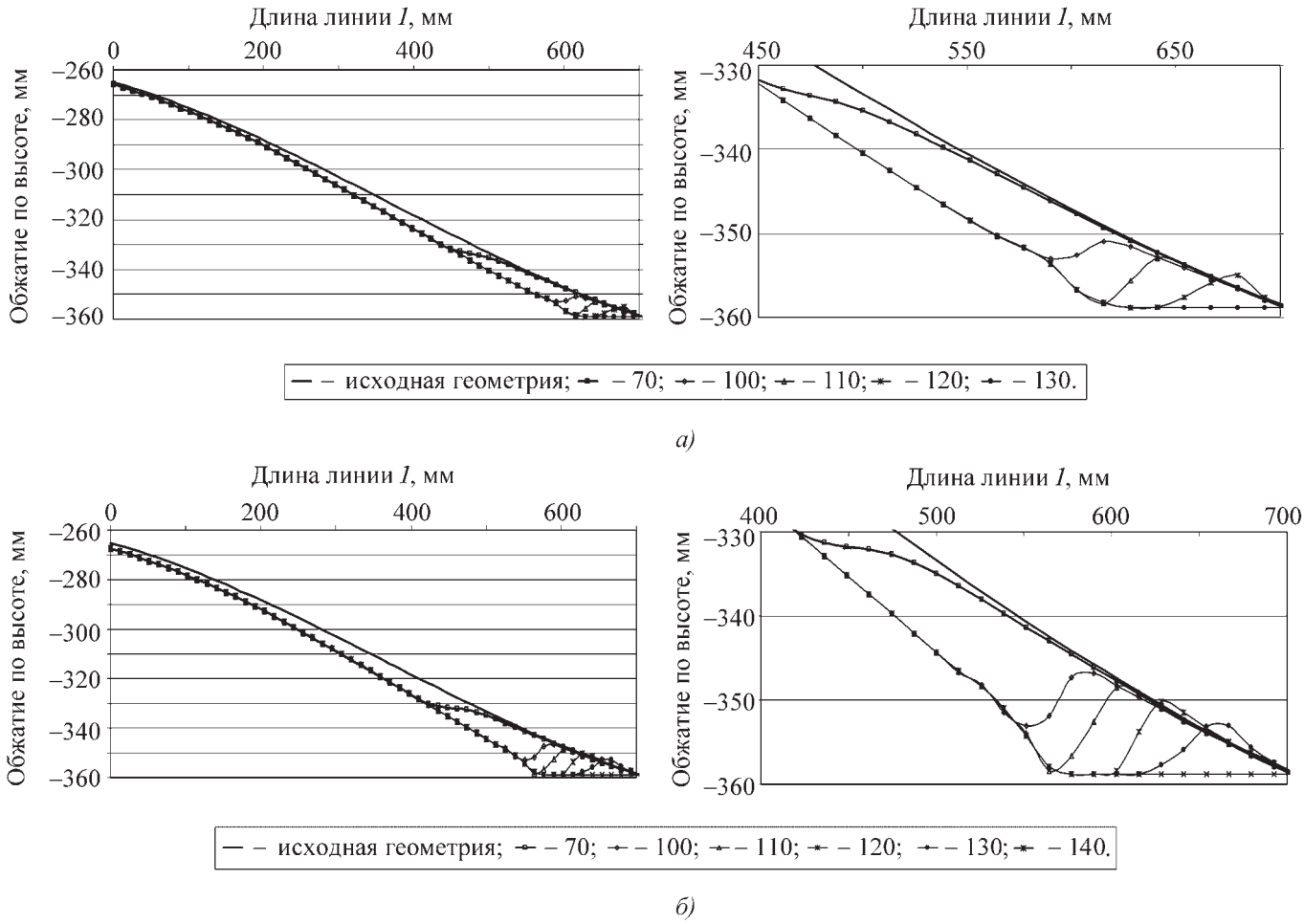


Рис. 3. Характер обжатия по высоте линии *1* в зависимости от угла поворота:
а – подача 10 мм; *б* – подача 30 мм

чах 10 и 30 мм и различных углах поворота валка (рис. 3).

На рис. 3 и 4 кроме положения линии *1* для различных углов поворота приведено также исходное положение линии *1* перед началом прокатки (кривая "исходная геометрия"). Начало соответствует месту прихода гильзы в очаг деформации, а конец – месту перехода очага деформации в готовый участок трубы.

Значение –265 соответствует значению по оси *y* начала линии *1*, а значение 359 – значению по оси *y* конца линии *1*.

Из рис. 3 и 4 видно, что в основном гребень металла образуется в результате обжатия металла под мгновенным очагом деформации. И только ближе к концу прокатки при больших углах поворота валков гребень металла становится выше исходного положения линии *1*. Так, при подаче 30 мм, это наглядно видно при угле поворота валка более 110°.

По разнице значений по вертикальной оси между исходной геометрией и геометрией при определенном угле поворота можно судить о величине обжатия.

Построены графики перемещений по вертикали для нескольких точек гильзы линии *1* в зависимости от угла поворота валка. Положение точек приведено на рис. 4. Характер перемещения по вертикали и гори-

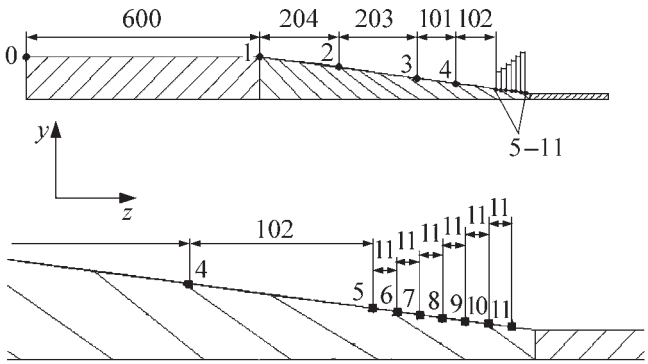


Рис. 4. Точки (0–11) на линии *1*, в которых приведены графики перемещений по вертикали в зависимости от угла поворота валков

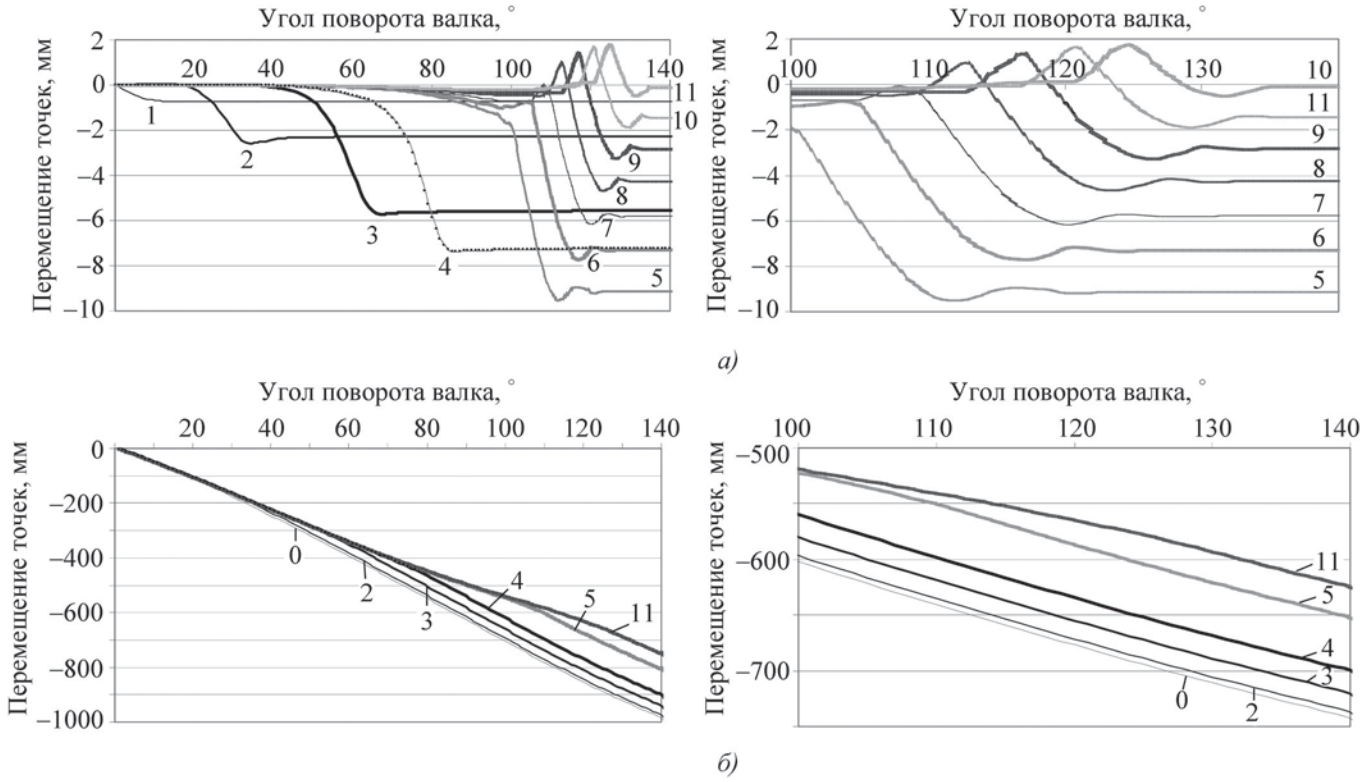


Рис. 5. Характер перемещения по вертикали (*а*) и горизонтали (*б*) точек (0–11) линии *1* (подача 10 мм)

зонтали (оси прокатки) точек линии *1* при подаче 10 мм дан на рис. 5.

Приведенные на рис. 5, *а* графики подтверждают ранее приведенные результаты по характеру обжатия заготовки в зависимости от угла поворота валка. Гребень металла над исходным состоянием гильзы образуется в конце прокатки при углах 100...110°. Величина гребня металла незначительна.

Течение металла вдоль оси прокатки таково, что начиная с угла поворота валка более 80° конец гильзы (точки 5–11) начинает отставать от начала заготовки (точки 0, 2).

Заключение. В результате решения упругопластической задачи в объемной постановке определен уровень и характер течения металла при прокатке стальных тонкостенных труб на пилигримовом стане.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ANSYS.** Structural Analysis Guide. URL: http://www.cadfem.ru.

2. **Технология** трубного производства / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. М.: Интермет Инжиниринг, 2002. 640 с.

Евгений Юрьевич Раскатов, канд. техн. наук,
raskatov@pochta.ru

Читайте в следующем номере:

- **Гурьянов Г.Н.** Вариационный метод поиска рациональной геометрии рабочего канала волоки для волочения круглого сплошного профиля

УДК 621.74.04

И.Г. Сапченко, С.Г. Жилин, О.Н. Комаров, В.В. Предеин, Е.Е. Абашкин
(Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)

Исследование влияния фракции компонентов алюмотермитной смеси на технологические параметры получения термитных сталей

Исследованы и определены параметры наиболее эффективной переработки отходов машиностроительного производства посредством экзотермического переплава, при которых достигаются максимальный выход восстановительного металла и высокая производительность процесса. Приведены результаты исследования влияния фракции и гранулометрического состава исходных компонентов алюмотермитной смеси на выход восстановленного металла, а также возможности сокращения в алюмотермитной смеси содержания восстановителя для увеличения производительности процесса.

