ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 3 март 2017

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Яровая Е.И., Леушин И.О., Спасская М.М., Кошелев О.С., Гусев А.Ю. Технология нанесения защитных огнеупорных покрытий на литейные заливочно-дозирующие устройства 99

Ерофеев В.А., Протопопов А.А., Страхова Е.А., Захаров С.К. Влияние параметров процесса дуговой наплавки упрочняющего слоя на свойства поверхности заготовок 105

Кузнечно-штамповочное производство

Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х. Экспериментально-расчетный способ определения коэффициента трения при пластическом формоизменении листового металла 108

Вайцехович С.М., Рубцов И.С., Кривенко Г.Г. Разработка технологии гибки трубопроводов скручиванием зоны изгиба 111

Козлова А.О., Железняк Л.М., Снигирев Н.А. Совершенствование технологии горячей объемной штамповки детали "корпус водосчетчика" 115

Прокатно-волочильное производство

Лапшин В.И., Филимонов С.В., Филимонов В.И. Формовка в роликах профиля Forster 50×20×1,5 мм с комбинированным элементом жесткости 119

Малушин Н.Н., Гизатулин Р.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Осетковский И.В. Разработка методики оценки качества наплавленных валков холодной прокатки на основе определения плотности распределения наработки до отказа 128

Материаловедение и новые материалы

Муратов В.С., Морозова Е.А. Особенности формирования структуры и свойств поверхности титана при лазерном легировании 132

Комаров О.Н., Жилин С.Г., Предеин В.В., Абашкин Е.Е., Попов А.В. Получение слябовых заготовок из кипящей стали для прокатного производства методом металлотермии 136

Информация

Серов Р.А., Чибирнова Ю.В., Изотов В.А. Влияние времени выдержки наноуглерода на его модифицирующие способности для алюминиево-кремниевых сплавов 141

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней, в базу данных Chemical Abstracts

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; АО "НПО "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 "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2017

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 3 March 2017

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

This issue prepared with assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossi" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Yarovaya E.I., Leushin I.O., Spasskaya M.M., Koshelev O.S., Gusev A.Yu. Technology of applying of protective refractory coatings on foundry equipment 99
Erofeev V.A., Protopopov A.A., Strakhova E.A., Zakharov S.K. Influence of parameters of arc welding deposition process of strengthening layer on surface properties of work pieces 105

Forging and Stamping Production

Tomilov M.F., Tomilov F.Kh. Experimental method for determining of estimated coefficient of friction during plastic forming of sheet metal 108
Vaytsekhovich S.M., Rubtsov I.S., Krivenko G.G. Development of technology for bending of pipe-lines by twisting of bending zone 111
Kozlova A.O., Zheleznyak L.M., Snigirev N.A. Improving of hot die forging technology of part "body water meter" 115

Rolling and Drawing Production

Lapshin V.I., Filimonov S.V., Filimonov V.I. Forming in rollers of Forster 50×20×1.5 mm profile with combined rigidity element 119
Malushin N.N., Gizatulin R.A., Kovalev A.P., Osetkovsky V.L., Osetkovsky I.V. Development of assessing quality methods of weld rolls for cold rolling based on definition of distribution density of time to failure 128

Physical Metallurgy and New Materials

Muratov V.S., Morozova E.A. Features of forming of structure and properties of titanium surface laser alloing 132
Komarov O.N., Zhilin S.G., Predein V.V., Abaskhin E.E., Popov A.V. Production of slab blanks from rimming steel for rolling production by metallothermy 136

Information

Serov R.A., Chibirnova Yu.V., Isotov V.A. Effect of exposure time of nanocarbon on its ability to modify for aluminum-silicon alloys 141

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2017

УДК 621.74.0026

Е.И. Яровая, И.О. Леушин, М.М. Спасская, О.С. Кошелев, А.Ю. Гусев*
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,
**ФГУП "ФНПЦ НИИИС им. Ю.Е. Седакова", г. Нижний Новгород)*

Технология нанесения защитных огнеупорных покрытий на литейные заливочно-дозирующие устройства

Представлена технология нанесения защитных огнеупорных покрытий на литейные заливочно-дозирующие устройства электро-химико-механическим способом путем синхронного формирования, уплотнения и отверждения огнеупорного слоя под действием электрического тока, накладываемого на сетчатый анод и пористый вращающийся алюминиевый катод, при плотностях тока от 0,3 до 0,8 А/см^2. Конструкции анода и вращающегося катода, оказывающего давление на огнеупорную смесь, обеспечивают высокую точность (до 0,1 мм по толщине слоя) нанесения покрытия на поверхностях любой сложности. Технология отработана на составах, включающих в себя огнеупорный наполнитель-электролит — связующее и упрочнитель.

Ключевые слова: огнеупорные покрытия; твердые электролиты; электрохимическое торкретирование.

The applying technology of protective refractory coatings for foundry equipment by electro-chemical-mechanical method is presented. The method provides forming, compaction and hardening of fire-resistant layer under the influence of current flow. Designs of the anode and the rotating cathode provide high precision (to 0,1 mm) of coating thickness on surfaces of any complexity. Technology is tested for compositions including refractory filler-electrolyte – binder and hardener.

Keywords: refractory coating; solid electrolyte; electrochemical hardening.

Повышение стойкости разливочно-дозирующих устройств в литейном производстве обеспечивается, как правило, защитным огнеупорным слоем (черепком) толщиной 20...25 мм, непосредственно контактирующим с жидким металлом [1]. Химические, динамические и термические нагрузки, которые испытывают контактирующие поверхности, ускоряют процесс разрушения независимо от толщины, причем чем больше толщина, тем меньше срок эксплуатации, так как из-за термических нагрузок возникают трещины.

Часто внутренние поверхности разливочных устройств имеют фасонную конфигурацию и формировать на них однородное покрытие с равной точностью, прочностью и однородностью слоя существующими методами сложно [2].

Увеличить срок эксплуатации разливочно-дозирующих устройств путем их экранирования огнеупорными смесями можно только нанесением равнопрочного по толщине слоя на контактирующих с жидким расплавом поверхностях. Решение этого вопроса возможно при использовании специальных способов нанесения и составов огнеупорных смесей.

Предложено нанесение экранирующего огнеупорного слоя синхронным электрохимико-механическим способом (ЭХТ-процесс). Формирование, уплотнение, отверждение по этому способу осуществляются под действием электрического тока вращающимся катодом, оказывающим давление на смесь. ЭХТ-процесс по сравнению с наиболее распространенными способами [3, 4] менее трудоемок, энергоемок и материалоемок.

ЭХТ-процесс и технологию его нанесения отрабатывали на модели установки, пред-

ставленной на рис. 1. На стальной кожух *2*, футерованный кирпичной кладкой *3*, закрепляется сетчатый (перфорированный алюминиевый лист) электрод *5* (анод), на последний наносится огнеупорная масса *1*, которая уплотняется вращающимся электродом *4* (катодом).

Механизмы планетарного и собственного вращения электрода представлены зубчатыми колесами, соединенными с асинхронными электродвигателями. Подача напряжения осуществляется согласно электрической схеме ЭХТ. Анод *5* выполнен в виде перфорированного листового алюминия (рис. 2, *а*, *б*), катод *14* — из порошкового алюминия (рис. 2, *в*).

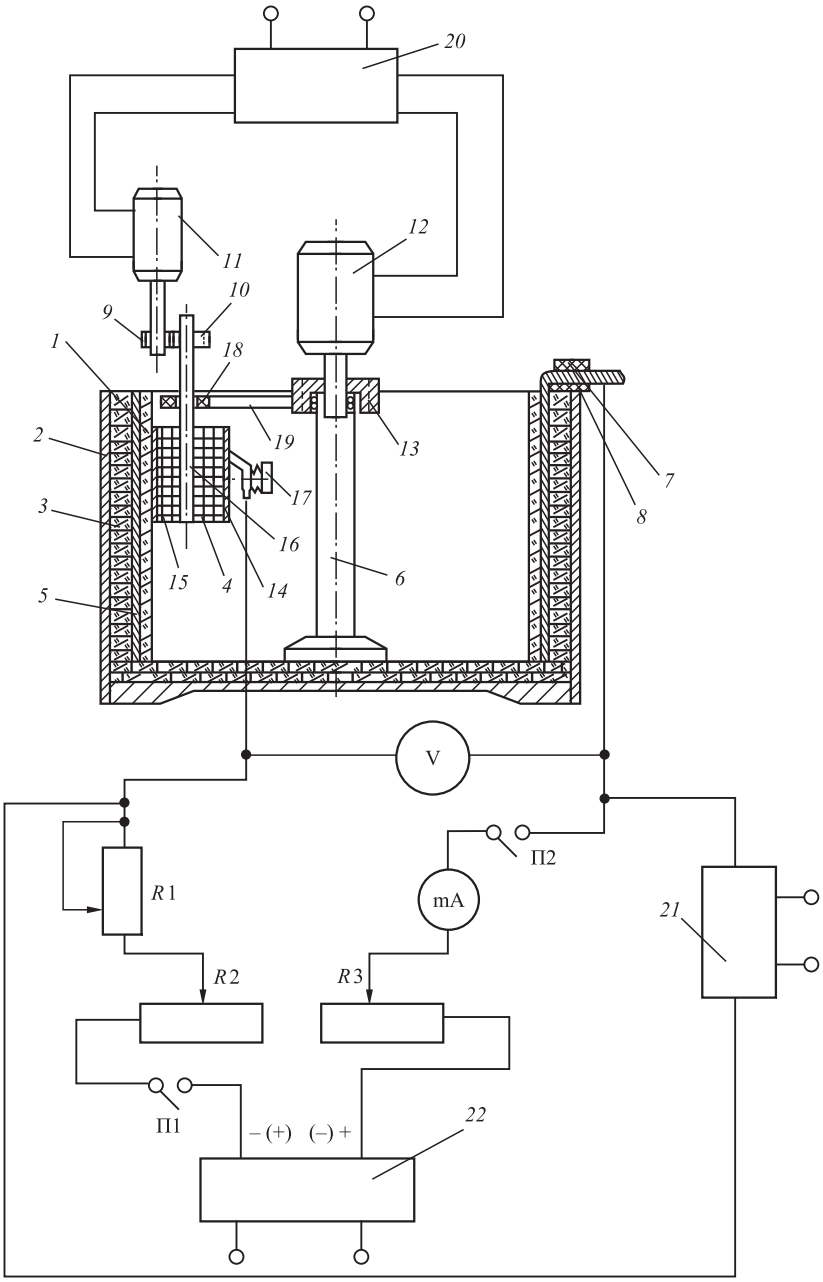


Рис. 1. Схема установки ЭХТ:

1 — электролит; *2* — кожух; *3* — футеровка; *4* — вращающийся электрод; *5* — анод; *6* — стойка; *7* — шина; *8* — зажим; *9*, *10*, *13* — зубчатые колеса; *11*, *12* — асинхронный электродвигатель; *14* — катод; *15* — керамический цилиндр; *16* — стержень; *17* — скользящий контакт; *18* — втулка; *19* — рычаг; *20* — преобразователь частоты вращения; *21* — инвертор; *22* — регулятор ток—напряжение; П1, П2 — переключатели; *R*1, *R*2, *R*3— переменные сопротивления

Поверхность и масса анода по рис. 2, *а*, *б* могут регулироваться перфорацией, при этом сохраняется его оптимальная технологическая прочность. Так, для алюминиевой фольги толщиной 0,1 мм оптимальная степень перфорации $F_{общ}/F_{св}$ = = 1,1...1,3 ($F_{общ}$, $F_{св}$ — общая и свободная поверхности фольги).

Катод — пористый спеченный алюминий, выполненный в виде насадки (см. рис. 2, *в*) с замковой и центрирующей частями. Размер пор меньше минимального размера наполнителя (0,1 мм). Толщина стенок катода 3 мм выдерживает давление 35 МПа, соответствующее пределу прочности готовых черепков [5].

На модели показан анод на огнеупорной подкладке (рис. 3), сформированный по ЭХТ-процессу. Слой абсолютно ровный по толщине и высоте.

Последовательность отверждения и формирования защитного слоя по ЭХТ-процессу представлена на рис. 4.

Операции № 3, 4, 5, 7 ЭХТ и прессования совпадают по времени, при прессовании операции № 10, 11, 12, 13 составляют 1/8 от ЭХТ. Полное время ЭХТ-процесса меньше в 6,2 раза по сравнению с прессованием.

Давление, формирующее заданную плотность и структуру слоя, можно теоретически определить по методикам работ [6, 7]:

$$\gamma_п(p) = \gamma_т - z_0(p)(\gamma_т - \gamma_{нас}) = \\ = \gamma_т - (a_0 - b_0 p)(\gamma_т - \gamma_{нас}), \quad (1)$$

где $\gamma_п(p)$ — плотность смеси при давлении p, г/см^3; $\gamma_т$ — теоретическая плотность прессуемого материала, г/см^3; $\gamma_{нас}$ — начальная насыпная

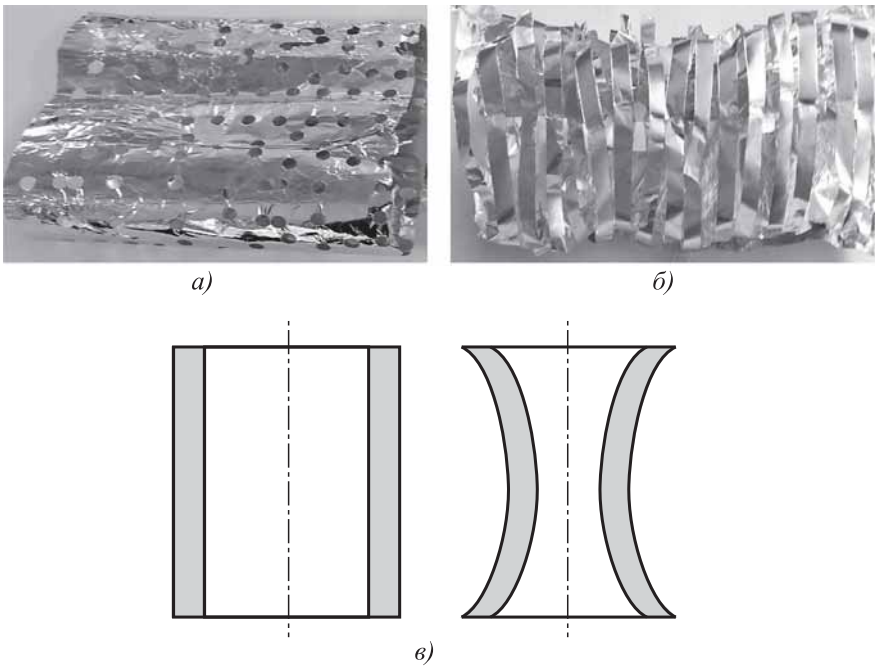


Рис. 2. Алюминиевые анод (*а*, *б*) и катод (*в*):
а — $S_{общ}/S_{св}$ = 1,11; *б* — $S_{общ}/S_{св}$ = 1,3; *в* — цилиндрическая и седлообразная конфигурации насадок катодов, спеченных из пористого алюминия

Рис. 3. Огнеупорный слой по ЭХТ-процессу толщиной 5 мм на модели после растворения анода

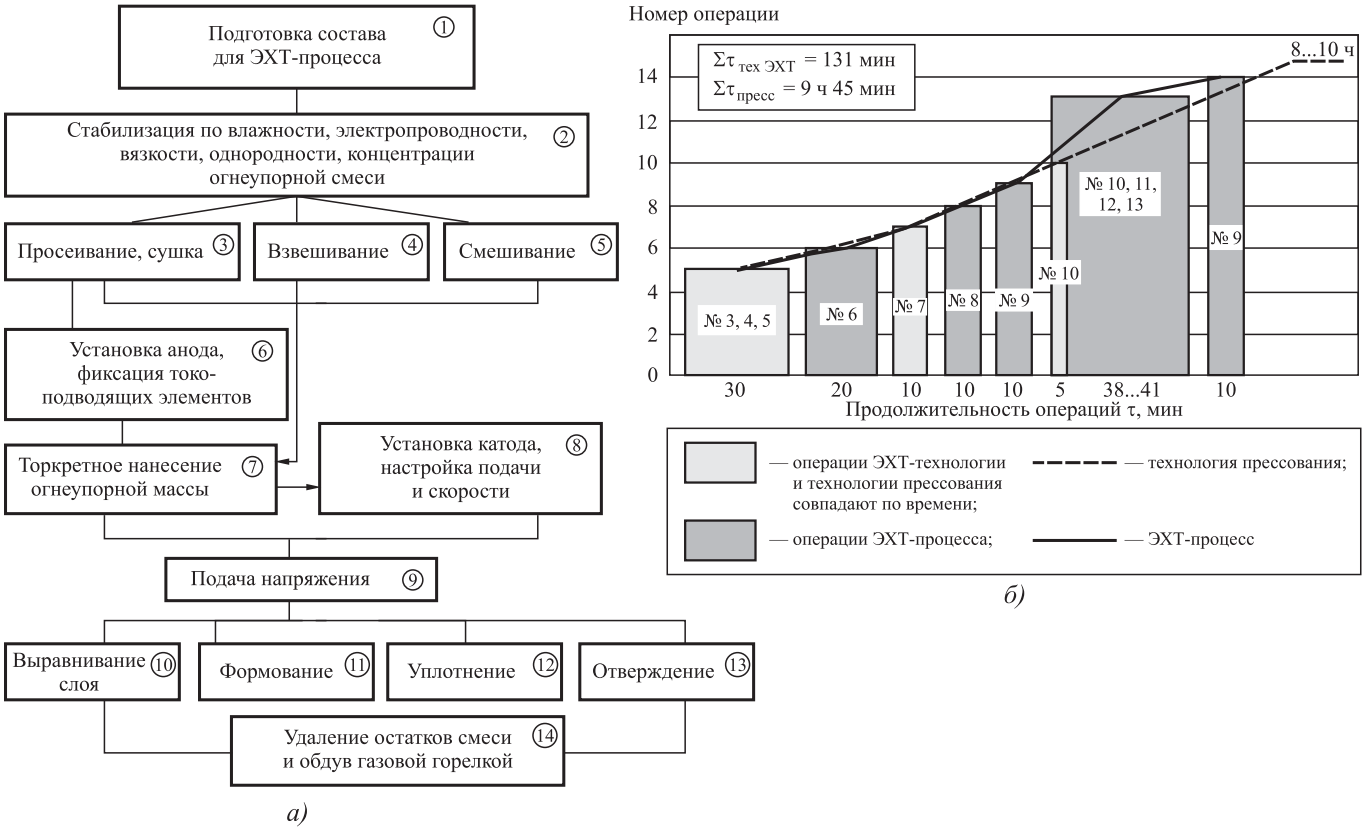


Рис. 4. Технология ЭХТ-процесса (*а*) и экспериментальная циклограмма затрат времени по операциям на 1 м^2 поверхности с толщиной слоя 10 мм при размерах катода ∅100×100 мм, плотность электрического тока 0,5 А/см^2 (*б*)

плотность, г/см^3; z_0 — степень уплотнения; a_0 — отношение объемных долей пор в упорядоченной и свободной упаковке частиц; b_0 — скорость изменения объемной доли пор в зависимости от давления, 1/Па.

На рис. 5 показано влияние давления на пористость П и деформацию образца при прессовании и уплотнении вращающимся катодом под давлением, определенное по методике работы [8]. Основная задача состоит в оценке критического давления $p_к$, при котором заканчивается увеличение прочности и снижение пористости П. Из-за неточности в оценке коэффициентов a_0, b_0 определение $p_к$ затруднено, поэтому его чаще всего определяют практически. Критическое давление $p_к$ при уплотнении вращающимся роликом и прессованием на образцах одного состава смеси по деформации f совпадает (т. *B*, см. рис. 5).

На рис. 5 уровень f_0 соответствует предельному состоянию деформации, ниже данного уровня деформация без разрушения невозможна. Оптимальная деформация смеси возможна в диапазоне давлений $p_н...p_к$, этот диапазон давлений и применяют на практике [6]. Деформацию смеси определяют отношением начальных $V_{нас}$ и конечных $V_д$ объемов, связь деформации с плотностью показана на рис. 6.

Прессованные образцы получены с использованием стандартного пресс-инструмента диаметром 42,3 мм. Измеряли высоту засыпки смеси, давление прессования и ход пуансона, осуществляли ступенчатое по температуре до 1000 °С спекание за 9 ч. Степень уплотнения и пористость полученных образцов совпадали с теоретическими, рассчитанными по (1).

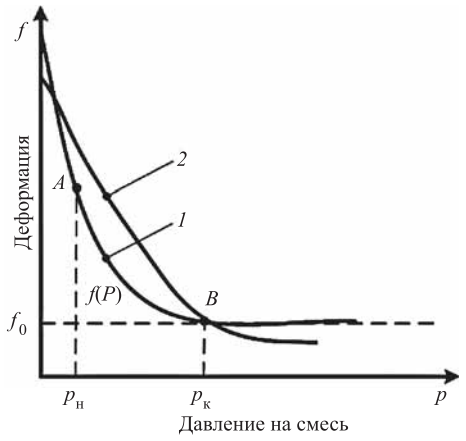


Рис. 5. Деформация смеси при прессовании (*1*) и ЭХТ-процессе (*2*)

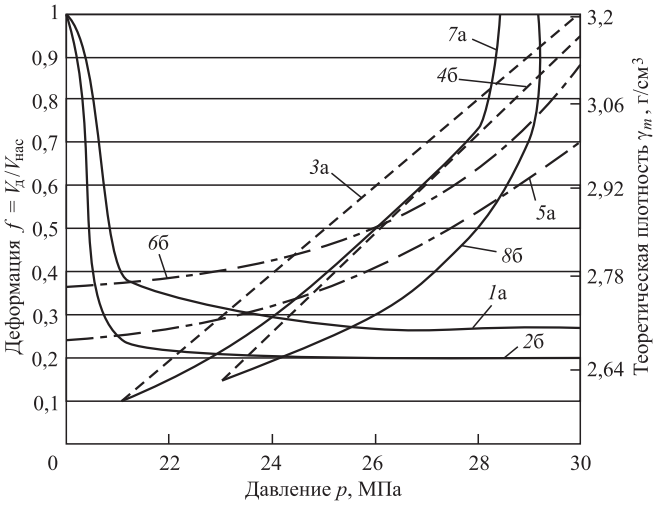


Рис. 6. Деформация и изменение плотностей огнеупорных смесей составов $SiO_2+ZrO_2\cdot CaO$ (а) и $SiO_2+Na_2O\cdot 11Al_2O_3$ (б) при уплотнении прессованием и вращающимся электродом:

*1*а, *2*б — деформация прессованных образцов; *7*а, *8*б — изменение плотности прессованных образцов; *3*а, *4*б — теоретические плотности образцов; *5*а, *6*б — изменение плотности образцов за счет уплотнения вращающимся электродом. Буквенные обозначения "а" и "б" после номера кривой означают соответствующий состав смеси

Разница в плотностях смесей при прессовании и уплотнении вращающимся электродом практически нивелируются при наложении тока (см. рис. 6). Уплотнение вращающимся электродом сопровождается меньшей шероховатостью получаемой поверхности.

Основными параметрами электрохимического процесса являются: время контакта вращающегося электрода со смесью, скорость растворения анода, проводимость электролита, ток. Время контакта согласуется со временем растворения анода [9]:

$$\tau = \frac{d\gamma \cdot 10^2}{g_{Me} i_k \text{ВТ}}, \quad (2)$$

где d — толщина растворенного анода, м; γ — плотность анода (алюминий), кг/м^3; g_{Me} — электрохимический эквивалент растворенного металла, г/(А·ч):

$$g_{Me} = Э_{Me}/F, \quad (3)$$

где $Э_{Me}$ — эквивалентная масса металла, г/см^3; $F = 96\,485{,}309$ Кл·моль$^{-1}$ — постоянная Фарадея; i_k — катодная плотность тока, А/м^2; ВТ — выход по току,

$$\text{ВТ} = \frac{m_{Me}}{J_k \tau g_{Me}}, \quad (4)$$

где J_k —ток, протекающий через катод, А; τ — время, с.

Влияние способа формообразования на плотность смеси при одинаковом качестве наполнителя SiO_2 с анодом $m_а/S_а$ = 0,054 и 0,042 г/см^2 $U(t)$ = const

Номер состава смеси	Состав смеси	Способ формования	$m_а/S_а$, г/см^2	Плотность смеси, г/см^3	Время отверждения, 1 м^2, мин	i, А/м^2 ($U(t)$ = const)	Выход по току	Предел прочности на сжатие, МПа
1	β-глинозем — 14 %; CaO – 2,25 %; $Na_2SiO_3 \cdot 9H_2O$ — 5 %; синтетический порообразователь — 0,1 %; этиловый спирт – 10 %; SiO_2 — остальное	ЭХО:						
		$S_а/S_к$ = 1:1	0,042 0,054	2,95 2,95	24 27	0,1...0,5 0,5	0,92 0,89	24 24
		$S_а/S_к$ = 1:3	0,042	2,96	20	0,8	0,92	24
		Прессование	—	2,95	540	—	—	23,5
2	$Na_2Zr_2Si_3PO_{12}$ — 12 %; CaO — 4,5 %; $Na_2SiO_3 \cdot 9H_2O$ — 5 %; Al_2O_3 — 6 %; спирт — 10 %; H_2O — 10 %; SiO_2 — остальное	ЭХО:						
		$S_а/S_к$ = 1:1	0,042 0,054	2,9 2,9	43 46	0,5...0,8 0,8	0,94 0,9	26 26
		$S_а/S_к$ = 1:3	0,042	2,92	38	0,6	0,94	26
		Прессование	—	2,93	540	—	—	24,9

Так, продолжительность процесса растворения алюминиевого анода массой 11,5 г на поверхности 50 см^2 в объеме электролита массой 120 г при средней плотности тока $i = \sqrt{i_к i_а = 0,4}$ А/см^2 ($i_к$, $i_а$ — катодная и анодная плотности тока, А/см^2) составила 38...40 мин при частоте радиального вращения катода 10 об/мин и собственного вращения 20 об/мин. Использование связующих, применяемых в огнеупорных материалах, без добавок, увеличивающих проводимость, тормозит процесс разложения анода. Применение добавок в связующих, обладающих высокой ионной проводимостью, ускоряет процесс отверждения смеси под действием электрического тока [9, 10].

Состав электролита-связующего: β — глинозем, CaO, Na_2SiO_3, спирт, $Na_3Zr_2Si_3PO_{12}$, Al_2O_3, что соответствует составам смесей № 1 и 2 (см. таблицу). В состав электролита входят компоненты, интенсифицирующие процесс растворения Al в электролите, в частности Na, и не увеличивающие его омическое сопротивление.

Эффективность работы электролита возрастает за счет увеличения поверхности контакта при вращении электрода. Площадь поверхности растворимого анода $S_а$ выбирают исходя из плотности тока, протекающего через систему. Для каждого конкретного электролита определяют оптимальное соотношение катодной и анодной поверхностей, в данной работе $S_к$:$S_а$ = 1:71 (при вращении катода). При отсутствии собственного вращения катода поверхности контакта равны $S_к = S_а$. Экспериментально по кривой спада тока J по времени при $U(t)$ = const в электрохимической ячейке можно определить оптимальную плотность тока электрохимического процесса, оценить интенсивность его протекания, найти время окончания процесса (рис. 7).