The parameters of most effective recycling machinery production by exothermic melting, at which maximum yield of reduced metal and high performance process are studied and determined. The effect of fraction and granulometric composition of aluminothermy mixture initial components to yield reduced metal, as well as possibility of reducing content of mixture in aluminothermy reductant to increase of process productivity.

Ключевые слова: экзотермическая реакция; фракция; гранулометрический состав; расплав металла; высокая температура; интенсивность реакции.

Keywords: exothermic reaction; fraction; granulometric composition; melt of metal; high temperature; intensity of reaction.

Предприятия машиностроительного комплекса определяют спрос на продукцию заготовительного производства. Деятельность предприятий, сопряженных с металлургическими, литейными, прокатными и кузнечно-штамповочными процессами, сопровождается большими объемами металлошихты, легирующих и огнеупорных материалов.

Получаемая в производстве сталь в виде слитков, непрерывнолитых заготовок и т.п. направляется в прокатные, кузнечные, прессовые цеха или непосредственно на машиностроительные предприятия. Брак и отходы в виде окалины, скрапа, шлака, стружки черных и цветных металлов, образующихся на предприятиях в объеме 10...15 %, применяются в процессе собственного производства. Утилизация образующихся технологических отходов в полном объеме затруднительна, малоэффективна, требует значительных капитальных затрат.

Шлакоотвалы, занимающие большие земельные площади, используемые для захоронения окалины, скрапа и шлака – затратны и наносят вред экологии. Переработка мелкой стружки черных и цветных металлов затруднительна и экономически нецелесообразна вследствие высокого угара при переплаве (до 30 % – стружка черных металлов и до 80 % – стружка цветных металлов). Эффективные технологии переработки металлургических шлаков для различных народнохозяйственных нужд применяются крайне редко [1].

Накопление техногенных *отходов металлургических и машиностроительных предприятий* (ОММП) обусловливает актуальность разработки и внедрения технологий переработки окалины, стружки черных и цветных металлов. Таким образом, приоритетной задачей является разработка технологии, применение которой позволит обеспечить высокоэффективную и экономически прибыльную переработку ОММП.

Процесс получения сталей из ОММП изучен недостаточно и осуществляется в малых объемах [1–3]. В основу разрабатываемого технологического процесса положена экзотермическая окислительно-восстановительная реакция, в ходе которой происходит восстановление железа из ОММП с получением термитной стали [1].

Исходной шихтой для получения термитной стали служит смесь, представляющая собой композицию порошка алюминия, окалины и наполнителей. В качестве наполнителей могут быть использованы стружка черных металлов и различные ферросплавы, лигатуры и модификаторы для доведения стали по хими-

1. Химический состав восстановителя (сплавы на основе алюминия), % мас.

Марка сплава	Al	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Ti	Остальное
Д16ЧТ	93,55	1,5	0,6	4,35	*	*	*	*
АМг6	92,9	6,3	0,65	*	*	*	0,06	0,09
АЛ3	90	0,5	0,5	*	1,25	5	*	1,5

* – содержание элемента либо не регламентируется, либо не допускается.

ческому составу, соответствующему требуемой марке. Технология получения термитной стали и металлоизделий из нее направлена на комплексное решение проблемы утилизации и переработки ОММП.

По данным литературного анализа эффективность представленного процесса зависит от химического состава исходных компонентов термитной шихты, точности их дозировки и качества предварительной подготовки.

Приготовление термитной шихты заключается в механическом перемешивании исходных материалов до получения однородной смеси [1].

В практике получения термитного металла основным требованием к алюминиевому порошку (или крупке), применяемому в качестве восстановителя железа при алюмотермитном переплаве, является нижний предел содержания активного компонента алюминия в восстановителе, равный 96 %.

Предварительная обработка железной окалины состоит из обжига в окислительном пламени при 900...950 °С в течение 1 ч, измельчения, магнитной сепарации и просеивания по верхнему и нижнему предам измельчения. Предпочтительным считается использование порошка окалины фракции от 0,1 до 0,63 мм. Ферросплавы, стальная и чугунная стружка предварительно должны быть измельчены до кусочков размером 3 мм, термически обезжирены и обезвожены (как правило, при температуре 800 °С).

Соблюдение указанных выше технологических условий, рассчитанное на получение термитной смеси, обосновано частичным применением термитного металла для получения качественного литья, где необходима равномерная экзотермическая реакция, в результате которой химические и структурные различия тела отливки не допускаются. Осуществление такого технологического процесса направлено на сокращение факторов, влияющих на механический засор отливок.

Однако при исследовании возможности переработки ОММП посредством экзотермического переплава основным критерием является эффективность процесса с позиций производительности и максимально возможного выхода восстановленного металла.

Таким образом, является важным определение технологических параметров процесса переработки ОММП, при которых достигаются максимальный выход восстановленного металла и высокая производительность процесса.

При получении термитной шихты из ОММП использовали прокатную окалину следующего химического состава, % мас.: 0,05...0,15 С; 0,1...0,35 Si; 0,1...0,35 Mn; 0,01...0,03 S; 0,01...0,03 P; 40...50 Fe_2O_3; 50...60 FeO. Подготовку окалины и ферросплавов осуществляли описанными выше методами.

Производственный сортамент изделий определяет необходимость применения различных по химическому составу сплавов на основе алюминия. Поэтому при приготовлении термитных шихт в качестве восстановителя применяли распространенные в промышленности сплавы на основе алюминия: Д16ЧТ; АМг6; АЛ3. Химический состав этих сплавов приведен в табл. 1.

В рамках поставленной цели решали следующие задачи:

- определение наиболее производительного метода получения фракции восстановителя;
- исследование влияния фракции и гранулометрического состава исходных компонентов алюмотермитной смеси на выход восстановленного металла;
- исследование возможности сокращения в алюмотермитной смеси содержания восстановителя для увеличения производительности процесса.

В производственной практике для получения фракций восстановителя применяют традиционную установку для распыления жидкого алюминия, в том числе для распыления падающей струи жидкого алюминия, приведенную на рис. 1.

Установка состоит из печи с тиглем *1* с расплавом алюминия, который засасывается по трубке *5* в штуцер *3* для распыления алюминия *4*. Алюминий распыляется сжатым воздухом под давлением 0,5...0,6 МПа форсункой *2*.

Гранулометрический состав полученного таким способом алюминиевого порошка варьируется от 0,09 до 3,0 мм; причем более 23 % приходится на фракцию 0,25 мм. Однако получение алюминиевого порошка из его расплава не всегда целесообразно, так как большая часть отходов алюминия представлена в виде некалиброванных болванок с максимальным линейным размером до 300 мм или стружки, при переплаве которой в среднем угарает около 40 % массы металла.

Альтернативными способами получения фракции алюминия различной формы, использованными в на-

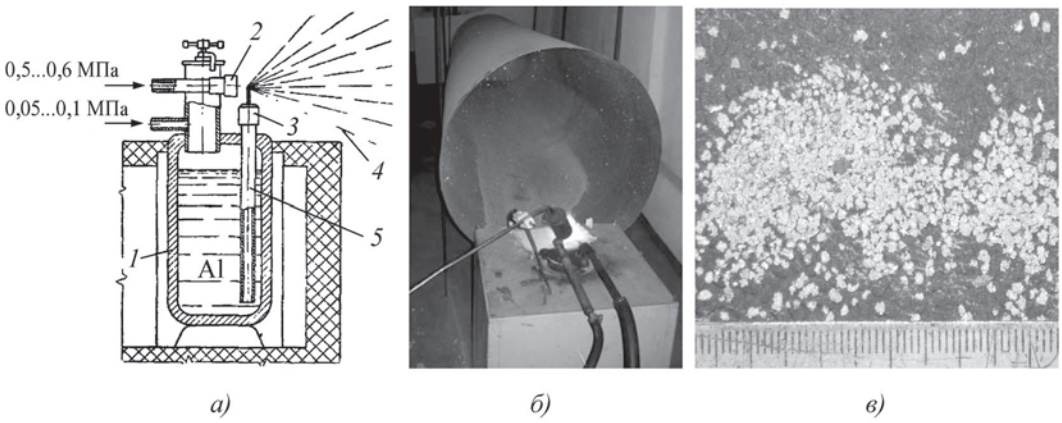


Рис. 1. Традиционная установка для получения фракций 0,09...3,0 мм распылением жидкого алюминия:
а – принципиальная схема установки (*1* – тигель; *2* – форсунка; *3* – штуцер; *4* – гранулы алюминия; *5* – трубка); *б* – процесс получения фракции на установке; *в* – форма получаемого материала

стоящей работе, являются следующие: снятие мелкой фракции с алюминиевой несортовой болванки отрезными фрезами (по принципу работы станков Геллера), при этом фрезы последовательно располагаются на одной оси с фиксированным зазором (рис. 2); измельчение стружки ножами в роторной установке с получением частиц алюминия шаровидной формы (рис. 3).

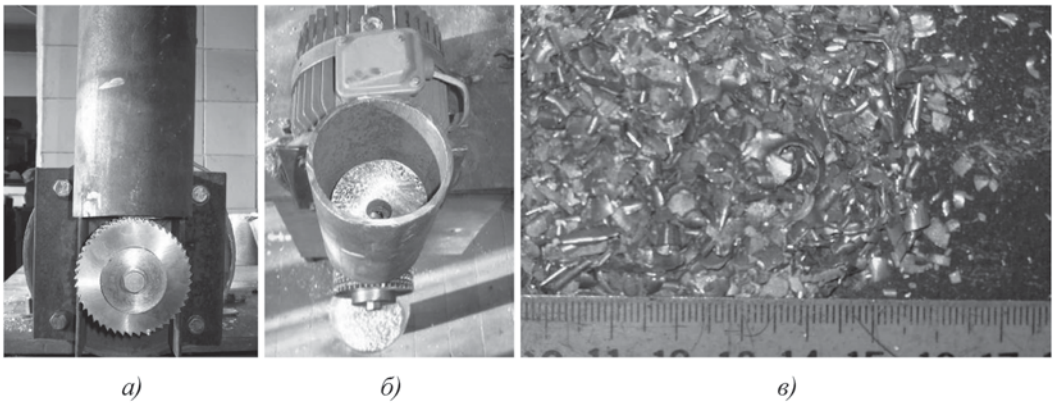


Рис. 2. Установка со сменным рядом фрез для получения алюминиевой стружки фракций 0,4...2,5 мм из литых отходов различного размера:
а – фронтальный вид; *б* – вид сверху с заготовкой; *в* – форма получаемого материала