Отверждение смеси обеспечивается одновременно планетарным $\bar{v}_р$ и собственным вращением катода $\bar{v}_с$, скорости которых согласуются со временем полного отверждения:

$$\tau_{отв} = \frac{d\gamma \cdot 10^2}{g_{Me} i_к BT} = \frac{S_а}{\left(\bar{v}_с + \bar{v}_р\right) S_к}, \qquad (5)$$

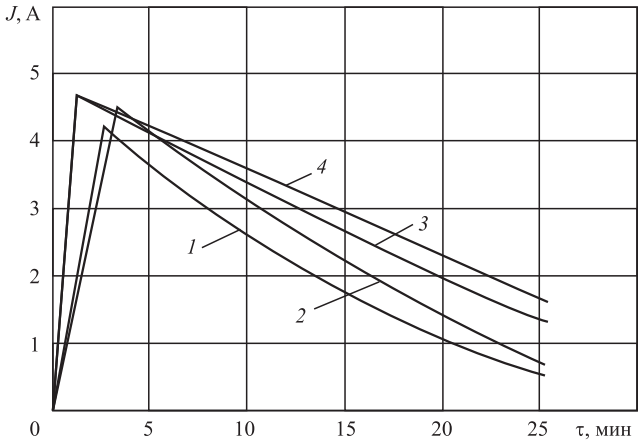


Рис. 7. Кривые спада тока по времени в торовом канале U = 3,5 В:

0 — включение системы; *1*, *3* — слой 5 мм; *2*, *4* — слой 10 мм (*1*, *2* — электролит состава № 1); *3*, *4* — электролит состава № 2, см. таблицу)

ВТ определяют экспериментально, зависит от площадей контакта анода $S_а$ и катода $S_к$, плотности тока и активирующих добавок. Так, при $S_а = 0{,}5S_{полн}$ ($S_{полн}$ — поверхность без перфорации) и $m_а/S_а = 0{,}054$ г/см^2; $S_а = 0{,}65S_{полн}$ и $m_а/S_а = 0{,}042$ г/см^2 и плотности тока $j = 0{,}5$ А/см^2, время отверждения составило 48 и 46 мин соответственно, а величина = 0,92 и 0,94.

При радиусе катода $R_к = 0{,}05$ м и высоте $h = 0{,}1$ м (контактная поверхность $S_к = 0{,}0314$ м^2), диаметре ковша $2R_р = 0{,}6$ м время отверждения смесей составов № 1 и 2 по таблице составило 27 и 46 мин соответственно при частоте вращения $\bar{v}_р = 355$ об/мин и $\bar{v}_с = 5$ об/мин (для смеси состава № 1) и $\bar{v}_р = 358$ об/мин и $\bar{v}_с = 5$ об/мин (для смеси состава № 12).

Рассчитанные значения $\bar{v}_р$ и $\bar{v}_к$ соответствуют отношению $S_к$:$S_а$ = 1:1 при коэффициенте перфорации анода 1,11. Значения соотношения $S_к$:$S_а$ и соответствие их $\tau_{отв}$ обеспечиваются конструктивными параметрами анода, катода, а также выбором скоростей $\bar{v}_р$ и $\bar{v}_с$. Изменение отношения $S_к$: $S_а$ уменьшает $\tau_{отв}$ при одинаковых токовых режимах (см. таблицу).

Экспериментальные данные подтвердили, что наложение оптимальных токовых режимов и давления позволяют интенсифицировать процессы формирования покрытий; правильный выбор конструкций анода и катода обеспечивают прочный слой на поверхности литейных емкостей. При ЭХТ-процессе время формирования слоя в разы меньше прессованных образцов, при этом образцы по ЭХТ-технологии не уступают по прочности прессованным образцам.

Технология ЭХТ за счет механического и электрохимического воздействия менее трудоемка по сравнению с прессованием. Точность и регулируемость предлагаемого способа формирования покрытия увеличивают КПД процесса, стойкость разливочно-дозирующих устройств. Применение ЭХТ-технологии экономически целесообразно на стендах ремонта ковшей и других высокотемпературных устройств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Огнеупорные**, теплоизоляционные и строительные материалы для печей: учеб. пособие / В.А. Васильев и др. Н. Новгород: Изд-во НГТУ, 2010. — 136 с.
2. **Горенко В.Г., Яновер Я.Д.** Теплоизоляционные материалы в литейном производстве. — Киев: Техника, 1981. — 95 с.
3. **Пат. 139380 РФ.** Устройство для футеровки технологических емкостей / Е.И. Яровая и др.; заявитель и патентообладатель НГТУ им. Р.Е. Алексеева. № 2013146698; заявл. 18.10.2013; опубл. 17.03.2014.
4. **Пат. 2558703 РФ.** Способ изготовления футеровки разливочного ковша / Е.И. Яровая и др.; заявитель и патентообладатель НГТУ им. Р.Е. Алексеева. № 2013145165/02; заявл. 08.10.2013; опубл. 20.04.2015.
5. **Проектирование** и эксплуатация высокотемпературных технологических установок: Учеб. пособие / Ю.В. Троянкин. М.: Изд-во МЭИ, 2002. 324 с.
6. **Андреев Э.И., Бочаров А.С., Иванов А.В.** Оценка эффективности технологий топливных таблеток из порошка UO_2 с использованием модели динамики "активных" пор // Известия вузов. Цветная металлургия. 2002. № 4. С. 47—54.
7. **Андреев Э.И., Главин К.В., Либенсон Г.А. и др.** Применение математической модели для описания процессов консолидации и компактирования порошков диоксида урана // Известия вузов. Цветная металлургия. 2008. № 3. С. 58—63.
8. **Теория** и расчет энергосиловых установок космических летательных аппаратов: Учебник для вузов / Л.А. Квасников и др. 2-е изд., перераб. и доп. М.: МАИ, 2001. 480 с.
9. **Кудрявцев Н.Т.** Электролитические покрытия металлами. М.: Химия, 1979. 352 с.
10. **Формирование** огнеупорных покрытий на фасонных поверхностях / Е.И. Яровая, И.О. Леушин, М.М. Спасская, А.Ю. Гусев // Взаимодействие науки и литейно-металлургического производства: материалы 7-го всерос. науч.-техн. семинара. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2016. С. 129—135.

Елена Игоревна Яровая, канд. техн. наук,
helyar@yandex.ru;
Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук;
Маргарита Михайловна Спасская, канд. техн. наук;
Олег Сергеевич Кошелев, д-р техн. наук;
Александр Юрьевич Гусев

УДК 621.791

В.А. Ерофеев, А.А. Протопопов, Е.А. Страхова, С.К. Захаров
(Тульский государственный университет)

Влияние параметров процесса дуговой наплавки упрочняющего слоя на свойства поверхности заготовок

Выполнен анализ дуговой наплавки порошковой проволокой на стальную подложку, основанный на физико-математическом моделировании формирования наплавочной ванны. Определены параметры процесса наплавки, при которых минимизируются перемешивание наплавляемого сплава с металлом подложки, а также формирование закалочных структур и возникновение трещин без предварительного подогрева подложки.

Ключевые слова: дуговая наплавка; компьютерное моделирование; формирование поверхности; прочностные свойства.

The analysis of arc deposition by powder wire on steel base which based on the physical and mathematical modelling of surfacing bath formation is performed. The arc deposition parameters under which are minimized mixing of the filler alloy with the base metal and the formation of hardening structures and cracks without preheating the base are determined.

Keywords: arc deposition; simulation; formation of surface; strength properties.

Несмотря на широкое применение наплавки [1, 2], технологические рекомендации по дуговой наплавке порошковых материалов на инструмент для горячей штамповки отсутствуют.

Экспериментальное определение параметров наплавки, при которых обеспечиваются заданные требования к свойствам наплавленного слоя, дорогостоящее, поэтому задачу решали методами компьютерного инженерного анализа, основанного на физико-математическом моделировании процесса формирования наплавляемого слоя [3—6].

Исследование проведено методом компьютерного моделирования. Для анализа использованы модель процесса наплавки, а также результаты анализа эффективности некоторых способов наплавки и разработки метода дуговой наплавки в защитном газе износостойких многофункциональных слоев из ультрамелкодисперсных и наномодифицированных композиций на ответственные детали штампов горячей штамповки, изготовленные из инструментальных легированных сталей.

Заготовки для штампов горячей штамповки изготовляют, например, из сталей 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХГМ, 4ХМФС, 5Х2СФ, 4ХСНМФЦР, 5Х2НМФС, 3Х2В8Ф, 3Х2М2Ф, 3ХВ4СФ, 4Х4ВМФС в форме фасонных поверхностей и пластин толщиной 20...40 мм и с максимальным размером до 500...1000 мм.

Рассмотрено образование слоя упрочняющего сплава из ультрамелкодисперсных и наномодифицированных композиций толщиной до 2,5 мм.

Теплофизические свойства указанных сталей практически одинаковы [7]. Приведенные выше размеры изделий допускают наплавку несколькими параллельными валиками с предварительным нагревом заготовок до температуры 300 °С при скорости перемещения горелки, обеспечивающей минимальное проплавление.

На рис. 1 показана схема укладки валиков. При наплавке штампов требуется также минимизировать перемешивание материала

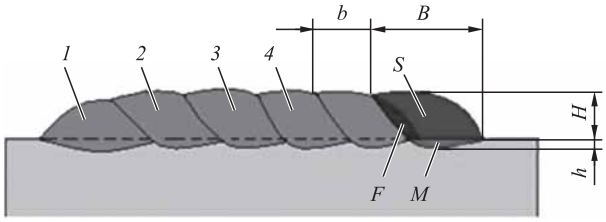


Рис. 1. Укладка валиков при наплавке штампов:
1—4 — номера валиков; *b* — смещение дуги; *B* — ширина наплавочной ванны; *S*, *F*, *M* — сечения наплавки, переплава предшествующего валика и расплава подложки соответственно; *H* — высота наплавки; *h* — проплавление подложки

порошковой проволоки с металлом заготовки. Основным фактором перемешивания является давление дуги, которое деформирует поверхность наплавочной ванны, создавая кратер в расплаве. Давление дуги зависит от тока, поэтому наплавку первого слоя необходимо осуществлять при минимальном токе, обеспечивающем нагревание поверхности заготовки до температуры плавления.

Моделированием установлено, что минимальный ток дуги в аргоне, вызывающий плавление поверхности заготовок из указанных сталей, составляет 90...100 А (рис. 2, см. обложку).

Дуга плавящегося электрода в аргоне имеет длину 3...4 мм при напряжении 11..12 В. При скорости перемещения 5 мм/с и токе дуги 100 А возникает наплавочная ванна шириной 5...6 мм. При наплавке плавящимся электродом ток дуги 100 А плавит порошковую проволоку с сердечником из тугоплавких металлов диаметром 1,6 мм со скоростью 16..18 мм/с.

На рис. 3 (см. обложку) представлены результаты моделирования формирования одиночного наплавочного валика при разных температурах подогрева.

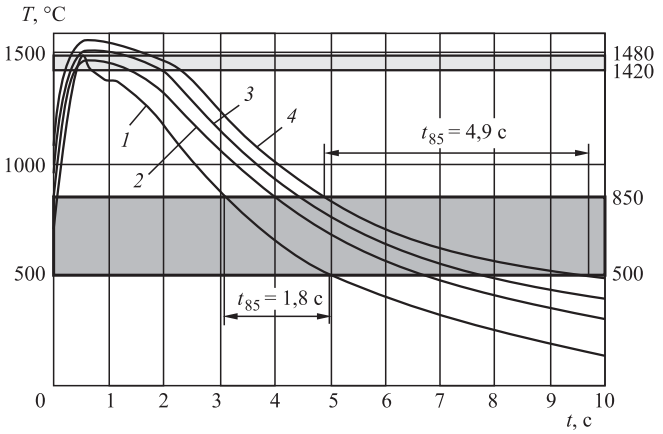


Рис. 4. Термические циклы на поверхности подложки в центре основания наплавляемого валика при различных значениях температуры предварительного подогрева подложки:

1 — 20 °С; *2* — 150 °С; *3* — 250 °С; *4* — 350 °С

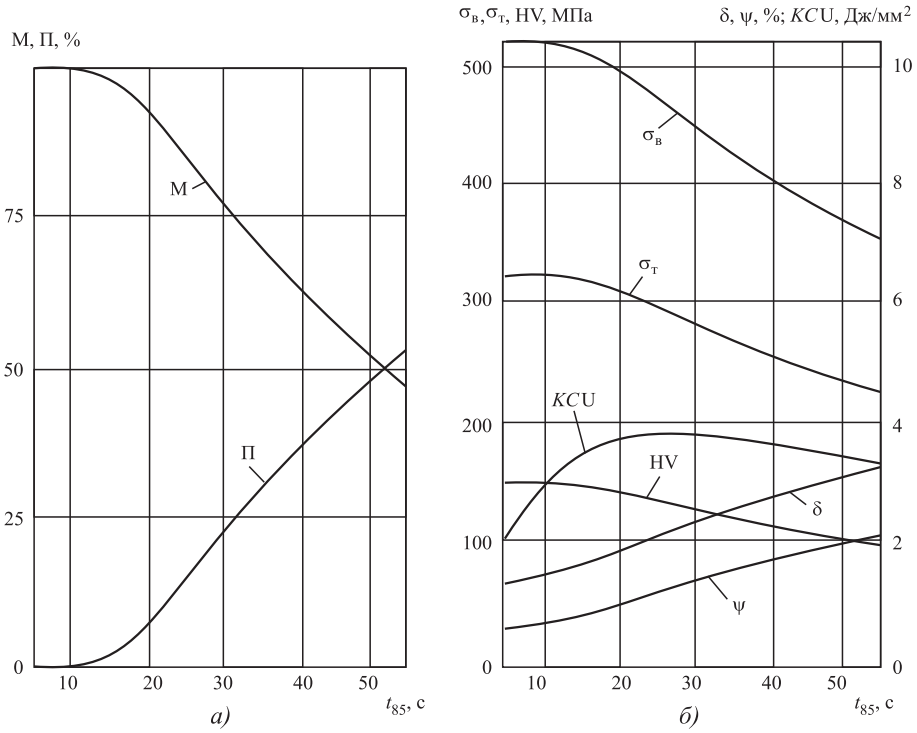


Рис. 5. Влияние длительности охлаждения на структуру (*а*) и механические свойства (*б*) стали 40ХН:

М, П — содержание мартенсита и перлита; $\sigma_т$, $\sigma_в$ — пределы текучести и прочности; δ, ψ — относительные удлинение и сужение; HV — твердость по Виккерсу; *KC*U — ударная вязкость

На рис. 4 показаны термические циклы на поверхности подложки в центре валика при разных температурах подогрева.

Изучено влияние термических циклов наплавки на структуру и механические свойства стальной подложки [8—10]. На рис. 5 приведено влияние длительности охлаждения в интервале температур полиморфного превращения t_{85} на структуру и механические свойства стали 40ХН.

Получено, что температура подогрева подложки при наплавке не оказывает существенного влияния на механические свойства стали 40ХН и подобных сталей этой группы, имеющих мартенситную структуру. Но подогрев улучшает формирование валика (см. рис. 3), увеличивая ширину валика с одновременным снижением его высоты.

На рис. 6 (см. обложку) приведены результаты численного эксперимента по оценке влияния расположения электрической дуги относительно предыдущего валика, которое оценивается смещением центра дуги относительно границы предыдущего валика. Это смещение значительно влияет на распределение теплоты дуги между ранее наплавленным валиком и подложкой.

Соответственно изменяются формирование валика и распределение предельных значений температуры, а также распределение температуры на поверхности, полученной при наплавке предшествующего валика. Установлено, что наплавку оптимально выполнять с небольшим смещением центра дуги на подложку, что соответствует шагу между валиками, равному 0,35...0,4 их ширины.

Одиночный валик при такой скорости подачи проволоки формируется выпуклой формы с максимальной высотой 2,2 мм (средней 1,35 мм) и площадью поперечного сечения 6 мм^2. Максимальное проплавление металла заготовки 0,5...0,7 мм. Коэффициент участия металла заготовки в наплавленном металле 22...27 %. Последующие валики наплавляются параллельно со смещением 3 мм. При этом ранее наплавленный валик частично переплавляется. Второй и последующие валики формируются со средней высотой 2,2 мм, а коэффициент участия металла заготовки в валике уменьшается до 12...14 %. Глубина впадины между валиками составляет 0,5...0,8 мм.

Так как металл первого слоя частично переплавляется при укладке второго слоя на 20...25 % площади сечения, во втором слое присутствует небольшая примесь металла заготовки (2,5...3 %).

Выводы

1. При наплавке требуется уменьшить перемешивание наплавляемого сплава с металлом подложки. Основным фактором перемешивания является давление дуги, деформирующее поверхность наплавочной ванны, создавая кратер в расплаве. Давление дуги зависит от тока, поэтому наплавку первого слоя необходимо осуществлять током не более 100...120 А. Такой ток дуги в аргоне при скоростях перемещения 2...10 мм/с создает на поверхности среднелегированных сталей наплавочную ванну шириной 5...6 мм. Последующие слои можно наплавлять при бóльших значениях тока дуги (200...250 А), при которых глубина проплавления не превышает половины толщины наплавки предшествующего слоя, а ширина наплавочной ванны увеличивается до 7...9 мм.

2. При наплавке стали, содержащей тугоплавкие металлы, на стали, применяемые для изготовления инструмента для обработки металлов давлением, необходимо избегать формирования закалочных структур и возникновения трещин. Это достигается обеспечением при наплавке достаточно медленного охлаждения металла, используя подогрев подложки до температуры 300...350 °С или выполняя наплавку при малой скорости перемещения наплавочной горелки в направлении формирования слоя.

3. При наплавке ниточными валиками смещение наплавочной горелки при переходе к следующему валику должно составлять 0,5...0,6 ширины валика.

Полученные результаты являются технологическими рекомендациями по выполнению наплавки порошковой проволокой слоя, содержащего мелкодисперсные порошки карбида вольфрама, молибдена, тантала и хрома, на поверхности стального инструмента для обработки давлением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Sudnik W., Erofeew W., Radaj D. et al.** Numerische Modellierung des Laserbeschichtens mit Pulver und experimentelle Verifizierung // Simulation der Fgetechniken — Potentiale und Grenzen: Beitrge zum DaimlerChrysler-Technologiekolloquium. Dsseldoef: DVS-Verlag. 2001. B. 214. S. 108—117.
2. **Курьянинова Е.И., Ерофеев В.А.** Оптимизация технологических параметров лазерно-порошковой наплавки на основе математического моделирования // Сварочное производство. 2007. № 4. С. 21—27.
3. **Страхова Е.А., Ерофеев В.А., Судник В.А.** Физико-математическое моделирование процесса наплавки с поперечными колебаниями плазмотрона // Сварка и диагностика. 2009. № 3. С. 32—38.
4. **Ерофеев В.А., Страхова Е.А.** Компьютерный инженерный анализ процесса плазменно-дуговой наплавки слоя цветного сплава на стальные тела вращения // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 12. С. 12—18.
5. **Ерофеев В.А., Захаров С.К., Кузнецов О.В.** Особенности технологии дуговой наплавки упрочняющих слоев на стальную подложку // Известия тульского государственного университета. Технические науки. 2014. № 11-1. С. 132—138.
6. **Зайффарт П., Касаткин О.Г.** Расчетные модели для оценки вязкости разрушения низко- и среднелегированного металла шва в зависимости от его состава и структуры // Сварочное производство. 1995. № 6. С. 10—12.
7. **Касаткин О.Г., Зайффарт П.** Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей // Автоматическая сварка. 1984. № 1 (370). С. 7—11.
8. **Касаткин О.Г., Зайффарт П.** Влияние химического и фазового состава зоны термического влияния на ее механические свойства при дуговой сварке низколегированных сталей // Автоматическая сварка. 1984. № 2 (371). С. 7—9.

Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук, erofeev_va@mail.ru;
Александр Анатольевич Протопопов, д-р техн. наук;
Елена Александровна Страхова, канд. техн. наук;
Сергей Константинович Захаров, канд. техн. наук

УДК 621.983.06

М.Ф. Томилов *(Воронежский филиал МИИТ)*,
Ф.Х. Томилов *(Воронежский государственный технический университет)*

Экспериментально-расчетный способ определения коэффициента трения при пластическом формоизменении листового металла

Предложена экспериментально-расчетная методика определения среднего коэффициента трения между пуансоном и листовой заготовкой из анизотропного материала, основанная на результатах испытаний образцов листового металла в условиях одноосного растяжения.

Ключевые слова: коэффициент трения; анизотропный материал; листовой металл; одноосное растяжение.

The experimental method for determining the estimated mean coefficient of friction between punch and sheet sample made of anisotropic material is presented. The method is based on the results of some sheet samples test under uniaxial tension conditions.

Keywords: coefficient of friction; anisotropic material; sheet metal; uniaxial tension.

Контактное трение при пластическом деформировании листового материала оказывает определяющее влияние на характер напряженно-деформированного состояния формуемой заготовки. Поэтому при проектировании операций листовой штамповки в качестве исходных данных, наряду со свойствами материала заготовки и геометрией инструмента, необходимо определить и коэффициент трения.

Известно, что силы трения между заготовкой и инструментом существенно влияют на энергосиловые параметры процесса формообразования и во многом определяют качество получаемой из листа детали. В связи с этим от достоверности определения коэффициента трения в значительной мере зависит надежность проектирования всей операции.

В расчетах операций холодной листовой штамповки обычно применяют средний коэффициент трения в очаге деформирования, вычисляемый по отношению интенсивности сил контактного трения к нормальному давлению, т.е. используется закон трения Амонтона—Кулона. Использование других соотношений, например, учитывающих зависимость коэффициента трения от контактного давления не приводят к изменению кулоновской картины.

Известные методы определения среднего коэффициента трения между заготовкой из начально изотропного материала и пуансоном [1, 2] основаны на измерении толщины деформированного образца и в силу ее малого изменения в процессе формоизменения, а также возможной исходной разнотолщинности обладают сравнительно невысокой точностью.

Предложен относительно простой экспериментально-расчетный способ определения среднего коэффициента трения между заготовкой из трансверсально-изотропного материала и пуансоном, основанный на результатах испытаний образцов листового металла в условиях одноосного растяжения.

Способ реализуется при формовке цилиндрическим пуансоном *1* узкого плоского образца *2* из исследуемого металла (рис. 1). Перед испытанием образец укладывают на матрицу щелевого типа *3* и зажимают прижимом *4*. В ходе формовки плоская до деформирования рабочая

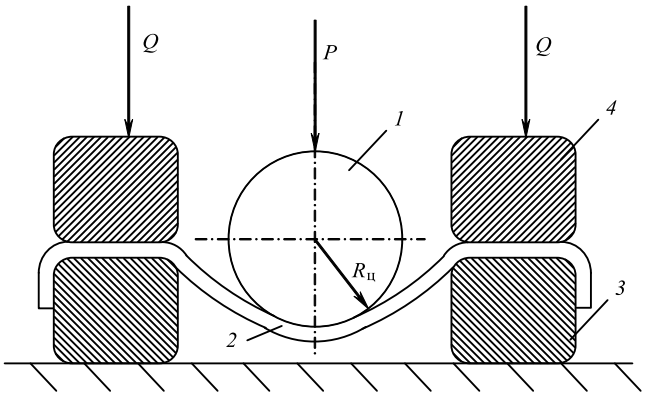


Рис. 1. Схема испытания для определения коэффициента трения при формовке:
1 — пуансон; *2* — образец; *3* — матрица; *4* — прижим

часть образца преобразуется во фрагмент тонкостенной цилиндрической оболочки, для которой радиус кривизны дуги меридиана срединной поверхности $\rho_m = \infty$, а радиус кривизны в сечении, нормальном к меридиану, $\rho_t = R_ц$, где $R_ц$ — радиус цилиндрического пуансона.

Чтобы исключить на рабочей части образца локализацию деформации (образование шейки), при испытании используют узкий плоский образец с шириной рабочей части, в 3 раза превышающей его толщину. Экспериментально установлено [3], что если ширина рабочей части образца, испытываемого на растяжение, превышает его толщину не более чем в 3 раза, то на его рабочей части вплоть до разрушения реализуется одноосное растяжение.

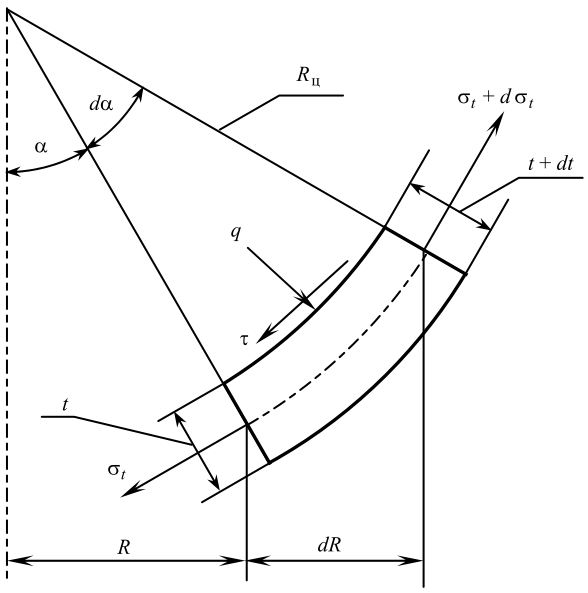


Рис. 2. Элемент цилиндрической оболочки

В этом случае возникает только окружное нормальное напряжение σ_t, а меридиональное σ_m и радиальное σ_r напряжения равны нулю. При этом имеет место объемное деформированное состояние, при котором с учетом условия несжимаемости

$$e_m = e_r = -0{,}5e_t, \tag{1}$$

где e_m, e_r, e_t — главная логарифмическая деформация в меридиональном, радиальном и окружном направлениях соответственно.

Уравнения равновесия для элемента цилиндрической оболочки, выделенного в области ее контакта с пуансоном (рис. 2), получаем проектируя приложенные к элементу силы на направление нормали к срединной поверхности

$$\sigma_t / R_ц = q/t \tag{2}$$

и на направление касательной к меридиану

$$d(\sigma_t t) = \tau \frac{dR}{\cos\alpha}, \tag{3}$$

где q — нормальное давление на образец со стороны пуансона;

t — толщина образца в рассматриваемом сечении на данной стадии деформирования;

τ — интенсивность сил контактного трения;

α — угол между осью симметрии оболочки и нормалью к ее срединной поверхности;

R — удаление элемента от оси симметрии оболочки.

В соответствии с законом Амонтона—Кулона

$$\tau = fq, \tag{4}$$

где f — средний коэффициент контактного трения при пластическом деформировании.

Подставляя уравнения (2), (4) в соотношение (3), получаем

$$\frac{d(\sigma_t t)}{\sigma_t t} - f\frac{dR}{R_ц \cos\alpha} = 0. \tag{5}$$

Принимая материал образца трансверсально-изотропным и учитывая выражение (1), получаем следующее уравнение состояния [4]:

$$\sigma_t = \frac{2(2+2r)}{3(1+2r)}\frac{\bar{\sigma}}{\bar{e}}(1+0{,}5r)e_t, \tag{6}$$

где r — коэффициент нормальной анизотропии;

$\bar{\sigma}, \bar{e}$ — эквивалентные напряжение и деформация;

$$\bar{e} = \sqrt{\frac{2(2+2r)}{3(1+2r)}}\sqrt{1{,}25+0{,}25r}\,e_t; \tag{7}$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3(1+r)}{2(2+r)}}\sigma_t. \tag{8}$$

Аппроксимируем кривую течения материала образца уравнением

$$\bar{\sigma} = A\bar{e}^n, \qquad (9)$$

где A, n — константы материала.

Интегрируя уравнение (5) с учетом выражений (6)—(9) получаем формулу для расчета среднего коэффициента трения при пластическом формоизменении листового металла

$$f = \frac{nB + 0,5\left(e_t\left(R_0\right)\left(-e_t\right)\left(R\right)\right)}{\arcsin R' - \arcsin R'_0}, \qquad (10)$$

где $B = \ln\dfrac{e_t(R)}{e_t(R_0)}$; R, R_0 — текущие координаты точек на цилиндрической поверхности рабочей части образца, отсчитываемые от его оси симметрии ($R > R_0$);

$e_t(R)$, $e_t(R_0)$ — значения окружной деформации в точках с координатами R и R_0 соответственно;

$$R' = R/R_ц;\ \ R'_0 = R_0/R_ц.$$

Таким образом, определив параметры материала образца A, n, радиус цилиндрического пуансона R и экспериментально установив распределение окружной деформации $e_t = e_t(R)$, по выражению (10) можно вычислить средний коэффициент трения.

Для апробирования предложенного способа определения коэффициента трения при пластическом формоизменении листового металла проведены испытания образцов листового материала в условиях одноосного растяжения на стандартной испытательной машине ЦД-40. Испытывали три плоских образца, изготовленных из стали 08пс в состоянии поставки: A = 506,4 МПа; n = 0,2; r = 1,91. Рабочая часть образцов длиной 40 мм и шириной 4,5 мм в 3 раза превышала толщину, равную 1,5 мм.