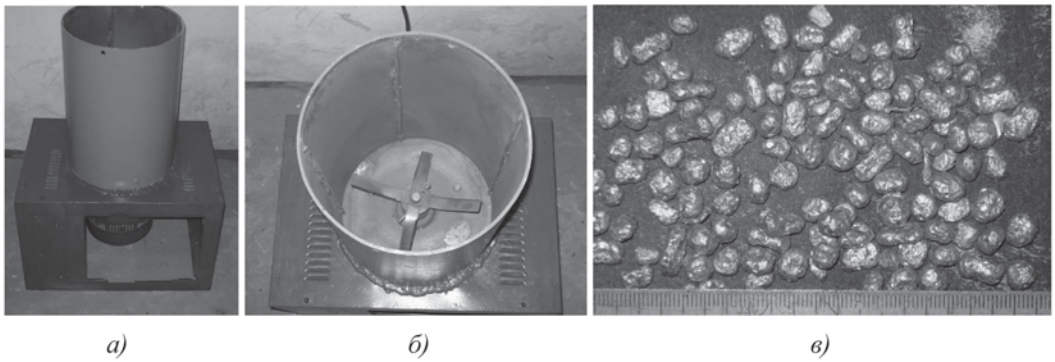


Рис. 3. Роторная установка с вращающимися ножами для получения алюминиевых гранул фракций 0,04...6,3 мм из стружки различного размера:
а – фронтальный вид; *б* – вид сверху с заготовкой; *в* – форма получаемого материала

2. Характеристики процессов получения фракций восстановителя

Наименование установки	Время получения 1 кг, мин	Фракция материала, мм	Возможность непрерывности процесса	Форма фракции	Потребляемая мощность, кВт	Время подготовки, мин
Для распыления жидкого алюминия	1	0,09...3,0	Нет	Хлопьевидная	3,75 (расплавление) + + 1,5 (давление воздуха)	60
Со сменным рядом фрез	120	0,4...2,5	Есть	Мелкая стружка	1,5	–
Роторная	10	0,04...6,3	Нет	Гранулы	2,5	–

Из рис. 2 видно, что размер исходного алюминиевого куска регламентируется внутренними размерами приемного бункера установки, а фракция по форме получается преимущественно в виде сколов стружки.

Приведенная на рис. 3 роторная установка с вращающимися ножами позволяет получать алюминиевые гранулы из стружки различного размера, причем диапазон полученных после рассева фракций широк (0,04...6,3 мм).

Сравнительные характеристики процессов получения алюминиевых фракций представлены в табл. 2, из которой видно, что наиболее производительным и менее затратным по времени является процесс получения шаровидной фракции восстановителя из стружки на роторной установке.

В ходе эксперимента получен восстановитель различных фракций всеми представленными способами.

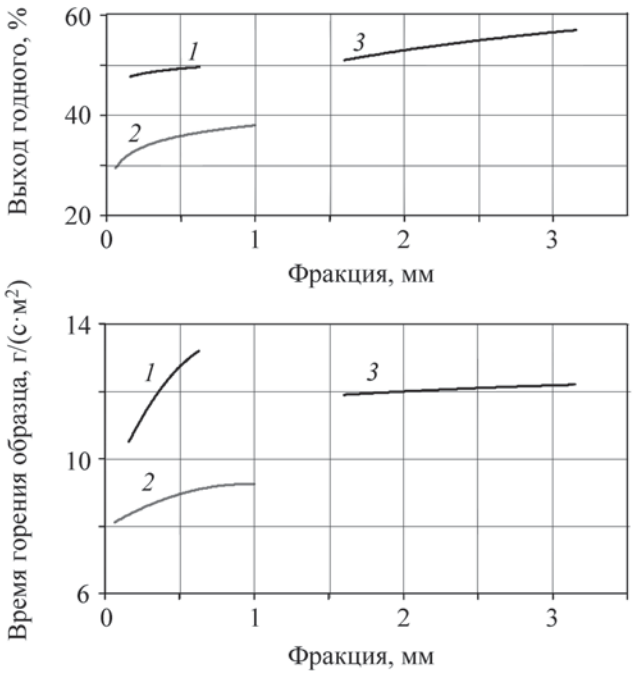


Рис. 4. Зависимость выхода годного (*а*) и относительного времени горения термитной смеси (*б*) от фракции и химического состава применяемого материала восстановителя:
1 – Д16ЧТ; *2* – АМг6; *3* – АЛ3

Фракции регламентированы размерами ячеек металлотканых лабораторных сит, изготовленными согласно ГОСТ 6613–86 с размерами ячеек, мм: 0063; 016; 0315; 063; 1,0; 1,6; 2,5; 3,15.

Реализация технологического процесса получения стали из ОММП осуществляется в несколько этапов: огнеупорный реактор заполняется термитной смесью, которую воспламеняют и в реакторе проходит экзотермическая окислительно-восстановительная реакция с образованием расплава.

Жидкий металл заполняет литейную форму или изложницу, а шлак, образующийся в результате реакции, всплывает к верхней части формы [4, 5]. Таким образом, продуктами рассматриваемого технологического процесса являются стальной расплав и шлак.

В ходе эксперимента получены зависимости выхода годного (рис. 4, *а*) и относительного времени горения термитной смеси (рис. 4, *б*) от фракции и химического состава применяемого материала восстановителя.

При этом влияние составляющих алюминиевых сплавов на интенсивность алюмотермитного процесса и на количество восстанавливаемой стали учитывались во взаимосвязи с фракцией используемого материала восстановителя. Под интенсивностью процесса в данном случае понимается масса компонентов, вступивших в реакцию в единицу времени, г/(с·м^2).

Приготовленную термитную смесь с массой навески 0,04 кг уплотняли в стальной трубке с внутренним диаметром 0,026 м и толщиной стенки 0,0025 м, установленной на стальную пластину толщиной 0,004 м. Прессование термитной шихты производили на гидравлическом прессе до плотности 3500 кг/м^3.

Из рис. 4, *а* видно, что наибольший выход годного достигается при использовании фракции восстановителя более 2,5 мм, а относительное время горения термитной смеси меньше при использовании фракции восстановителя до 1,0 мм. При этом установлено, что мелкие фракции восстановителя (до 1,0 мм) имеют большую площадь окисленной поверхности и, следовательно, меньший выход годного. Однако более интенсивный процесс прохождения окислительно-восстановительной реакции наблюдается при использо-

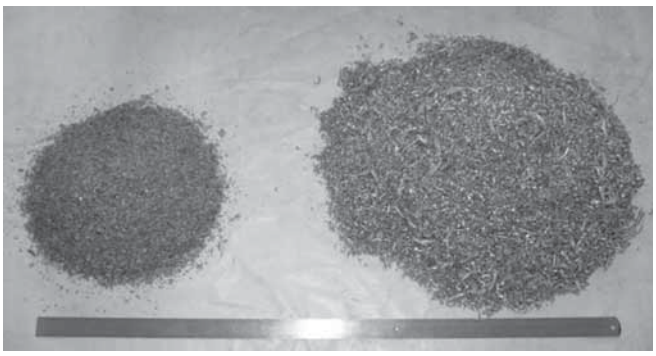


Рис. 5. Пропорциональное сокращение размеров алюминиевых отходов в виде стружки после ее обработки в течение 10 мин в роторной установке:
слева – стружка после обработки; справа – до обработки

вании формы частиц восстановителя в виде мелкой стружки фракцией до 3,15 мм и более (см. рис. 4, *б*).

Экспериментально установлено, что выход годного при получении расплава из термитной смеси с АМг6 на 40 % ниже, чем при использовании в качестве восстановителя экзотермической реакции любого другого алюминиевого сплава. Это объясняется наличием в АМг6 магния, который, являясь более активным компонентом, одновременно вступает в восстановительную реакцию с оксидами железа и оксидами алюминия. В результате этого значительная доля продуктов реакции переходит в шлак.

Для повышения стабильности горения и плотности упаковки по сечению образца требуется использовать вещества приблизительно равных фракций, как алюминия, так и железной окалины. Такие образцы имеют более однородный состав шихты.

На рис. 5 представлено пропорциональное сокращение размеров алюминиевых отходов в виде стружки после ее обработки в течение 10 мин в роторной установке. Насыпная плотность материала после обработки увеличивается до 4 раз, что делает такой процесс переработки стружки экономически целесообразным.

Таким образом, наиболее производительным в условиях предприятий является применение содержащего алюминий восстановителя фракции более 2,5 мм с формой частиц в виде мелкой стружки. Такая форма достигается при получении фракции в роторной установке с вращающимися ножами и временем обработки стружки менее 10 мин. При обработке стружки в течение 10 мин форма частиц становится шарообразной.

Экспериментом установлено, что оптимальным количеством является 20...35 % содержания восстановителя на основе алюминиевых сплавов в термитной смеси. Использование восстановителя менее 20 % возможно, но значительно (до 1,5 раз) сокращает выход получаемого металла. Применение такого восстановителя в термитной смеси в объемах, превышающих 35 % по массе, экономически нецелесообразно и ведет к изменению структуры и свойств получаемого металла, которые не соответствуют аналогам сортовых марок сталей, полученных традиционными способами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Новохацкий В.А., Жуков А.А., Макарычев Ю.И.** Малоотходная технология производства стальных отливок с экзотермическими прибылями. М.: Машиностроение, 1986. 64 с.

2. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н.** Об эффективности прибылей с высоким температурным градиентом для стальных отливок // Литейное производство. 2006. № 7. С. 9–12.

3. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н., Предеин В.В.** Особенности получения литья из термитных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 8. С. 3–6.

4. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н., Предеин В.В.** Применение термитных прибылей при получении стальных отливок // Литейное производство. 2009. № 6. С. 33–36.

5. **Пат. 2372164** на изобретение. Литейная форма с термитной прибылью / И.Г. Сапченко, С.Г. Жилин, О.Н. Комаров, В.В. Предеин. Опубл. 10.11.2009.

Игорь Георгиевич Сапченко, канд. техн. наук,
mail@imim.ru
Сергей Геннадьевич Жилин, канд. техн. наук;
Олег Николаевич Комаров, канд. техн. наук;
Валерий Викторович Предеин, аспирант;
Евгений Евгеньевич Абашкин, аспирант

УДК 621.762

С.В. Николенко *(Учреждение Российской академии наук Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск)*

Электродный материал для электроискрового легирования с добавками нанопорошка оксида алюминия

Разработаны электродные материалы для электроискрового легирования (ЭИЛ) с использованием добавок нанодисперсного порошка Al_2O_3 в твердый сплав ВК8, применяемого для замедления роста зерна. Введение в стандартный сплав ВК8 5 % мас. Al_2O_3 способствует уменьшению среднего размера зерна от 2,4 до 0,84 мкм и увеличению микротвердости от 12,7 до 17,8 ГПа. Изучен процесс формирования легирующих слоев (ЛС) на стали 35 с помощью механизированного ЭИЛ типовым сплавом ВК8 и сплавом ВК8 с добавкой 1...5 % мас. нанопорошка Al_2O_3. Определены наиболее эффективные режимы ЭИЛ и состав формируемых ЛС: частота 400 Гц и длительность до 80 мкс для электрода ВК8 с 1 % добавкой нанопорошка Al_2O_3. Методами атомно-силовой микроскопии обнаружено формирование в процессе ЭИЛ в ЛС регулярной полосовой наноструктуры, образованной из наночастиц WC. Введение Al_2O_3 в ВК8 повышает износостойкость ЛС.