Формовку образцов осуществляли цилиндрическим пуансоном ($R_ц$ = 45 мм), изготовленным из инструментальной стали У10, в экспериментальном штампе, обеспечивающим жесткую фиксацию головок образца в ходе испытания. Штамп свободно, без дополнительного крепления устанавливали на столе испытательной машины.

Для определения окружной деформации e_t перед испытанием на рабочую часть образца накалыванием, с помощью металлического инструмента с рельефом координатной сетки на его поверхности наносили квадратную делительную сетку в виде системы координатных точек с базой d = 2 мм [5].

После формовки на инструментальном микроскопе БМИ-1 с точностью ±0,005 мм измеряли размеры ячеек a деформированной делительной сетки в окружном направлении, а также расстояния R от центров этих ячеек до оси симметрии образца. Окружную логарифмическую деформацию e_t рассчитывали по формуле

$$e_t = \ln a/d. \qquad (11)$$

Полученное таким образом распределение окружной деформации $e_t = e_t(R)$, а также установленные по методике [6] значения параметров материала A, n, r использовали для определения среднего коэффициента трения f по выражению (10).

В результате расчета было установлено, что средний коэффициент трения f = 0,23. Полученное значение коэффициента трения находится в удовлетворительном соответствии с экспериментальными данными других авторов [1, 2].

Предложенный способ определения коэффициента трения отличается универсальностью, простотой реализации и доступностью, не требует применения специальных нагружающих устройств, что дает возможность рекомендовать его для применения в лабораторных и производственных условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Казаков Ю.П.** Способ определения коэффициента трения при пластическом течении листовых материалов // Кузнечно-штамповочное производство. 1972. № 9. С. 20—21.

2. **Ведмедь Ю.П., Юдович С.З., Фишман И.М.** Определение коэффициента трения между пуансоном и заготовкой при листовой штамповке // Кузнечно-штамповочное производство. 1972. № 4. С. 25—26.

3. **Пат. 2527671 РФ, МПК G01 N 31/28.** Способ испытания листовых материалов на растяжение / М.Ф. Томилов, Ф.Х. Томилов

4. **Воропаев А.А., Томилов М.Ф., Вульман С.А. и др.** Исследование напряженно-деформированного состояния при вытяжке осесимметричных деталей // Кузнечно-штамповочное производство. 1996. № 3. С. 2—3.

5. **Пат. 2466813 РФ, МПК B21D 22/02.** Способ получения координатной сетки на детали / М.Ф. Томилов, Ф.Х. Томилов.

6. **Хван Д.В., Томилов Ф.Х., Корольков В.И.** Экспериментальная механика конечных деформаций. Воронеж: Изд-во Элист, 1986. 245 с.

Марат Фёдорович Томилов, канд. техн. наук,
mark_tom@mail.ru;
Фёдор Христианович Томилов, канд. техн. наук

УДК 621.981.23-529:681.322

С.М. Вайцехович, И.С. Рубцов, Г.Г. Кривенко
(ФГУП "НПО "Техномаш", г. Москва)

Разработка технологии гибки трубопроводов скручиванием зоны изгиба

Статья посвящена вопросам разработки нестандартного оборудования для гибки трубопроводов в условиях скручивания зоны изгиба в заготовительном мелкосерийном и крупносерийном производствах в машиностроении.

Ключевые слова: технология; трубопровод; кручение; гибка; оснастка.

The article is devoted to the development of non-standard equipment for bending of pipe-lines in conditions of bending zone twisting in blanking small-lot and large-lot productions in mechanical engineering.

Keywords: technology; pipe-line; torsion; bending; equipment.

Производство трубопроводов характеризуется большой номенклатурой деталей и малой серийностью изготовления. Конструкция трубопроводов отличается сложной пространственной формой труб, применением различных материалов, наличием большого количества изгибов, существенным разнообразием типоразмеров труб и плотной упаковкой трубопроводов в изделии.

В настоящее время широко внедряется сквозное проектирование трубопроводов в среде CAD, CAM, CAE с выводом 3D-модели для изготовления на трубогибочном оборудовании. Это позволит отказаться от эталонирования систем трубопроводов, трассировки труб непосредственно по месту на изделии, а также автоматизировать процесс изготовления трубопроводов, что подтверждает разработанный и изготовленный в отделении технологии заготовительного производства трубогибочный станок СТОПН-80.

Однако технические требования к трубопроводам постоянно растут по компактности, снижению весовых характеристик, что требует уменьшения радиусов изгиба, повышения качества наружной и внутренней поверхностей колена трубопровода.

Авторами статьи разработан новый способ гибки трубопроводов [1], позволяющий проводить гибку трубопровода на уменьшенный радиус за счет наложения напряжений сдвига на зону изгиба трубы. Такая гибка основана на использовании эффекта осевой деформации при кручении тонкостенных трубопроводов [2, 3].

Повышение качества гиба трубы зависит от наличия в зоне гиба элементов сдвиговой деформации, связанной с осевой деформацией $\Delta\varepsilon_l$, возникающей при кручении трубной заготовки, и чем тоньше толщина стенки трубы, тем выше эффект от осевой деформации [4].

Деформация кручения является частным случаем деформации сдвига. Сдвигом называют такой вид деформации, когда в поперечных сечениях возникают только перерезывающие силы. Наиболее полно деформацию сдвига характеризует угол γ_i, относительный сдвиг на который изменяет прямые углы элемента. В пределах упругих деформаций касательные напряжения пропорциональны относительному сдвигу (закон Гука при сдвиге).

Относительный угол скручивания в границах упругопластических деформаций под действием момента $M_{кр}$ определяется отношением угла закручивания φ к длине скручиваемого участка трубы l:

$$\theta = \frac{\varphi}{l} = \frac{M_{кр}}{J_0 G},$$

где J_0 — геометрический полярный момент инерции; G — модуль сдвига.

Эффект осевой деформации $\Delta\varepsilon_l$ регулируется деформацией скручивания γ_i и существенно влияет на сдвиговую деформацию в зоне гиба трубы.

Угловая деформация закрутки зоны гиба трубной заготовки в первом приближении

находится в диапазоне предельной деформации γ_i^*:

$$0{,}1 \leqslant \gamma_i^* \leqslant 0{,}75.$$

Предельную деформацию γ_i^* при кручении трубной заготовки определяют с помощью стандартных испытаний на кручение. При угловой деформации $\gamma_i < 0{,}1$ деформация скручивания недостаточна для возникновения эффекта осевой деформации $\Delta\varepsilon_l$. При угловой деформации $\gamma_i > 0{,}75$ осевая деформация увеличивает риск разрушения материала трубной заготовки при изгибе.

По мере кручения осевая сила (распор) выражается уравнением (см. кн.: Дель Г.Д. Технологическая механика. М.: Машиностроение, 1978. 174 с.):

$$\rho_{\text{ос}} = -\frac{\pi}{\sqrt{3}}\left(1 - \frac{\sigma_0'}{\sigma_0''}\right)\int_0^R r \times$$

$$\times\left(\int_0^R \sigma_0' \cos\left(\operatorname{arctg}\frac{2}{\gamma}\right)\frac{dr}{r} + \sigma_0' \cos\left(\operatorname{arctg}\frac{2}{\gamma}\right)\right)dr,$$

где R — радиус заготовки; r — текущий радиус в зависимости от сдвига $\bar{\gamma}$, $r = \frac{R}{\bar{\gamma}_n}\bar{\gamma}$, σ_0' — интенсивности напряжений при растяжении образца до интенсивности деформации $\bar{e}_0 = \frac{1}{\sqrt{3}}\ln\left(1 + \frac{1}{2}\gamma^2 + \frac{1}{2}\gamma\sqrt{\gamma^2 + 4}\right)$; σ_0'' — интенсивность напряжений при кручении образца до интенсивности деформации $\bar{e}_{01} = \frac{1}{\sqrt{3}}\gamma$.

Решение задачи определения предельных деформаций в конкретном технологическом процессе разбивается на два этапа: определение напряженно-деформированного состояния (НДС) и привлечение одной из моделей разрушения, на вход которой подаются результаты определения НДС с учетом исходных свойств материала обрабатываемой заготовки. Разработка модели строится на экспериментальных исследованиях, являющихся основой для построения самой модели и для ее последующей корректировки.

Известно, что эффекты изменения предельных деформаций при немонотонных пластических деформациях сложны для экспериментального исследования и математического описания. То же относится и к зависимости предельных деформаций от скорости деформаций при высокотемпературном деформировании.

Для реализации немонотонной гибки трубопроводов использован трубогибочный станок СТОПН-80, реализующий автоматическую гибку трубопроводов диаметром 20...80 мм, толщиной стенки до 3 мм методами обкатки, намотки и проталкивания, который дополнительно оснащен узлом скручивания заготовки.

Эскизный проект модернизированного трубогибочного станка СТОПН-80Д (рис. 1) выполнен работниками отделения технологии заготовительного производства. Станок СТОПН-80Д содержит станину *1*, на боковом торце которой установлены гибочная головка *2*, бустер *3* и выглаживатель *4*. Гибочная головка *2* смонтирована на станине *1* с возможностью рабочих перемещений для осуществления гибки трубы *5* и включает в себя узел поворота, на оси которого расположены гибочный шаблон *6*, зажимная матрица *7*, поворотный кронштейн *8*. Бустер *3* перемещается вдоль и перпендикулярно продольной зажимной матрицы, включает в себя направляющую матрицу *9* в виде роликов или фильеры. Выглаживатель *4* расположен со стороны гибочной головки *2*.

На другом боковом торце станины *1* расположен механизм *10* возвратно-поступательного перемещения штанги *11*, удерживающей дорн *12* в зоне перехода от прямолинейного участка трубной заготовки *5* к криволинейному. Вдоль станины расположены люнеты *13*, предназначенные для бокового поддержания трубной заготовки *5* от потери продольной устойчивости.

Между гибочной головкой *2* и узлом перемещения дорна *10* на станине расположена каретка *14* продольной подачи трубной заготовки *5*, включающая в себя цанговый патрон *15* для зажима трубы *5* и мотор-редуктор *16*, предназначенный для поворота цангового патрона вокруг своей оси при смене плоскости гиба трубы.

На каретке продольной подачи *14* установлено поводковое устройство *17*, включающее в себя корпус *18*, муфту сцепления *19*, механизм блокировки обратного вращения по типу храпового механизма *20*, мотор-редуктор *21*, шестеренчатые передачи *22*.

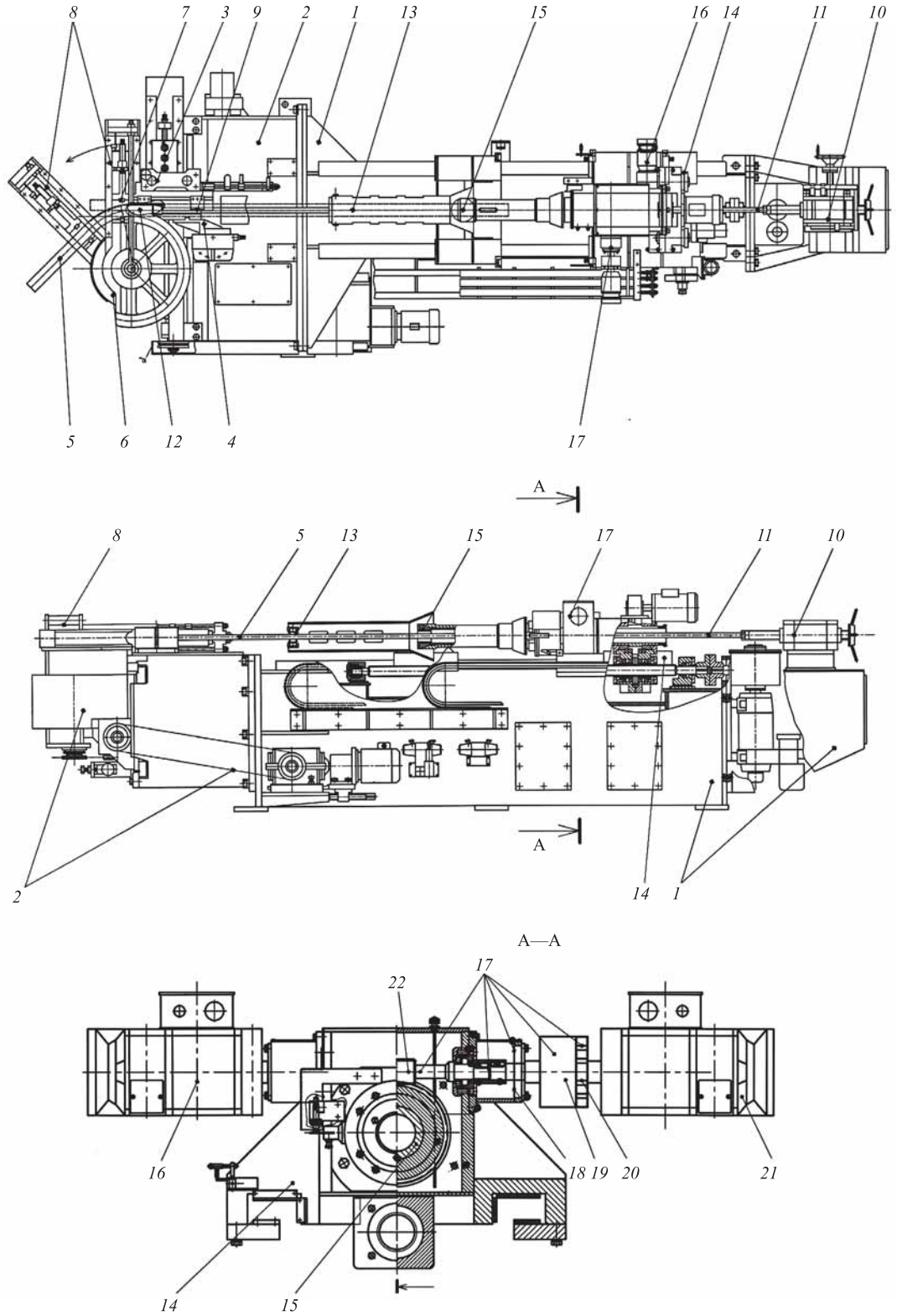


Рис. 1. Предложение по модернизации трубогибочного станка СТОПН-80Д

Исполнительные органы станка связаны между собой системой ЧПУ мод. NCT 104/FS (на рис. 1 не показана) для согласования скоростей перемещения каретки продольной подачи *14* с линейной скоростью угла поворота гибочного кронштейна *13*, а также с узлом *6*, предназначенным для удержания и перемещения дорна *12*, при гибке трубы на малый радиус.

Разработанный метод гибки труб позволит более компактно размещать на жидкостных ракетных двигателях трубопроводы вследствие уменьшения радиуса гиба, снизить трудоемкость, повысить качество трубопроводов (устранить микрогофры, образующиеся в начале контакта гибочных элементов с трубой, повысить точность погиба и чистоту поверхности трубы).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Заявка** на изобретение № 2015 154 062 (083379) от 17.12.2015, МПК^6 B21D 9/1, B21D 9/16. Способ гибки и станок для осуществления способа / С.М. Вайцехович, Г.Г. Кривенко, А.В. Бараев, В.В. Емельянов, Л.М. Овечкин, М.А. Прусаков, А.Г. Скрыльникова, А.Р. Старостин, В.Е. Харсеев, А.А. Шитиков (Россия); заявитель и патентообладатель ФГУП "НПО "Техномаш" (RU).

2. **Андронов И.Н., Богданов Н.Н., Лихачев В.А.** Осевое деформирование сплавов при знакопеременном кручении // Проблемы прочности. 1989. № 3. С. 106—119.

3. **Лихачёв В.А., Малинин В.Г.** Новая концепция пластичности, основанная на идеях о многоуровневом развитии процессов массопереноса // Моделирование на ЭВМ дефектной структуры кристаллов. Л.: Физ.-техн. ин-т, 1987. С. 112—131.

4. **Богданов Н.П.** Осевое деформирование металлов при кручении: автореф. дис.... канд. физ.-мат. наук. Санкт-Петербург, 1994.

Сергей Михайлович Вайцехович, канд. техн. наук;
Игорь Сергеевич Рубцов, канд. техн.наук;
Георгий Георгиевич Кривенко,
info@tmnpo.ru

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Леликов О.П.

ПОДШИПНИКИ КАЧЕНИЯ: справочник

М.: Инновационное машиностроение, 2017. 667 с.

ISBN 978-5-9908302-9-5

Рассмотрено контактное взаимодействие деталей подшипника. Приведены общие технические требования, технические характеристики подшипников качения, рекомендации по конструированию, монтажу и обслуживанию подшипниковых узлов. Приведены также технические данные новых типов подшипников: класса исполнения Explorer, сенсорных, с керамическими телами качения, с встроенными защитными шайбами или уплотнениями, с электроизолирующими, противоизносными покрытиями. Приведена номенклатура современных российских и зарубежных подшипников.

Изложена новая методика расчета ресурса подшипников, позволяющая учесть возможную степень загрязнения смазочного материала, качество изготовления и габариты подшипника.

Большое внимание уделено конструкциям уплотнений подшипниковых узлов, схемам установки подшипников и конструктивному оформлению опор на валах и в корпусах.

Представленные материалы сопровождаются многочисленными примерами расчета.

Для инженеров-конструкторов и специалистов всех отраслей промышленности, может быть полезен также слушателям факультета повышения квалификации, студентам вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 62-93

А.О. Козлова, Л.М. Железняк *(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург),*
Н.А. Снигирев *(ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов")*

Совершенствование технологии горячей объемной штамповки детали "корпус водосчетчика"

В целях ликвидации дефекта "скрытая трещина" в горячештампованной заготовке детали "корпус водосчетчика", изготовленной из свинцовой латуни ЛС 59-1, в производственных условиях проведено исследование, по результатам которого регламентирован порядок нагрева заготовок перед штамповкой. Путем поэтапной штамповки установлено оптимальное соотношение размеров исходной заготовки, выбран эффективный метод неразрушающего контроля наличия указанного дефекта.

Ключевые слова: горячая штамповка; свинцовая латунь; поковка детали "корпус водосчетчика"; скрытая трещина; производственное исследование; ликвидация дефекта.

To eliminate the defect "hidden crack" in the hot-forging billet of part "body water meter" made of lead brass LS 59-1, in production environment study, the results of which govern the procedure for heating the blanks before stamping. Punching through phased set the optimal ratio of the original blank sizes, choose effective method of nondestructive testing of the presence of these defect.

Keywords: hot stamping; lead brass; forging parts' "body water meter"; hidden crack; industrial research; elimination of defect.

ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" (ОАО "КУЗОЦМ") — предприятие подотрасли цветметобработки, специализирующееся на производстве проката из тяжелых цветных металлов (меди, никеля, цинка, свинца) и сплавов на их основе. Номенклатура продукции завода содержит около 1600 позиций изделий из 140 сплавов: проволока, в том числе из термоэлектродных сплавов; прутки круглого и профильного сечения простых форм (шестигранник, квадрат, прямоугольник); широкая гамма фасонных профилей, в том числе электротехнического и машиностроительного назначения; припои, порошки, пудры и др.

В статье рассмотрены освоение выпуска и совершенствование технологии производства нетрадиционного для завода полуфабриката, получаемого методом горячей объемной штамповки — заготовки для детали "корпус водосчетчика" (рис. 1) из свинцовой латуни марки ЛС 59-1 (ГОСТ 2060—2006). С этой целью был приобретен и введен в эксплуатацию следующий комплекс оборудования и агрегатов:

- две отрезные машины для резки горячепрессованного прутка на мерные длины;
- камерная нагревательная печь, работающая на природном газе;
- кривошипный горячештамповочный пресс силой 3 МН;
- механический пресс для обрезки облоя;
- дробеметная установка для обработки поверхности поковки.

Латунь ЛС 59-1 (40...42 % Zn; 0,8...1,2 % Pb; остальное Cu) — хорошо известный сплав, относящийся к ($\alpha + \beta$)-латуням и обладающий: высокой коррозионной стойкостью, достаточной прочностью ($\sigma_в$ = 380...420 МПа), высокой пластичностью (ψ = 38...50 %), отличной обрабатываемостью резанием с образованием легко удаляемой мелкодисперсной стружки.

В процессах обработки металлов давлением сплав ЛС 59-1 проявляет себя по-разному: при холодной обработке (прокатке, волочении, листовой штамповке) его деформируемость понижена; но он не вязкий, этим и объясняется легкость его обработки резанием. В процессах горячей деформации присутствие β-фазы обусловливает хороший уровень пластичности этой латуни.

Однако из-за сложности конфигурации штампованной поковки, затрудняющей течение металла в процессе горячей объемной штамповки, возникла проблема поиска режимов ее деформации, обеспечивающих выполнение технических требований предприятия-заказчика к готовой продукции.

В частности, при изготовлении в производстве заказчика детали "корпус водосчетчика" из горячештампованной поковки, полученной в ОАО "КУЗОЦМ", в процессе механической

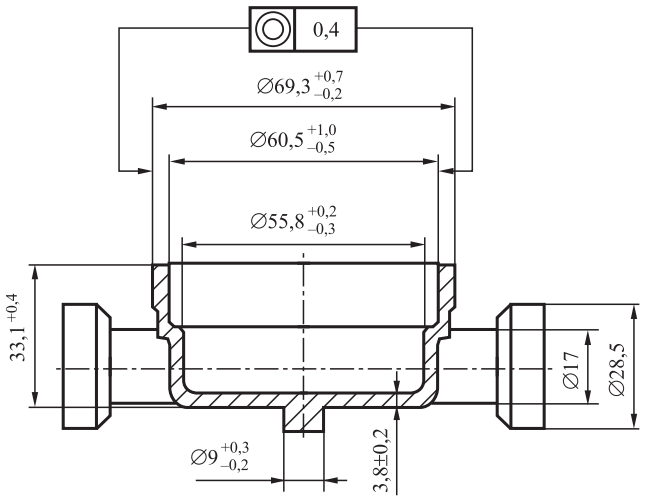


Рис. 1. Деталь "корпус водосчетчика"

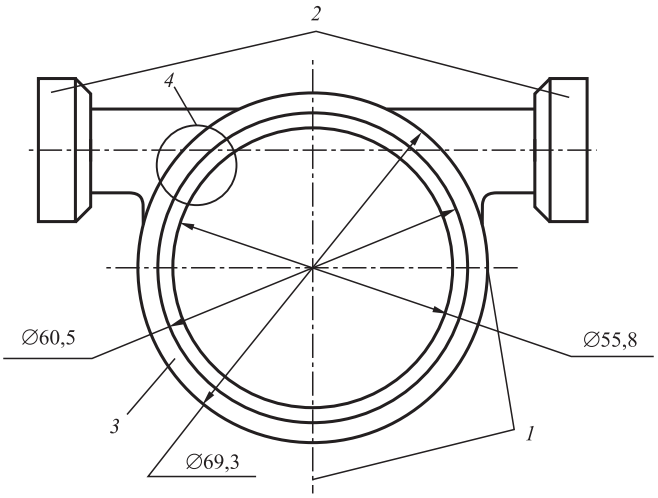


Рис. 2. Поковка детали "корпус водосчетчика":
1 — основные оси; *2* — штуцеры; *3* — стакан; *4* — место образования внутренней трещины

обработки (нарезании резьбы М64×1,5 мм на внутреннем диаметре стакана 60,5 мм, рис. 2) у значительного числа поковок (от 30 до 60 %) вскрывался внутренний дефект — трещина, возникающая, как правило, в стенке стакана в области над штуцером. При штамповке в условиях ОАО "КУЗОЦМ" этот дефект не выявлялся, а обнаруживался только при механической обработке на предприятии-потребителе.

В целях ликвидации указанного дефекта в ОАО "КУЗОЦМ" провели исследования по трем направлениям:

1) установление влияния режима нагрева заготовки под штамповку;

2) уточнение влияния направления течения металла в процессе деформации;

3) определение метода неразрушающего контроля наличия скрытой трещины.

При работе по первому направлению с использованием четырех режимов увеличения (×50, ×100, ×200, ×500) многократно исследовали микроструктуру заготовок-образцов трех состояний: без предварительного нагрева, с одним предварительным нагревом, с двумя предварительными нагревами. Необходимость образца третьего состояния была обусловлена тем, что в связи с непрерывностью процессов нагрева и штамповки, при технологических остановках пресса нагретые заготовки сбрасывались в бак для охлаждения и последующего повторного нагрева.

По результатам исследования микроструктур образцов сделано заключение о резко негативном воздействии повторного нагрева на деформируемость заготовки вследствие интенсивного роста зерна и появления признаков пережога по границам зерен. В итоге был сделан вывод о категорическом недопущении использования вторичного нагрева заготовок перед штамповкой.

Для установления момента начала образования скрытой трещины (согласно второму направлению) провели поэтапную штамповку шести опытных поковок, а именно: путем контроля по приборной панели настройки пресса кузнец-оператор на каждом этапе осуществлял деформацию заготовки рабочим ходом пресса до определенной ступени с контролем его настройки по приборной панели в следующем порядке:

1. Предварительная осевая осадка заготовки.

2. Предварительное формирование стенок стакана на диаметре 61,5 мм (рис. 3).

3. Формирование щтуцеров.

4. Окончательное формирование стенок стакана.

5. Формирование в теле штуцера утяжины, хорошо видимой с внутренней стороны стакана на диаметре 55,8 мм (рис. 4).

6. Формирование готовой поковки с облоем.

Появление утяжины подтверждает отмеченное выше затрудненное течение металла при штамповке поковки достаточно сложной формы. Утяжина свидетельствует о недостаточности объемов металла, необходимых для оформления штуцеров, находящихся на периферии поковки, течение металла в стороны штуцеров вызывает повышенный уровень растягивающих напря-

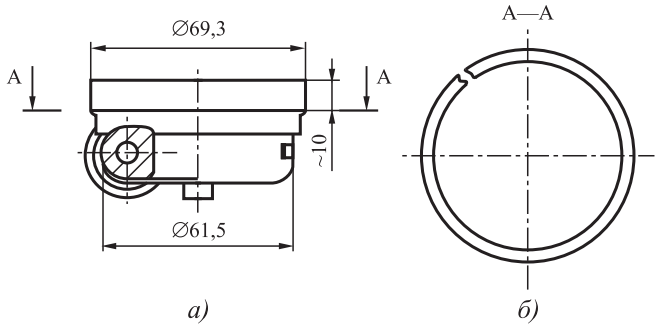


Рис. 3. Испытание путем отрезания кольца:
а — место отрезания кольца А—А; *б* — вид кольца со сквозным изломом

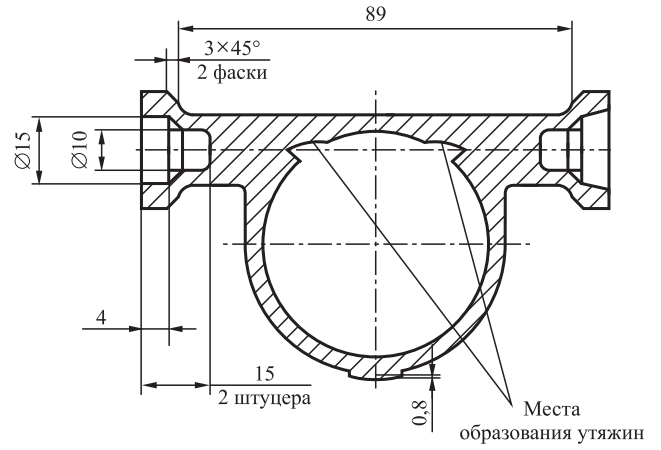


Рис. 4. Вид и места образования дефекта "утяжина"

жений, действующих по оси штуцеров, что приводит к появлению скрытой трещины в верхней части стакана, в области над штуцером.

По результатам поэтапной штамповки установлено отрицательное влияние первоначально принятого соотношения диаметра заготовки d = 35 мм и ее длины l = 60 мм, а именно: при штамповке происходит смещение заготовки относительно вертикальной оси штампа, усугубляющее отрицательное влияние неравномерности течения металла в процессе штамповки.

Были изготовлены две опытные партии штамповок по 100 шт. в каждой с использованием заготовок практически равного объема со следующими размерами: d = 38 мм, l = 51 мм и d = 40 мм, l = 46 мм. При этом каждую пятую поковку из партии подвергали испытанию на излом: ее зажимали в слесарных тисках (рис. 5) и нагружали силой сдавливания P = 35...40 кН; в случае присутствия скрытого дефекта (трещины) в этом месте происходил излом.