Electrode materials for electrospark alloying (ESA) with use of nanodispersed powder Al_2O_3 additives in the alloy grade VK8, used for grain growth inhibition are developed. Introduction in standard alloy VK8 5 % Al_2O_3 promotes reduction of the average grain size about 2,4 to 0,84 microns and to increase in microhardness with 12,7 to 17,8 GPa. Process of formation alloyed layer on steel 35 by means of mechanised ESA by typical alloy VK8 and alloy VK8 with the additive 1...5 % nanodispersed Al_2O_3 is studied. The most effecctive modes ESA and structure formed alloyed layer are defined: frequency of 400 Hz and duration to 80 microseconds for electrode VK8 about 1 % the additive nanodispersed Al_2O_3. Layer regular strip nanostructure consist of nanoparticles WC formed during ESA in alloying is found by the atomic power microscopy methods. Introduction of Al_2O_3 in VK8 results in increase of wear resistance of alloyed layer.

Ключевые слова: электродный материал; нанопорошок Al_2O_3; ингибитор роста зерна; карбид вольфрама; электроискровое легирование; наноструктура; комбинационное (рамановское) рассеяние света; атомно-силовые микроскопические исследования; износостойкость.

Keywords: electrode material; nanopowder of Al_2O_3; inhibitor of grain growth; tungsten carbide; electrospark alloying; nanostructure; combinational (Raman Scattering) light dispersion; atomic-force microscopic researches; wear resistance.

Введение

Создание и фундаментальные исследования наноструктурных и аморфных покрытий являются одним из перспективных направлений развития и получения новых материалов. Высокая прочность и низкая пластичность объемных наноструктурных материалов сдерживает их получение и промышленное освоение.

Альтернативным способом повышения механических свойств металлических материалов является формирование наноструктурного состояния только ва тонком поверхностном слое. Поверхностные слои имеют наименьшую сдвиговую устойчивость в нагруженном материале, в них зарождаются первичные деформационные дефекты, которые распространяются в объем материала. Наноструктурирование поверхностных слоев может существенно задерживать развитие усталостных трещин и как следствие увеличивать усталостную прочность материала.

Получение наноструктурных покрытий требует разработки новых электродных материалов. Известно, что уменьшение размера зерна в таких сплавах приводит к увеличению механических свойств [1]. Для предотвращения роста зерна во время спекания в твердые сплавы добавляют ингибиторы роста зерна, в качестве которых обычно применяют карбиды переходных металлов [2, 3]. Наилучшими ингибиторами роста зерна будут являться материалы, которые не нарушают строения твердого сплава.

Нанодисперсные материалы обладают необходимыми свойствами и способны образовывать прослойки между зернами карбида вольфрама, препятствующие росту зерна при спекании. Кроме этого, добавка нанодисперсных порошков не только замедляет рост зерна, но и активизирует процесс спекания в результате увеличения центров плавления и повышения энтальпии системы. Учитывая данную способность, в качестве ингибиторов роста зерна, можно использовать материалы, которые в традиционной технологии получения твердых сплавов не применяются или даже являются вредными примесями [4–7].

Формирование высокопрочных поверхностных наноструктурированных слоев из твердосплавных карбидных, боридных и нитридных включений на ос-

нове метода *электроискрового легирования* (ЭИЛ) [8] характеризуется целым комплексом конкурентных преимуществ.

Поверхностные *легированные слои* (ЛС) на металлической основе создаются компактным электродом из любых токопроводящих материалов, а также токопроводящих и нетокопроводящих порошковых материалов, обладают высокими адгезионными, эксплуатационными и функциональными свойствами, формируются при сравнительно низкой энергоемкости и простоте технологического процесса [9].

Достигнутый уровень развития исследовательской и испытательной техники наномасштабного разрешения (атомно-силовой и растровой электронной микроскопии, малоуглового рентгеновского рассеяния, микроспектральных методов, наноинденторов, испытательных приборов) создал принципиально новые условия для решения установления взаимосвязи состава, структуры и свойств поверхностных слоев с технологическими режимами и параметрами формирования.

Установлено, что в условиях единичного электрического разряда в системе металлический катод–анод на катодной поверхности образуется упорядоченное скопление нанокластеров, состоящих из наночастиц размерами до 30 нм [10]. Этот факт заставляет по новому оценить возможности ЭИЛ, а также ставит задачу наноразмерного изучения структуры формируемых ЛС.

Цель исследований – разработка и создание новых *электродных материалов* (ЭМ), увеличивающих эффективность процесса ЭИЛ вследствие уменьшения эрозионной стойкости ЭМ.

Улучшение физико-химических и эксплуатационных характеристик ЛС происходит за счет введения добавки нанодисперсного порошка Al_2O_3, снижающего размеры зерна в спеченном твердом сплаве, а также возможностью изменения параметров электроискрового разряда для получения наноструктурированных ЛС.

Методика проведения эксперимента. Порошок Al_2O_3 получали взрывом проводников [8]. Удельная поверхность порошка по данным анализа БЭТ составляет 50 $м^2/г$.

Порошок WC–Co средним размером 2,4 мкм смешивали с нанодисперсным порошком Al_2O_3 (1, 3 и 5 % мас.) в планетарной шаровой мельнице Retsch PM 400 в течение 15 мин при частоте вращения 250 об/мин, отношение массы шаров к материалу 4:1.

Затем данные смеси были спрессованы под давлением 150 МПа. Спекание проводилось в вакууме и давлении 10 Па. Выдержка при температуре 1450 °С составила 1 ч. Скорость охлаждения 50 °С/мин.

Полученные образцы шлифовали и полировали до зеркального состояния. Топографию поверхности материалов изучали на атомно-силовом микроскопе системы ЗНЛ NTEGRA. Исследования проводили в контактном режиме методами постоянной высоты и постоянной силы.

Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М. Фазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-7. Микроструктуру образцов исследовали на растровом электронном микроскопе EVO 40. Характеристики дилатометрического анализа и расчетного дифференциально-термического анализа (С-ДТА) определяли на дилатометре DIL402C.

Процесс ЭИЛ проводили на типовой механизированной установке "Элитрон-101" с вращающимся торцевым электродом. Обработка велась электрическими импульсами от специально разработанного генератора импульсов модели "IMES" с возможностью управления от встроенного контролера или внешнего компьютерного устройства [11].

При выборе режимов ЭИЛ управляющими параметрами выступали частота следования электрических импульсов (варьировали до 400 Гц) и их длительность, которая могла принимать дискретные значения 10, 20, 40, 60 и 80 мкс. Мощность генератора импульсов 1,5 кВт; напряжение 50 В; сила тока 160...225 А; скорость обработки 1 $см^2$/мин.

Наносились ЛС с помощью специально разработанных электродных материалов, синтезированных методами порошковой металлургии в Институте материаловедения ХНЦ ДВО РАН. Состав ЭМ включал в себя сплав ВК8 и добавки нанопорошка Al_2O_3 (1...5 %) [9]. Катодом выступали образцы углеродистой стали 35 массой не более 50 г, что позволяло затем их исследовать методом *атомно-силовой микроскопии* (АСМ).

Анализ процесса ЭИЛ проводили по стандартным методикам. Изучали изменение привесов катода и эрозии анода за определенное время легирования при различных электрических параметрах.

Гранулометрический анализ продуктов эрозии осуществляли по методике [12] на микроскопе МБС-9, металлографические исследования поперечных срезов упрочняемых образцов – на оптическом микроскопе с насадкой для индентирования, рентгенофазовый анализ поверхности легированных образцов – на установке ДРОН-7, атомно-силовые микроскопические исследования – на АСМ Aist-NT SmartSPM (г. Зеленоград), комбинационное рассеяние света изучали на микроспектрометре OmegaScope, интегрированном с Aist-NT SmartSPM (г. Зеленоград).

Исследования образцов на износостойкость после ЭИЛ проводили по стандартной методике. Испытывали по схеме "вал – колодка" на машине трения МТ-22П при нагрузке 100 Н и скорости скольжения 0,025 м/с в условиях трения без смазки. Материалом контртела служила закаленная сталь 40Х (58...60 HRC). Износ образцов определяли через каждый километр пути трения.

Исследовали временные зависимости суммарных и удельных эрозий анода, а также суммарных и удельных привесов катода. Эффективность процесса формирования ЛС γ, $см^3$/мин, рассчитывали по формуле

$$\gamma = \Sigma\Delta_а K_{ср} t_х,$$

где $t_х$ – порог хрупкого разрушения ЛС, т.е. время обработки, после которого возникает отрицательный удельный привес катода; $K_{ср}$ – коэффициент переноса материала за время $t_х$, $K_{ср} = \Delta_к/\Delta_а$; $\Delta_к$, $\Delta_а$ – удельный привес катода и удельная эрозия анода за каждую последующую минуту легирования.

Результаты и обсуждение. На дифрактограмме (рис. 1, *а*) полученного сплава не обнаружено пиков фазы Al_2O_3. Это может означать, что нанопорошок Al_2O_3, полученный электровзрывом проводников в воде, не имеет четко выраженной кристаллической решетки.

На дифрактограмме твердого сплава с добавкой Al_2O_3 присутствуют только пики карбида вольфрама (рис. 1, *б*). Это означает, что при спекании не происходит никаких изменений в кристаллической решетке карбида вольфрама, что подтверждается литературными данными об отсутствии взаимодействия между Al_2O_3 и WC в процессе спекания [5].

Пики кристаллической решетки кобальтовой фазы на дифрактограмме не видны из-за малого содержания кобальта, поэтому для определения его состояния был проведен анализ удлинения и тепловыделений при нагреве (с-ДТА).

На кривой с-ДТА *3* (рис. 2) видно, что в твердом сплаве ВК8 при 1360 °С происходит плавление кобальта, которое подтверждается эндотермическим эффектом. Данный эффект повторяется при нагреве сплава ВК8 с 3 % Al_2O_3 (кривая *4*). Это означает, что кобальт сохраняется в сплаве, при этом его температура плавления согласно результатам измерений увеличивается до 1373 °С.

При плавлении кобальта в сплаве ВК8 происходит удлинение образца (см. рис. 2, кривая *1*), а при плавлении связки в сплаве ВК8 с 3 % Al_2O_3 – усадка образца (кривая *2*).

Основным механизмом роста зерен при спекании сплава ВК8 является перекристаллизация через жидкую фазу [1]. Одно из следствий роста зерен по данному механизму – наличие четкой огранки у зерен WC, которая появляется, когда растворенные в жидкой фазе атомы вольфрама и углерода осаждаются на имеющихся зернах WC (рис. 3, *а*).

Зерна WC в сплаве с добавкой Al_2O_3 не имеют четких ровных граней (рис. 3, *б–г*). Это означает, что Al_2O_3 препятствует растворению и осаждению вольфрама и углерода на зернах WC. Механизм данного воздействия не выявлен, однако можно предположить, что зерна Al_2O_3 препятствуют диффузии вольфрама и углерода в кобальте.