В подвергнутых испытаниям опытных партиях поковок, изготовленных из заготовок размерами 38×51 мм и 40×46 мм, разрушений не возникло, в связи с чем выпустили и направили заказчику опытную партию в количестве 1000 шт. изделий, отштампованных из заготовки размерами 40×46 мм, поскольку прессованный пруток диаметром 40 мм в условиях ОАО "КУЗОЦМ" является наиболее ходовым. После механической обработки этой опытной партии в производстве заказчика ни в одной из деталей трещин выявлено не было. Измененные размеры заготовки 40×46 мм внесены в технологическую карту.

Однако метод разрушающего контроля на наличие или отсутствие скрытой трещины (т.е. испытание на излом) трудоемок и приводит к снижению выхода годного, так как после этого способа контроля изделия отправляются на переплавку.

Поэтому согласно третьему направлению исследований провели испытания поковки полуфабриката "корпус водосчетчика" рентгенографическим методом. В рентгенографическую лабораторию были представлены образцы двух типов: № 1 и № 2 — готовые поковки, № 3 — деталь с трещиной, выявленной после механической обработки; последняя деталь необходима для настройки приборов.

Метод рентгенографических пленок с последующим получением изображения на снимках не выявил наличия трещины. Посредством другого вида рентгенографического контроля —

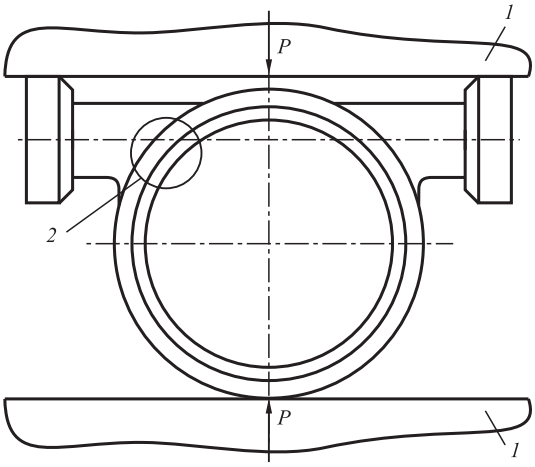


Рис. 5. Поковка-образец, зажатая в тисках:
1 — губки слесарных тисков; *2* — место излома стенки стакана; *P* — сила сдавливания

анализом состояния образцов на рентгенотелевизионном комплексе также не было выявлено присутствия скрытого дефекта. При анализе образцов методом неразрушающего контроля с использованием вихревых токов с помощью прибора ВИТ-4 на образцах № 1 и № 2 в стенке стакана над штуцером были обнаружены скрытые трещины.

Для подтверждения результатов контроля, проведенного с помощью прибора ВИТ-4, в качестве первого шага предприняли следующее: у образца 1-го типа была удалена (отрезана) верхняя часть стакана в форме кольца с наружным диаметром 69,3 мм, внутренним диаметром 60,5 мм и высотой примерно 10 мм (см. рис. 3, *а*). После отрезания произошел сквозной излом кольца на всю его высоту в месте, показанном на рис. 3, *б*. С той же целью в качестве второго шага на образце 1-го типа на внутреннем диаметре стенки 60,5 мм была нарезана резьба М64×1,5 мм, после чего в этой стенке стакана в области над штуцером вскрылась трещина.

Результаты последнего исследования подтвердили негативное влияние значительного уровня остаточных растягивающих напряжений, локализующихся в указанных областях поковки. Таким образом, можно сделать вывод о целесообразности применения прибора неразрушающего контроля ВИТ-4 и достоверности полученных с его помощью результатов. Прибор также может быть эффективно использован не только для проверки конечного продукта (поковки), но и при настройке работы пресса в автоматическом режиме.

В целях получения поковок надлежащего качества в соответствии с технологической инструкцией, а также повышения стойкости штампового инструмента и обеспечения культуры производства необходимо соблюдать перечисленные ниже виды и режимы проведения регламентных работ на участке горячей объемной штамповки:

1. При появлении на поверхности поковки следов от нагара, образовавшегося на рабочих поверхностях штампа, необходимо немедленно провести его зачистку шлифовальной машинкой. Пуансон зачищается через каждые 5000 поковок, его замена — через каждые 25 000 поковок. Пригодность штампа оценивают по качеству изготовляемых поковок.

2. Контроль параметров заготовки (диаметр 40 мм, длина 46 мм, масса 480...490 г), нарезаемой в автоматическом режиме из прессованного прутка, осуществляют с периодичностью одна заготовка-образец через каждые 500 шт.

3. Контроль температурного режима: температура в рабочем пространстве печи 750...780 °С; температура нагрева заготовки, контролируемая пирометром, 710...740 °С; температура нагрева штампа (тот же метод контроля) 230...270 °С, длительность его прогрева 30...35 мин.

4. Регламент при штамповочной операции:

- перед началом штамповки обязательно смазывание штампа;
- проверка наличия скрытой трещины на 30 настроечных поковках прибором неразрушающего контроля ВИТ-4;
- осмотр поковок без увеличительных приборов для обнаружения внешних дефектов; периодичность — одна поковка-образец через каждые 500 шт.;
- контроль рабочих поверхностей штампа при каждой технологической остановке;
- контроль размеров поковки согласно чертежу — одна поковка-образец через каждые 500 шт.;
- контроль соосности изделия измерением толщины стенки стакана в четырех местах по основным осям (см. рис. 2) на диаметрах 69,3 и 60,5 мм; разнотолщинность стенок не более 0,4 мм; периодичность контроля — одна поковка-образец через каждые 100 шт.

5. Дробеметная обработка поковки в автоматическом режиме: дробь стальная фракцией 0,8 мм, цикл работы 15...20 мин. Для удаления дроби из полостей поковки — работа установки на холостом ходу в течение 5...10 мин.

Таким образом, в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" с использованием метода горячей объемной штамповки успешно освоена и эффективно усовершенствована технология производства поковок сложной формы для изделия "корпус водосчетчика" из латуни марки ЛС 59-1. Организован промышленный выпуск этого вида продукции.

Анастасия Олеговна Козлова,
nastena_avot@mail.ru;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук;
Николай Александрович Снигирев

УДК 621.981

В.И. Лапшин, С.В. Филимонов, В.И. Филимонов
(ООО "Спецтехнология", г. Ульяновск)

Формовка в роликах профиля Forster 50×20×1,5 мм с комбинированным элементом жесткости

Рассмотрены схемы формовки в роликах гнутых профилей со срединными элементами жесткости, принятые в традиционном профилировании и в методе интенсивного деформирования. Предложена технология производства в роликах профиля с комбинированным элементом жесткости на основе метода интенсивного деформирования.

Ключевые слова: профилирование; гнутый профиль; комбинированный элемент жесткости; число переходов; зона плавного перехода; формующий валок.

The forming diagrams for roll-formed profiles with middle rigidity elements adopted in traditional roll-forming and in intensive deformation method are considered. Manufacture technology based on the intensive deformation method for profile with combined rigidity element is offered.

Keywords: roll-forming; roll-formed profile; combined rigidity element; number of passes; forming length zone; forming roll.

В последние годы наблюдается децентрализация производства профильной продукции в связи со значительными транспортными издержками по доставке готовых профилей в отдаленные районы страны. Локальный спрос на профили определенного типоразмера изменчив, пилотные партии и объемы заказываемых партий профилей в текущем периоде могут составлять несколько десятков тысяч погонных метров.

Технологии традиционного профилирования и соответствующие производственные линии, рассчитанные на массовое производство, в этих условиях становятся нерентабельными. Мелкосерийному производству гнутых профилей в большей степени соответствует технология, основанная на методе интенсивного деформирования [1] и реализуемая на компактном и сравнительно недорогом оборудовании, входящем в состав автоматизированных линий [2].

В то же время номенклатура гнутых профилей с элементами достаточно велика. Только в современных термически разделенных и неразделенных системах дверей, окон, фасадов, застекленных крыш, ограждений и ворот компании Forster насчитывается более 180 типоразмеров полузакрытых и закрытых профилей [3]. Технология производства указанных профилей является далеко не тривиальной задачей, призванной преодолеть ограничения при освоении указанной номенклатуры профилей: завышенное число переходов, кромковая волнистость периферийных элементов, излом полок или их переформовка, пружинение, поверхностные дефекты профиля в контактных зонах, продольный прогиб, скрутка (при формовке несимметричных профилей) [4].

Цель работы — выявление закономерностей формообразования профилей с элементами жесткости на основе известных аналогов и разработка технологии полузакрытого профиля системы Forster с комбинированным элементом жесткости на основе метода интенсивного деформирования.

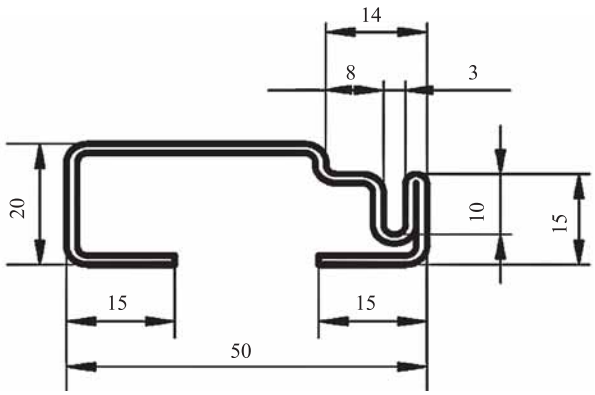


Рис. 1. Исходная конфигурация асимметричного профиля 50×20×1,5 мм со срединным элементом двойной толщины

Сечение указанного выше профиля Forster представлено на рис. 1. В качестве основного профилирующего оборудования определен модульный профилировочный станок мод. СПУ (8- или 12-клетьевой) разработки и производства ООО "Спецтехнология". Характеристики станков СПУ [5] вместе с общими требованиями к профилю, показанному на рис. 1, приведены в табл. 1.

Предварительно рассмотрим существовавшие в традиционном профилировании способы и схемы формообразования аналогичных профилей.

Известен профиль (см. рис. 2, *а*), который изготовляли на 14-клетьевом профилировоч-

1. Общие требования к профилю со срединными элементами жесткости и характеристики профилировочного оборудования

Требования к размерам профиля	Значение	Параметры станков	Значение для станков
		СПУ-400К12-65/50 (СПУ-400К8-65/50)	
Неуказанные предельные отклонения размеров	H14, h14, IT14/2	Диаметр рабочих валов, мм	65/50
Неуказанные внутренние радиусы, мм	1,5 (±0,5)	Число рабочих клетей	12 (8)
Серповидность на длине 1 м, мм	Не более 1,0	Межклетьевое расстояние, мм	400 (285)
Угол скручивания на длине 1 м, °	Не более 2	Межосевое расстояние валов, мм	130/190 (120/150)
Волнистость, мм	Не более ±0,8	Рабочая длина валов, мм	400 (250)
Предельные отклонения углов, °	±1	Размеры шпоночных пазов валов (ширина × глубина), мм (высота шпонки — 10/9 мм)	16×6 (14×5,5)
Предельные отклонения размеров, мм: по высоте сечения	±0,1	Скорость профилирования, м/мин	20/10
по ширине сечения	±0,2	Соотношение скоростей нижнего и верхнего валов	Приводные нижние валы

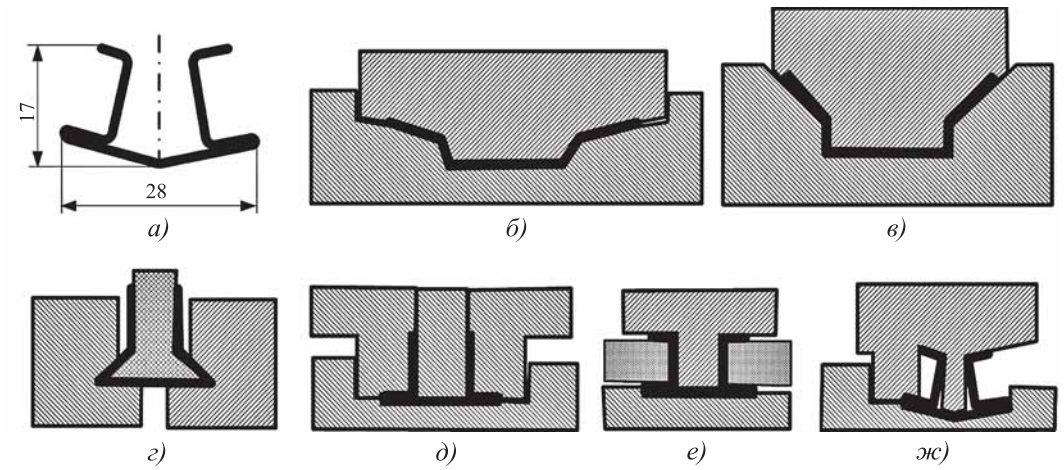


Рис. 2. Исходная конфигурация профиля 28×17×1,2 мм со срединными элементами двойной толщины и краевыми отбортовками (*а*) и форма заготовки по переходам:

б, *в* — 2-й и 3-й переходы; *г* — вертикальная пара с эластичной оправкой после 3-го перехода; *д*, *е*, *ж* — 5-й, 8-й и 10-й переходы соответственно

ном станке за 10 переходов в основных валках и 10 промежуточных переходах (в неприводных роликах с вертикальными валами) (рис. 2, *б—ж* — выборочные переходы). На переходе рис. 2, *г* использована эластичная оправка для предварительной формовки участков под элементы двойной толщины.

Настройка 20 пар роликов лишает технологию быстроты перехода с одного типоразмера профиля на другой, поэтому данную технологию можно использовать только при серийном производстве профилей под управлением высоко квалифицированного профилировщика.

На рис. 3 приведены другие способы и схемы формообразования, характерные для традиционного профилирования и применяемые для изготовления профилей со срединными элементами жесткости.

В способе [6] для предупреждения продольного прогиба профиля на первых переходах подгибают полки до вертикального положения с одновременной формовкой периферийных элементов, а на последних переходах обжимают полки по наружной поверхности до соприкосновения со стенкой с образованием элементов двойной толщины (на рис. 3, *а* показаны только некоторые из первых семи переходов). Реализация способа требует применения специальных межклетьевых или торцевых проводок для подгибки боковых полок (см. рис. 3, *а*) и пяти последующих переходов.