Другим механизмом роста зерен в твердом сплаве является срастание, в результате которого несколько зерен объединяются в одно крупное зерно (см. рис. 3, *а*). Таким образом образуются наиболее крупные зерна, являющиеся концентраторами напряжений и снижающие прочность сплава. Третья фаза (Al_2O_3), рав-

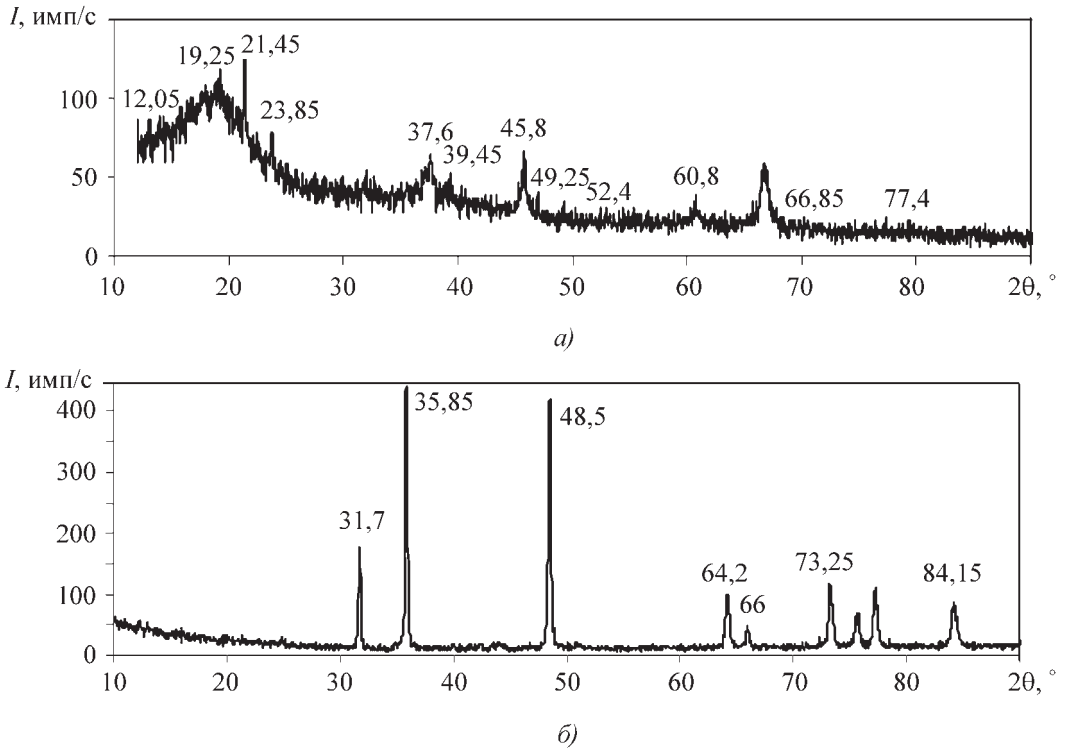


Рис. 1. Дифрактограмма нанопорошка Al_2O_3 (*а*) и спеченного твердого сплава на основе карбида вольфрама с добавкой нанопорошка Al_2O_3 (*б*)

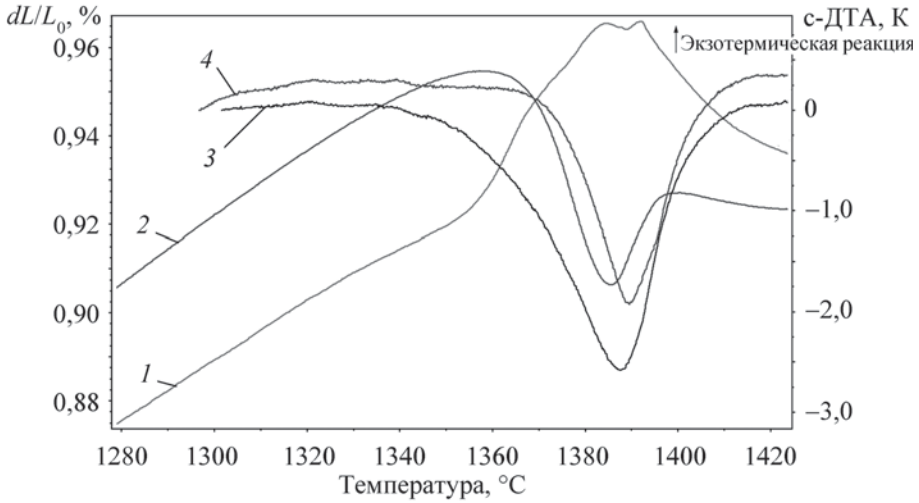


Рис. 2. Удлинение образцов (*1*, *2*) и кривые с-ДТА при нагреве (*3*, *4*) сплавов:
1, *3* – ВК8; *2*, *4* – ВК8 + 3 % Al_2O_3

номерно распределенная по структуре твердого сплава, препятствует срастанию зерен.

Самое быстрое уменьшение размеров зерен наблюдается при содержании 1 % Al_2O_3 (рис. 4). В таком сплаве наночастицы Al_2O_3 не агломерируются и не наблюдается их скоплений. Увеличение содержания Al_2O_3 более 1 % приводит к менее существенному снижению диаметра зерна.

Размер зерна в присутствии ингибитора не может стать меньше размера зерна исходного порошка, поэтому при дальнейшем увеличении содержания Al_2O_3 размер зерен карбида вольфрама уменьшался в меньшей степени. Кроме того, в структуре сплава возрастает доля твердой фазы в увеличении содержания Al_2O_3, что приводит к снижению прочности сплава.

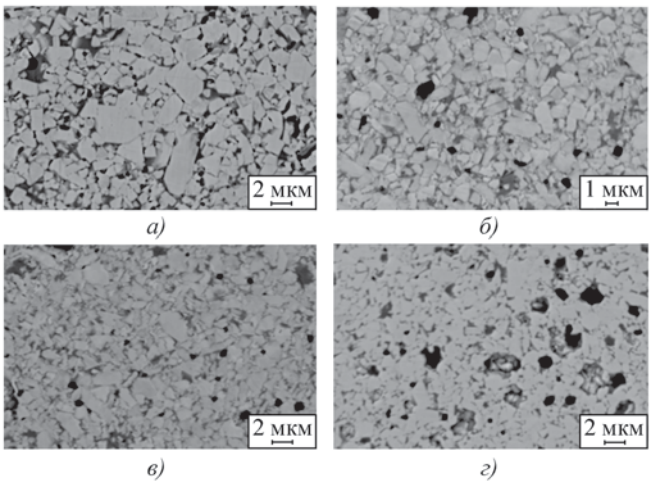


Рис. 3. Структура сплава ВК8 с различными добавками нанодисперсного порошка Al_2O_3:
а – без добавки; *б* – 1 % Al_2O_3; *в* – 3 % Al_2O_3; *г* – 5 % Al_2O_3

При содержании более 3 % Al_2O_3 происходит срастание зерен Al_2O_3 и WC с образованием оксикарбидного скелета (см. рис. 3, *г*). Добавка Al_2O_3 не только снижает средний размер зерна, но и препятствует образованию аномально крупных зерен размером 5...10 мкм. Такие зерна присутствуют в стандартном сплаве и являются концентраторами напряжений (см. рис. 3, *а*).

Исследования с помощью сканирующей электронной микроскопии (см. рис. 3) показали, что использование 1 % добавки нанодисперсного порошка Al_2O_3 значительно снижает размер пор (рис. 5), при этом сохраняется их объем. При дальнейшем увеличении содержания Al_2O_3 снижение доли кобальтовой фазы становится значительным, оксикарбидный каркас препятствует перемещению пор и усадке образца, в результате количество микропор и их общий объем увеличиваются.

Эффективность процесса ЭИЛ зависит от объема, гранулометрического и фазового состава материала, выносимого из эрозионной лунки анода под воздействием электрического разряда и осаждаемого на поверхности обрабатываемой детали – катода.

Очевидно, что привес катода существенным образом обусловливается эрозионными свойствами ЭМ. Для этого были изучены временные зависимости удельной и суммарной эрозии анода в процессе легирования стали 35 электродами: ВК8+1 % Al_2O_3 и ВК8+5 % Al_2O_3 на частоте 400 Гц. Установлено, что удельная Δ_a и суммарная эрозия $\Sigma\Delta_a$ анода от времени $f(t)$ и длительности импульсов для ЭМ на основе WC с добавкой нанопорошка Al_2O_3 не изменяются.

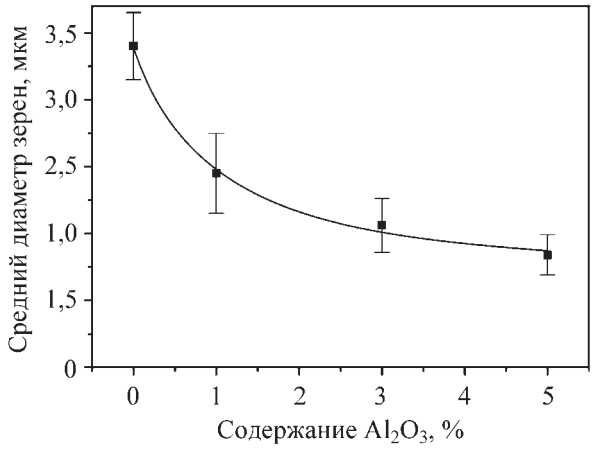


Рис. 4. Влияние содержания Al_2O_3 на средний диаметр зерен в твердом сплаве ВК8

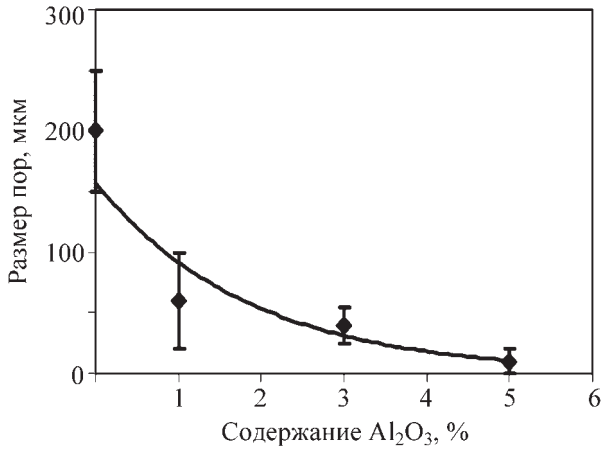


Рис. 5. Влияние содержания Al_2O_3 на размеры пор

В рассматриваемом случае "грубого" легирования (сила тока 160...225 А) зависимость суммарной эрозии материала анода от длительности электрических импульсов приближенно можно принять линейной. Эрозия материала анода возрастает с увеличением длительности импульсов. Минимальная суммарная эрозия анода с 1 и 5 % Al_2O_3 наблюдается при длительности импульсов 20 и 10 мкс соответственно, при длительности 80 мкс эрозия максимальна.

Удельная эрозия изменяется циклически, что, возможно, обусловлено образованием на поверхности электрода устойчивой вторичной структуры, снижающей эрозию и привес катода. Это означает, что для исследуемых материалов и режимов обработки не соблюдается правило аддитивности: суммарная эрозия $\Sigma\Delta_а$ материалов электродов не равна сумме эрозионных эффектов единичных импульсов. Вероятно, это нарушение вызывается образованием вторичных структур (оксидов и нитридов в результате взаимодействия продуктов эрозии с окружающей средой), увеличением температуры электродов (накопление тепла в процессе ЭИЛ).

Изменения удельного $\Delta_к$ и суммарного $\Sigma\Delta_к$ привесов катода от времени легирования t на исследуемом "грубом" режиме ЭИЛ могут аппроксимироваться полиномами шестой степени.

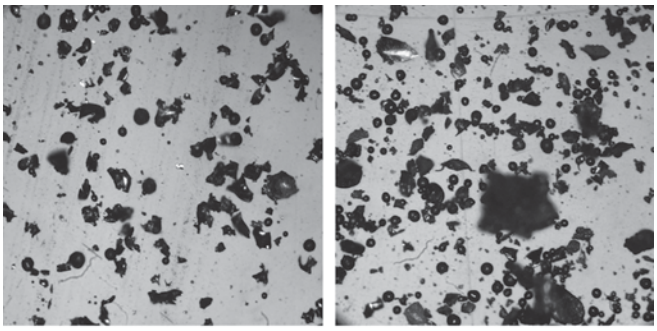
Параметры процесса ЭИЛ на стали 35 с помощью исследуемых электродных материалов приведены в табл. 1. С увеличением длительности импульсов суммарный массоперенос вплоть до времени хрупкого разрушения $t_х$ с ростом добавок Al_2O_3 убывает: для добавки 1 % его величина изменялась от $3{,}26\cdot10^{-4}$ до $14{,}75\cdot10^{-4}$ см^3, а для 5 % – от $3{,}92\cdot10^{-4}$ до $11{,}54^{-4}$ см^3 (см. табл. 1).

При длительностях 80 и 20 мкс суммарный массоперенос и эрозия увеличиваются при добавке 1 % нанопорошка Al_2O_3 в 4 раза, а при 5 % Al_2O_3 – в 3 раза, соответственно.

Сравнительный анализ показал, что эффективность процесса формирования ЛС с ЭМ с добавкой 1 % нанопорошка Al_2O_3 существенно возрастает. Эффективность формирования одинаковых по характеристикам ЛС из типового сплава ВК8 была в 3 раза ниже, чем ЭМ с добавками 1 % нанопорошка Al_2O_3.

1. Параметры процесса формирования легированного слоя на стали 35

Длительность импульсов, мкс	$\Sigma\Delta_к\cdot10^4$, см^3 за $t_х$	$\Sigma\Delta_а\cdot10^4$, см^3 за $t_х$	$t_х$, мин	$K_{ср}$, мин	$\gamma\cdot10^4$, см^3/мин
Электрод ВК8, частота 400 Гц					
20	2,6	6,64	10	0,39	10,14
40	7,33	15,48	10	0,45	32,99
60	7,67	15,34	9	0,48	33,13
80	5,14	11,09	6	0,34	10,49
Электрод ВК8 + 1 % Al_2O_3, частота 400 Гц					
20	3,26	7,38	10	0,42	13,69
40	9,22	21,56	10	0,4	36,88
60	10,85	21,77	10	0,47	50,99
80	14,75	28,23	10	0,49	72,28
Электрод ВК8 + 5 % Al_2O_3, частота 400 Гц					
20	3,92	6,77	10	0,6	23,52
40	8,46	14,85	10	0,55	46,53
60	9,54	21,23	10	0,42	40,07
80	11,54	21,69	10	0,49	56,55



а) *б)*

Рис. 6. Продукты эрозии ЭИЛ на стали 35 (×400):
а – ВК8; *б* – ВК8 + 5 % Al_2O_3; длительность импульсов 80 мкс

Оптимальные длительности импульсов составили 60 и 20 мкс соответственно. Рост эффективности сохранялся и при увеличении до 5 % добавки нанопорошка Al_2O_3.

Общей закономерностью процесса ЭИЛ ЭМ с добавками нанопорошка Al_2O_3 (см. табл. 1) является повышение эффективности, а также увеличение длительности импульсов, что позволяет создавать диктуемые практическими потребностями наибольшие по толщине ЛС.

Гранулометрический анализ продуктов эрозии при искровом разряде указывает на наличие двух форм: шарообразной (или близкой к ней) или неправильной формы с рваными краями (рис. 6). Это может быть обусловлено действием разных механизмов: в первом случае – формирование из жидкой фазы, во втором – из твердой фазы в процессе хрупкого разрушения материала анода [12].

Содержание частиц твердой фазы выше 50...60 % ухудшает качество формируемого ЛС. Как показано ранее [12], смачиваемость с катодом жидкофазной составляющей анода и уменьшение размеров продуктов его эрозии приводят к росту адгезии, плотности и твердости ЛС.

Выборка из данных гранулометрического анализа состава исследуемых продуктов эрозии показала, что они в основном представлены частицами хрупкого разрушения – более 70 %. При внесении в твердый сплав добавок в виде нанопорошка Al_2O_3 (от 1 до 5 %) или оксида вольфрама растет доля шарообразных частиц, имеющих жидкофазное происхождение.

Такой же эффект достигается при длительности импульсов 20...80 мкс. Доля шарообразных частиц в этом случае превышает 60 %, что может быть обусловлено разогревом материала анода за счет плазмы разряда (табл. 2). Гранулометрический анализ продуктов эрозии стал основой для определения рациональных количеств добавок нанопорошка Al_2O_3.

Металлографический анализ поперечного шлифа катода с нанесенным ЛС показал, что в поверхностном слое в исследованных образцах присутствуют поры и микротрещины (рис. 7).

Структура поверхностного слоя неравномерна по толщине. При травлении реактивом № 1 выявляется феррито-перлитная структура стали. После травления реактивом № 2 в белом слое выявляется микроструктура, которая так же как и макроструктура зависит от режима ЭИЛ.

На участке стали, прилегающем к белому слою, в результате термического воздействия разряда и плазмы с последующим быстрым охлаждением образуются тонкие слои, в которых перлитная составляющая подвергается закалке. В этом слое отмечается повышение микротвердости, как это демонстрирует изменение следов индентора (см. рис. 7).

При травлении реактивом № 2 в белом слое выявляются участки с очень дисперсными карбидами цементита и скоплениями продуктов распада материала анода. Возрастание твердофазных скоплений характерно для жестких режимов ЭИЛ, однако при этом отмечается рост дефектности и окисления ЛС и прилегающих слоев материала основы.

Рентгенофазовый анализ ЛС, получаемых при ЭИЛ на разных режимах, показал, что повышение теплового воздействия вызывает разложение WC [13] за

2. Гранулометрический состав продуктов эрозии ЭМ системы WC–Co, WC–Co + 1 или 5 % Al_2O_3 в ЛС на стали 35 (начальный размер частиц ~ 2 мкм)

Материал анода	Длительность импульсов, мкс	Шарообразные частицы		Частицы хрупкого разрушения	
		Диаметр, мкм	Содержание, %	Размер, мкм	Содержание, %
ВК8	20	41,85	29,7	58,9	70,3
	80	58,9	28,4	79,05	71,6
ВК8 +1 % Al_2O_3	20	41,85	34,0	102,3	64,0
	80	58,9	51,6	102,3	48,4
ВК8 + 5 % Al_2O_3	20	41,85	40,3	58,9	59,7
	80	41,85	60,9	158,1	39,1

Примечание. Режим обработки: частота импульсов 400 Гц; напряжение 40 В; сила тока 250 А.

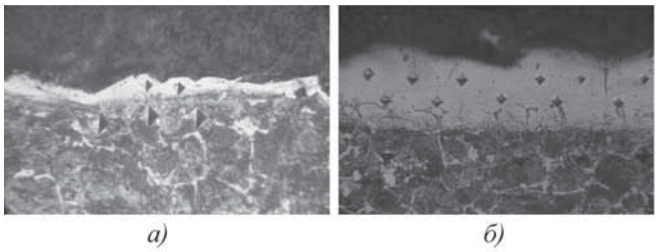


Рис. 7. Микроструктура ЛС на стали 35:
а – ВК8; *б* – ВК8 + 1 % Al_2O_3 (×700)

счет взаимодействия углерода с кислородом воздуха (рис. 8). Основу покрытия составляют карбиды типа W_2C, Co_xW_xC, с мелкими включениями WC.

При "грубом" режиме ЭИЛ последовательно инициируется реакция: WC → W_2C вплоть до восстановления W. Аналогичные химические реакции возникают при увеличении времени легирования и длительности разрядов.

Микротвердость по сечению покрытий измеряли на различной глубине ЛС на поперечных шлифах образцов, изготовленных в наклонном положении. В покрытиях, полученных при оптимальных режимах ЭИЛ, микротвердость ЛС более чем в 3 раза превышала микротвердость стали 35 (табл. 3). В то же время при длительности разрядов более 60 мкс она снижалась по глубине, что, видимо, объясняется разложением WC.

Таким образом, необходимый для твердосплавного анода "грубый" режим ЭИЛ сопряжен с процессами окисления, обезуглероживания, сопровождается формированием вторичной структуры, состоящей из оксидов, смеси карбидов различной стехиометрии (WC, W_2C) и даже металлического W. Очевидно, что для сохранности исходного WC в процессе ЭИЛ следует применять защитную (аргоновую) атмосферу.

Учитывая, что ЛС имеют высокую шероховатость, а методы АСМ не допускают изучение таких поверхностей, предварительно все образцы были проанализированы на конфокальном микроскопе, совмещенном с АСМ.

В результате по специально разработанной методике удалось отобрать не только образцы, пригодные для исследований методом АСМ, но и выделить области на поверхности ЛС, где, предположительно, происходило наностуктурирование в процессе ЭИЛ (рис. 9, *а*).

Из АСМ-сканограммы (рис. 9, *б*) видно, что минимальный размер наночастиц (менее 30 нм) был обнаружен в составе ЛС, полученном электродом ВК8 с 1 % добавки нанопорошка Al_2O_3. Приведенные на рис. 9, *б* цифры означают адгезию для каждой отмеченной частицы. При одинаковом фазовом составе рост этого параметра может также подтверждать уменьшение размера исследуемых наночастиц.

В процессе ЭИЛ с вращающимся электродом-инструментом в ЛС формировались регулярные полосы с размерами от сотен нанометров до нескольких мкм (рис. 9, *в*).

Спектры *комбинационного (рамановского) рассеяния света* (КРС) наблюдали в ЛС, выбранных по уже представленной методике с пространственным разрешением не более 50 нм при возбуждении лазерным излучением с длиной волны 473, 532 и 785 нм. Спектры КРС измеряли при нормальных условиях.

Для образца с ЛС (см. рис. 9, *а*) в областях конфокальных изображений с желтым и синим оттенками методом КРС установлено, что их интенсивность, соответствующая колебаниям атомов в молекулах WC [14], максимальна (см. табл. 1, рис. 10, кривые *1*, *3*).

Существенная интенсивность этих же линий в спектре КРС возникала и в образце с ЛС, полученном электродом смешанного состава (ВК8 + 5 % нанопорошка Al_2O_3) (см. рис. 10, кривая *2*). Как видно из рис. 10, эти линии практически одинаковы по интенсивности линиям для образца (кривые *1*, *3*). На остальных образцах интенсивность линий КРС, ответственных за наномасштабные WC включения становится несущественной (кривые *4*–*7*).

Таким образом, наномасштабное изучение КРС на исследуемых образцах позволило подтвердить фазовый состав, а именно наличие WC в составе наноструктурированного ЛС (см. рис. 9). Этот результат указывает на возможность качественного микроанализа параметров ЛС ЭИЛ методом КРС.

При анализе спектров КРС учитывали, что кристалл карбида вольфрама принадлежит к гексагональной сингонии с пространственной

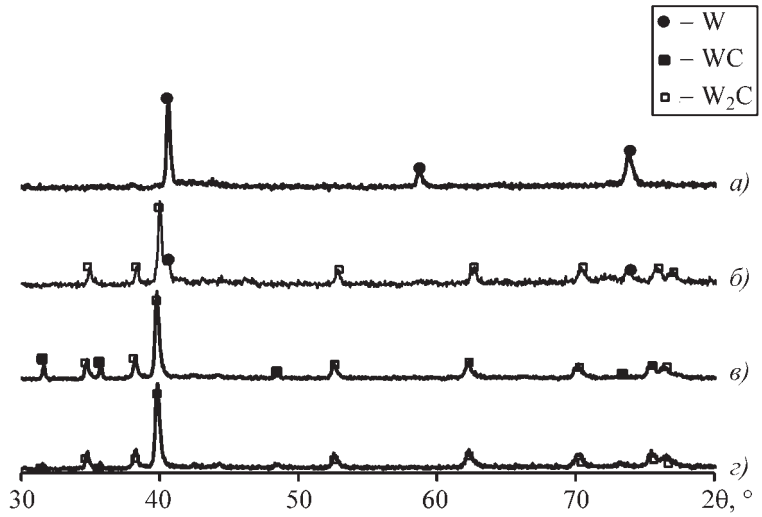


Рис. 8. Дифрактограммы покрытий, полученных при ЭИЛ стали 35 электродными материалами на основе карбида вольфрама с частотой импульсов 400 Гц и длительности, мкс:
а – 200; *б* – 100; *в* – 80; *г* – 40

3. Характеристики покрытий, полученных при механизированном ЭИЛ стали 35

Материал электрода	Длительность импульсов, мкс	Сплошность ЛС, %	Толщина ЛС, мм	Микротвердость, ГПа		$K_{упр}$
				ЛС	основы	
ВК8	20	50	0,001…0,017 / 0,007 ± 0,001*	6,86	2,6	2,64
	80	88	0,001…0,069 / 0,020 ± 0,004	11,65	3,19	3,65
ВК8 + 1 % Al_2O_3	40	64	0,002…0,036 / 0,018 ± 0,003	12,51	3,19	3,92
	60	78	0,002…0,040 / 0,018 ± 0,002	12,19	3,07	3,97
	80	68	0,002…0,054 / 0,016 ± 0,004	10,98	4,03	2,72
ВК8 + 3 % Al_2O_3	40	95	0,002…0,048 / 0,021 ± 0,004	11,04	2,99	3,69
	60	98	0,002…0,049 / 0,024 ± 0,004	12,51	3,74	3,34
	80	97	0,008…0,074 / 0,038 ± 0,005	12,83	4,34	2,96
ВК8 + 5 % Al_2O_3	40	82	0,002…0,043 / 0,025 ± 0,004	11,09	3,44	3,22
	60	87	0,002…0,049 / 0,024 ± 0,004	11,63	3,45	3,37
	80	97	0,002…0,094 / 0,037 ± 0,006	12,37	4,26	2,9

*В знаменателе приведено среднее значение толщины ЛС.

Обозначение. $K_{упр}$ – коэффициент упрочнения, равный отношению микротвердости легированного слоя к микротвердости основы.

группой *D*_3h^1 в обозначениях шенфлиса. Тогда, так же как в [14], полученный спектр КРС представляет собой два гауссова пика 1350 и 1530 см$^{-1}$, что соответствует 4,05 и 4,59 ГГц. Пик 1350 см$^{-1}$ отвечает за колебания в D моде, а 1530 см$^{-1}$ – G моде.

Характеристики покрытий, полученных при механизированном ЭИЛ стали 35 на установке "Электрон-101" импульсами от генератора "IMES", представлены в табл. 3. Обработка всех образцов осуществлялась при следующих режимах: напряжение 40 В; сила тока 160...225 А; частота следования импульсов 400 Гц. Исходная микротвердость образцов из стали 35 составляла 2,6...3,5 ГПа.

Результаты измерения износостойкости полученных ЭИЛ покрытий приведены на рис. 11. Анализ показал, что введение нанопорошка Al_2O_3 в твердый сплав ВК8 во всех случаях повышает износостойкость ЛС.

Наилучшие результаты получены при ЭИЛ ЭМ с добавкой 3 % нанопорошка Al_2O_3. Покрытие наносилось с частотой 400 Гц импульсами длительностью 40 мкс (см. рис. 11, кривая *3*).

На износостойкость ЛС значительное влияние оказывает структура поверхностного слоя. Полосчатая структура с размерами

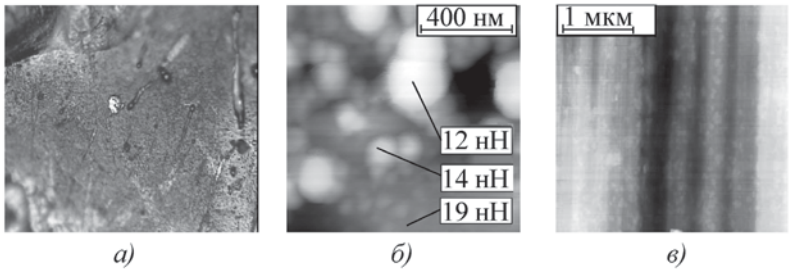


Рис. 9. Фотография поверхности ЛС в конфокальном микроскопе (*а*) и АСМ-сканограммы размерами 3×3 (*б*), 1×1 мкм (*в*)

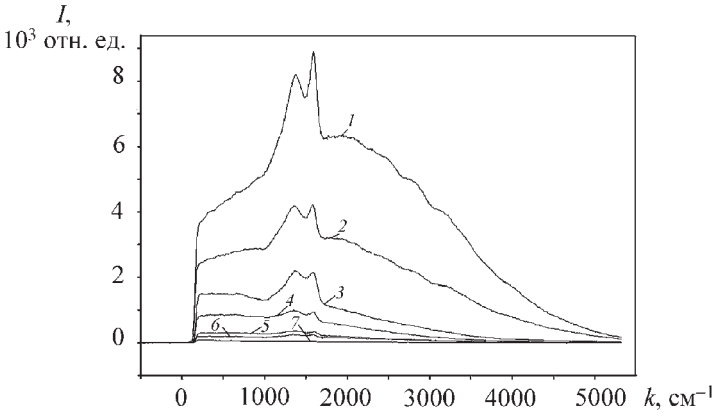


Рис. 10. Спектры комбинационного рассеяния света в наноструктурированных ЛС

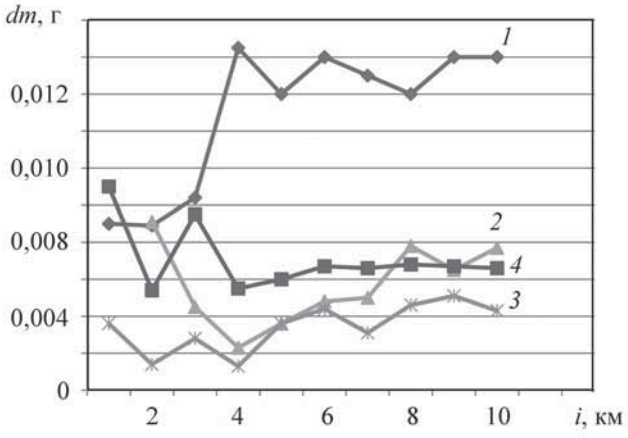


Рис. 11. Относительный износ ЛС на стали 35 с покрытиями из типового сплава ВК8 и ВК8 с добавкой порошка Al_2O_3: *1* – ВК8; *2* – ВК8 + 1 % Al_2O_3; *3* – ВК8 + 3 %: Al_2O_3; *4* – ВК8 + 5 % Al_2O_3; *1*, *3* – длительность импульсов 40 мкс; *2*, *4* – 80 мкс; частота импульсов 400 Гц; время ЭИЛ 2 мин/см^2; *dm* –потеря массы; *i* – путь износа

до нескольких сотен нанометров, полученная твердым сплавом с добавками нанопорошка Al_2O_3 вращающимся электрод-инструментом, имеет лучшие результаты по износостойкости в сравнении с покрытиями, полученными твердым сплавом ВК8 при длительности импульсов 40 мкс.

Увеличение длительности импульсов до 80 мкс отрицательно сказывается на износостойкости вследствие чрезмерного разогрева электрода, что сопровождается разложением карбида вольфрама вплоть до вольфрама.

Выводы

Разработаны новые электродные материалы на основе карбида вольфрама, содержащие добавку нанодисперсного порошка Al_2O_3, который препятствует росту зерен WC срастанием и перекристаллизацией через жидкую фазу.

Определены наиболее эффективные режимы ЭИЛ и состав формируемых ЛС с помощью механизированного ЭИЛ: частота 400 Гц, длительность импульсов до 80 мкс для электрода ВК8 с 1 % Al_2O_3. При введении в ВК8 добавок нанопорошка Al_2O_3 до 5 % и длительности импульсов до 80 мкс увеличивается до 60 % содержание сферических частиц, сформированных из жидкофазной составляющей, что позволяет формировать ЛС с улучшенными физико-химическими и эксплуатационными свойствами, а также повысить эффективность процесса ЭИЛ в результате эрозионной стойкости ЭМ.

Методами АСМ обнаружено формирование в процессе ЭИЛ в ЛС регулярной полосовой наноструктуры, образованной из наночастиц WC. Введение Al_2O_3 в ВК8 повышает износостойкость ЛС.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панов В.С., Чувилин А.М.** Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСИС, 2001. 452 с.

2. **High** resolution microscopy study in Cr3C2-doped WC–Co / T. Yamamoto, Y. Ikuhara, T. Watanabe, T. Sakuma, Y. Taniuchi, K. Okada, T. Tanase // Journal of material science. 2001. Vol. 36. P. 3885–3890.

3. **Kim B.K., Ha G.H., Lee D.W., Lee G.G.** Chemical Processing of Nanostructured Cemented Carbide //Advanced Performance Materials. 1998. 5. P. 341–352.

4. **Назаренко О.Б., Ильин А.П., Ушаков В.Я. и др.** Получение высокотемпературной модификации γ-Al_2O_3 с помощью электрического взрыва проводников в воде // Журнал технической физики. 1996. Т. 66. № 12. С. 131–133.

5. **Sherif El-Eskandarany M.** Fabrication and characterizations of new nanocomposite WC/Al_2O_3 materials by room temperature ball milling and subsequent consolidation // Journal of Alloys and Compounds. 2005. Vol. 391. Issue 1–2. P. 228–235.

6. **Hakan Engqvist and Urban Wiklund.** Mapping of mechanical properties of WC–Co using nanoindentation // Tribology Letters. 2000. 8. P. 147–152.

7. **Назаренко О.Б.** Электровзрывные нанопорошки: получение, свойства, применение / под ред. А.П. Ильина. Томск: Изд-во Томского. ун-та, 2005. 148 с.

8. **Николенко С.В., Верхотуров А.Д.** Новые электродные материалы. Владивосток: Дальнаука, 2005. С. 219.

9. **Использование** нанопорошка Al_2O_3 в качестве ингибитора роста зерна в сплаве ВК8 / С.В. Николенко, А.Д. Верхотуров, М.И. Дворник и др. // Вопросы материаловедения. 2008. № 2 (34). С. 100–105.

10. **Поверхностное** структурирование меди под действием электрического разряда / С.А. Пячин, В.Г. Заводинский, А.П. Кузьменко и др. // Письма в ЖТФ. 2010. 36 (14). С. 34–40.

11. **Решение** о выдаче патента на изобретение № 2009123990/02(033234) / С.В. Николенко, С.Б. Ищенко.

12. **Намитоков К.К.** Электроэрозионные явления. М.: Энергия, 1978. 456 с.

13. **Колгачев А.Е., Панин С.В., Почивалов Ю.И., Антипина Н.А.** Влияние предварительного наноструктурирования поверхностного слоя на износостойкость титанового сплава ВТ6, подвергнутого химико-термической обработке // Известия Томского политехн. ун-та. 2006. Т. 309. № 2. С. 144–148.

14. **Zhang S., Xie H., Hing P., Mo Z.** Adhesion and raman studies of magnetron sputtered amorphous carbon on WC–Co // Surface Engineering. 1999. Vol. 15. № 4. P. 341–346.

Сергей Викторович Николенко, канд. техн. наук,
nikola1960@mail.ru

УДК 621.791

Б.П. Конищев, И.В. Рукосуев *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.А. Алексеева),*
Н.А. Меркуляев *(ОАО "Правдинский завод радиорелейной аппаратуры")*

Совершенствование технологии сварки антенных систем

Представлены результаты механизированной сварки антенных систем.

The results of antenna system mechanized welding are presented.

Ключевые слова: антенные системы; механизированная сварка; остаточное напряжение; приспособление; проковка.

Keywords: antenna systems; mechanized welding; tension; fixture; forging.

К сварным конструкциям антенных систем предъявляют жесткие требования по неплоскостности и исполнительным размерам с допуском ±0,2 мм. После сварки в процессе вылеживания в результате фазовых превращений нестабильных структур и ползучести от действия остаточных сварочных напряжений $\sigma_{ост}$ размеры готовой конструкции могут изменяться.

Известна качественная сторона механизма размерной нестабильности, однако нет универсальных аналитических и эмпирических методов расчета, так как взаимосвязь процессов релаксации $\sigma_{ост}$ фазоструктурных превращений сложна и многогранна.

Сварная конструкция антенной системы представляет собой объемную конструкцию размерами 2×1,8×0,45 м и состоит из двух плоских рам (2×0,45 м) – корытообразных листов толщиной 1,4 мм с приваренными ребрами жесткости в виде продольного и поперечного набора из гнутых уголков размером 30×30 мм.

Плоские рамы соединены между собой шестью балками с помощью сварки. Материал конструкции сталь 10ХСНД толщиной 1,4...2,0 мм.

В серийной технологии конструкцию сваривали короткими и длинными швами механизированной сваркой в среде CO_2 проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм. Для достижения необходимой точности конструкцию после окончательной сварки выдерживали в жестком стапеле в течение 15 сут.

Главной задачей при разработке новой технологии было уменьшение срока выдержки изделия в стапеле.

В результате анализа конструкторской документации и проведения опытных работ была предложена новая технология:

1. Сборку и сварку входящих элементов (узлов) верхней и нижней рамы и поперечных балок вести отдельно в специальных сборочно-сварочных приспособлениях с жестким закреплением и последующей их проковкой при температуре шва в интервале 150...200 °С (для уменьшения $\sigma_{ост}$).

2. Сборку и сварку конструкции проводить в сборочно-сварочном стане с жестким закреплением каждого элемента металлоконструкции. Приварку балок вести от центра к краям в разные стороны.

3. Механизированную сварку вести полуавтоматом МС-250 МЕ с инверторным источником питания в защитном газе "Горгон-8" (старое название "Фогон") по ТУ 2114-002-050 15252–97 сварочной проволокой Св-08Г2С уменьшенного диаметра 0,8...1,0 мм (для уменьшения объема фазовых превращений).

4. После сварки конструкции повторить проковку сварных швов при температуре не более 150...200 °С.

5. После проковки выдерживать изделие в стапеле в течение 24 ч.

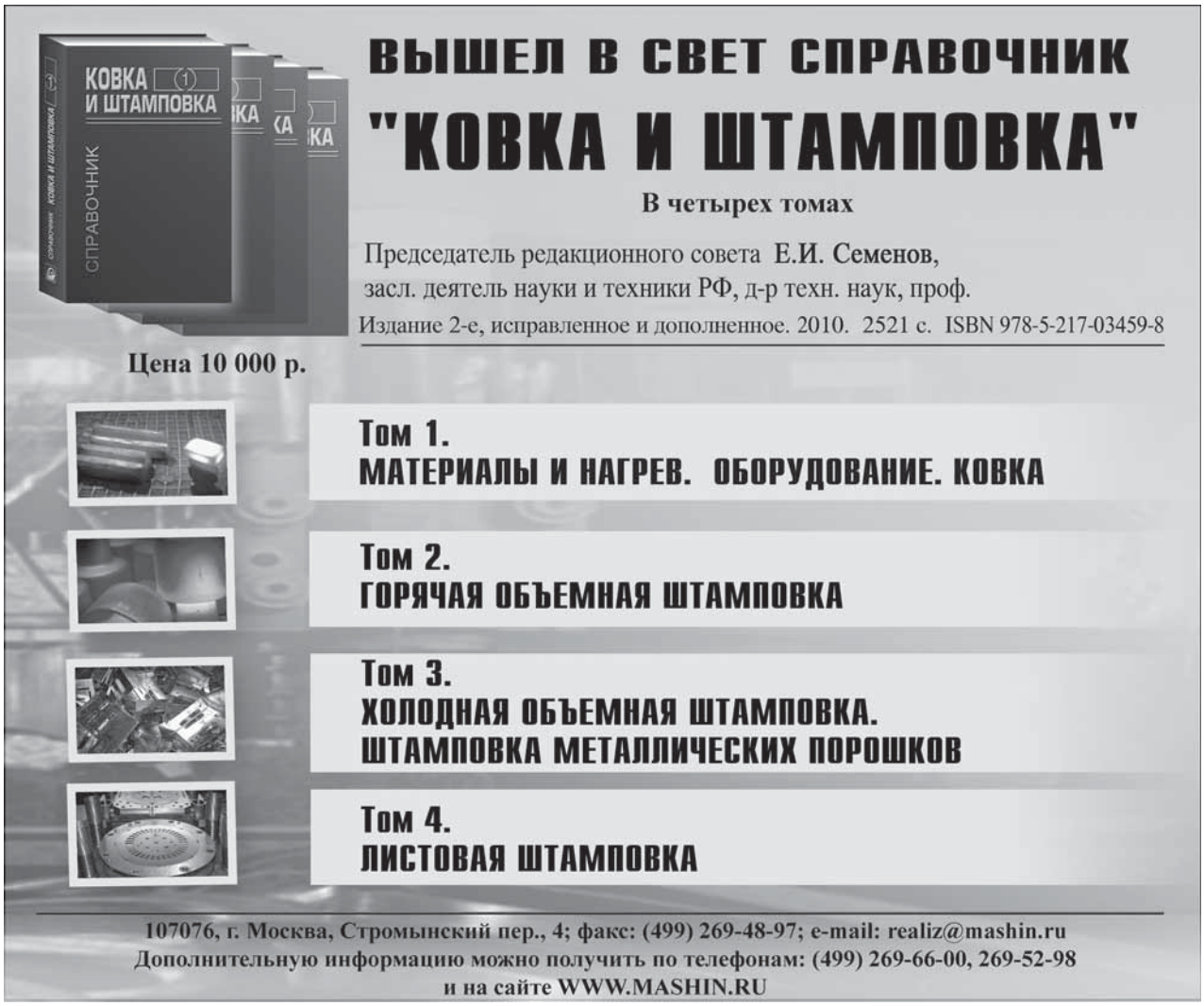
По предложенной технологии была изготовлена опытная партия изделий (5 шт). В результате снижение диаметра проволоки в совокупности с защитным газом "Горгон-8" (8 % CO_2, 92 % Ar) позволило реализовать режим струйного переноса металла и увеличить подачу сварочной проволоки от 6...7 м/мин при сварке в среде CO_2 до 12...14 м/мин с одновременным снижением напряжения на дуге до $U_д$ = 18 В (в CO_2 $U_д$ = = 20...21 В) и возможностью изменять сварочный ток $I_в$ в интервале – 80...100 А, обеспечивая мелкокапельный перенос металла для диаметра проволок 0,8 мм и толщины свариваемого металла 1...1,4 мм.

При сварке короткими швами для толщины свариваемого металла 1,5...2 мм применяли сварочную проволоку диаметром 1,0 мм, $U_д$ = 18 В, $I_{св}$ = 100...120 А, обеспечивая мелкокапельный перенос металла, при сварке длинными швами – струйный перенос металла ($U_д$ = 18 В, $I_{св}$ = 130...160 А).

Данный режим позволил увеличить скорость сварки на 20...25 %, снизить погонную энергию сварки и, как следствие, уменьшить внутренние сварочные напряжения и деформации. При использовании газа "Горгон-8" резко снизилось количество брызг металла и отсутствовали стекловидные шлаки, в результате чего получили гладкую и чистую поверхность шва. Благодаря этому снизился расход сварочной проволоки и уменьшилась трудоемкость на зачистку шва и околошовной зоны.

Заключение. Новая технология позволила сократить выдержку конструкции в сборочно-сварочном приспособлении после сварки до 8 ч вместо предполагаемых 24 ч и 15 сут по штатной технологии, обеспечив при этом размеры конструкции в пределах жестких допусков согласно ТУ на изделие. Таким образом, сократился производственный цикл изготовления, существенно повысилась производительность труда и уменьшились трудозатраты на зачистку сварных швов, что очень важно в условиях серийного производства. Проверка размеров после 15 сут дала положительные результаты.

Борис Петрович Конищев, канд. техн. наук,
gacvvr@mail.ru;
Игорь Валентинович Рукосуев, канд. техн. наук;
Николай Андреевич Меркуляев, канд. техн. наук



ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 05.04.2011 г. Подписано в печать 16.06.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,06. Заказ 360. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.