Аналогичный ("шляпный") профиль 41×29,5×0,55 мм с дугообразными периферийными элементами, которые формуют постепенно с постоянными радиусами 5 мм, изготовляют за 16 технологических переходов [7]. В данном способе число переходов завышено. К тому же описанный способ требует применения межклетьевых проводок на 6, 7 и 14-м переходах.

Более интенсивным в технологическом отношении является способ изготовления профиля [8], в котором экономия металла и повышение точности достигаются особой схемой формовки (рис. 3, *б*). Применительно к методу интенсивного деформирования данный способ имеет лишние операции обрезки и формовки технологических гофров.

Способ изготовления полузамкнутого профиля 34×22 мм [9] реализуется за 11 переходов и направлен на исключение нарушения покрытия и уменьшение числа технологических переходов. После отформовки V-образных отгибов у кромок обжимают нормальными силами стенки профиля, а подгибку их до вертикального положения осуществляют после обжима, при этом осадку полок осуществляют вертикальными силами с ограничениями ширины профиля (рис. 3, *в*). Данный способ уменьшает на 35 % количество механической оснастки и не предусматривает промежуточных клетей в сравнении со способом [6]. Однако и в этом случае первые семь переходов могли бы быть заменены 4—5 переходами, выполненными по схемам интенсивного деформирования.

В способе производства за 8 переходов корытного профиля с отбортовками и глубокими гофрами наружу на подгибаемых полках [10] силы на внутренней поверхности отбортовок прикладывают по касательной к этой поверхности, а к прилегающим полкам — по нормалям к наружной поверхности (рис. 3, *г*).

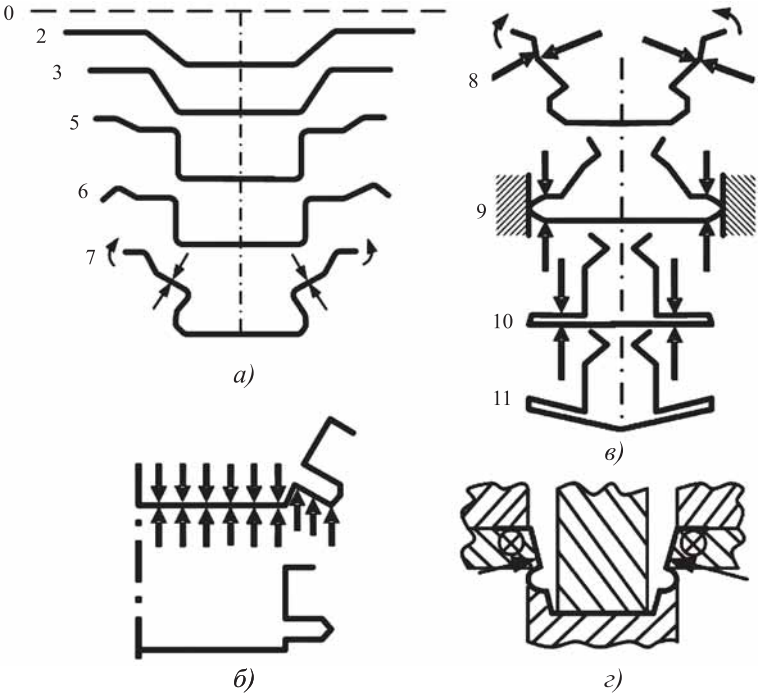


Рис. 3. Способы формовки и схемы формообразования профилей со срединными элементами жесткости:

а — схема в способе [6]; *б* — схема приложения сил на предчистовом переходе в способе [8]; *в* — схема формообразования и приложение сил к элементам в способе [9]; *г* — расположение профиля в предчистовом калибре в способе [10]; 0—11 — номера переходов

Указанные меры улучшают плоскостность полок, однако неравномерность или избыточность аксиальной силы может приводить к продольной деформации отбортовок и продольной кривизне.

Формовка методом интенсивного деформирования профилей со срединными элементами жесткости, обращенными вовнутрь, обычно вызывает меньше проблем, чем формовка профилей с элементами жесткости, обращенными вовне [11] (см. примеры формовки профиля типа "прожилина" или профилей системы Knauf в работе [11]).

Анализ способов и схем формообразования традиционного профилирования показал следующее: 1) применение мощного оборудования с большими диаметрами формующих валков; 2) завышенное число переходов; 3) монотонная формовка радиусов зон изгиба от перехода к переходу; 4) применение межклетьевых проводок или вертикальных роликов; 5) использование в ряде случаев открытых калибров; 6) выполнение преимущественно силового замыкания калибров; 7) врезание заготовки преимущественно в верхний ролик; 8) приложение к заготовке в ряде случаев скользящих сил за счет контактного трения.

Технологии традиционного профилирования нельзя использовать для мелкосерийного производства гнутых профилей по следующим основаниям: 1) для небольших партий профилей профилирующие валки больших размеров и специальные межклетьевые проводки не будут окупаться; 2) значительные издержки на эксплуатацию мощного оборудования (энергозатраты, площади и т.п.) при производстве мелкосортных профилей снизят конкурентоспособность последних; 3) наличие межклетьевых проводок существенно увеличит время переналадки станка и потребует высокой квалификации профилировщика; 4) завышенное число переходов ведет к увеличению срока окупаемости технологического оснащения; 5) использование открытых калибров приводит к необходимости применения межклетьевых проводок не только для формовки, но и для позиционирования заготовки; 6) силовое замыкание калибров может приводить к неравномерности деформации заготовки по сечению и дефектам формы профиля (скрутке, продольному прогибу, саблевидности); 7) врезание заготовки на последних переходах в верхний ролик может приводить к дефектам поверхности профиля; 8) приложение к заготовке скользящих сил за счет контактного трения может приводить к неравномерности деформирования и дефектам; 9) при реорганизации или диверсификации производства громоздкое и дорогостоящее оборудование для традиционного профилирования может стать неликвидным.

Поэтому следует использовать технологию, базирующуюся на методе интенсивного деформирования [11] и предусматривающую следующие этапы: анализ технологичности конструкции профиля, расположение профиля в чистовой клети, определение базового элемента и оси профилирования, расчет числа переходов, разработка схемы формообразования, выбор оборудования, проектирование процесса и технологического оснащения, изготовление оснащения и его отладка, внедрение в производство.

Эти этапы разработки технологии соотнесем с формообразованием полузакрытого профиля Forster 50×20×1,5 мм с комбинированным элементом жесткости, показанным на рис. 1. Комбинированный элемент включает в себя "рифт-ступеньку", U-образный рифт и элемент двойной толщины.

Анализ технологичности конструкции профиля. Такой анализ проводят на стадии заключения договора на разработку технологии согласно работе [12] по 34 признакам. В необходимых случаях формируют предложения по изменению конструкции профиля для согласования с заказчиком технологии. В данном случае принятия указанных выше мер не требуется. Однако профиль, подлежащий освоению, имеет несимметричную конфигурацию сечения и комбинированный элемент жесткости, что может привести к образованию дефектов формы профиля в виде скрутки или саблевидности. В этом случае необходимо применение правильного устройства профилировочного станка.

Расположение профиля в чистовой клети. Обычно несимметричные многоэлементные профили располагают открытой частью вверх с наклоном донной части с расчетным углом наклона [11]. Верхнее положение "зева" профиля дает возможность оператору вести наблюдение за ходом процесса и обеспечивает удобство при отладке технологии. Для профиля, показанно-

го на рис. 1, поворот сечения нецелесообразен ввиду требований к формовке U-образного рифта и элемента двойной толщины. С расположением сечения профиля в чистовой клети тесно связаны понятия выбора "базового элемента" и "оси профилирования".

Определение базового элемента и оси профилирования. В традиционном профилировании эти два понятия соотносятся большей частью со скоростным режимом формовки. В ряде случаев базовый элемент не связывался физически с телом заготовки, чему служат иллюстрацией различные способы формовки труб с расположением оси профилирования "по нижней точке", "по центру тяжести", "по единому уровню кромок" [13]. Во втором и третьем случаях базовый элемент не имеет физического тела, хотя и представляется геометрически точкой и отрезком (соединяющим торцы заготовки) соответственно.

В методе интенсивного деформирования [11] понятие "базовый элемент" связывается с физическим участком заготовки (прямолинейным элементом или зоной изгиба), который обычно контактирует с нижними участками калибра валковой пары. Ось профилирования обычно проходит через середину базового элемента, который подвержен минимальным пространственным перемещениям в процессе формоизменения заготовки по сравнению с перемещениями других элементов профиля.

На рис. 4, представляющим розеточную схему формообразования профиля, базовым элементом является дно профиля, а ось профилирования проходит через его середину. Выбор базового элемента и оси профилирования может отражаться на скоростном режиме формовки (различие скоростей по высоте сечения) высоких профилей, а также при выборе технологических баз во время изготовления формующих валков.

Расчет числа переходов. Расчет числа переходов при традиционном профилировании основан на подходах, порождаемых традициями и разработками данного вопроса в научных школах [11]. В методе интенсивного деформирования процедура определения числа переходов для многоэлементных профилей формализована и дается зависимостью [14]:

$$N = \frac{\Delta}{L_{\text{м}}\beta}\sqrt{\frac{H}{W}}\sqrt{\frac{s}{kT}}\,\frac{\sigma_s}{\sigma_{\text{в}}}\sqrt[3]{n}\,\frac{2\xi}{\pi}\eta, \qquad (1)$$

где Δ — смещение кромки в вертикальной плоскости, содержащей оси рабочих валов клети последнего перехода, по отношению к соответствующим точкам плоской заготовки, мм; $L_{\text{м}}$ —межклетьевое расстояние профилировочного станка, мм; β — предельный угол "стеснения" заготовки, рад; H, W — высота и ширина сечения профиля соответственно, мм; s — приведенная толщина профиля; k — квалитет сечения профиля; T — допуск размера сечения для квалитета k, мм; σ_s, $\sigma_{\text{в}}$ — пределы текучести и прочности материала заготовки, МПа; n — число зон изгиба профиля; ξ — суммарный угол подгибки полки, несущей периферийный элемент, рад; η — безразмерный форм-модификатор, зависящий от отношения базового диаметра формующего ролика к высоте формовки.

Ошибка расчета по формуле (1) обычно не превышает 0,7 перехода [14]. Однако при расчете числа переходов для профиля несимметричного сечения необходимо осуществлять расчет по левой и правой стороне профиля относительно оси профилирования. Смещение кромки и суммарный угол подгибки несущей полки могут быть различными, что приводит к различным значениям числа переходов, из которых наибольшее должно быть принято искомым. Это положение иллюстрирует рис. 5, где приведены программа и графические зависимости для определения числа переходов для профиля 50×20×1,5 мм, изготовляемого по 11-му квалитету.

Программа расчета и генерации графика (см. рис. 5, *а*)

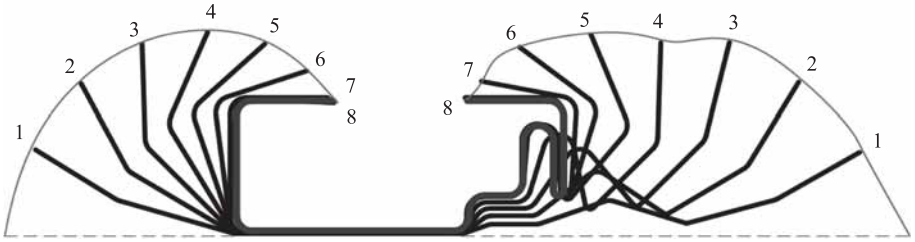


Рис. 4. Розеточная схема формообразования профиля Forster 50×20×1,5 мм с траекторией смещения торца:

1—8 — номера технологических переходов

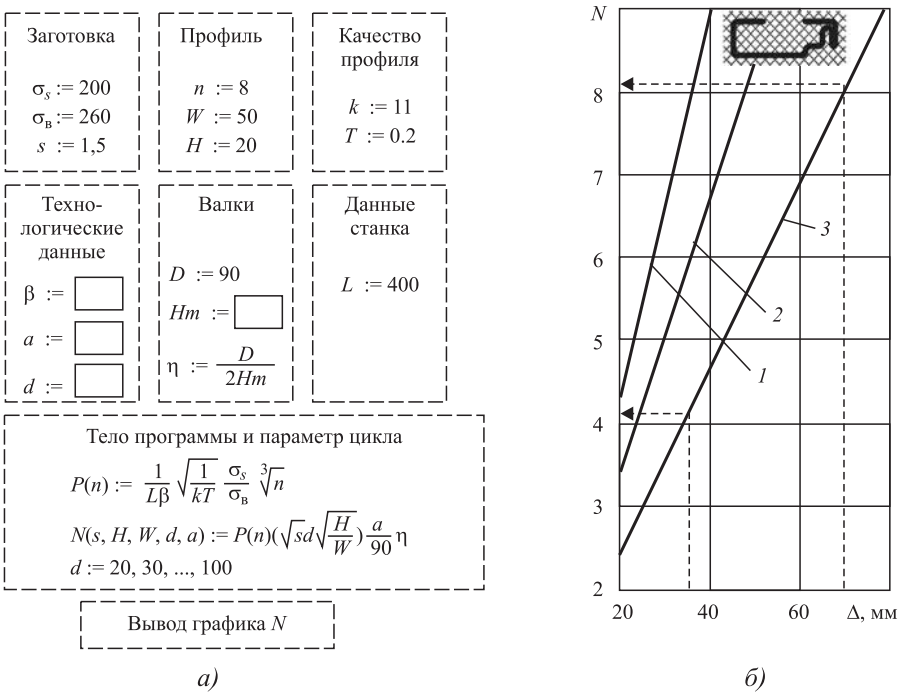


Рис. 5. Программа расчета числа переходов гнутого профиля 50×20×1,5 мм в среде MathCad2000Pro (*а*) и график определения числа переходов (*б*):
1, *2*, *3* — ξ = 180, 135 и 90° соответственно; ▭ — данные скрыты

включает в себя блоки данных: а) заготовки; б) габаритных размеров сечения профиля; в) требований точности; г) вторичных параметров (технологических); д) оснащения; е) профилировочного станка. Тело программы включает в себя расчетные зависимости и параметр цикла. Расчет завершается выводом графической зависимости для определения числа переходов (см. рис. 5, *б*). Линиями со стрелками показаны процедуры определения числа переходов: верхняя — для правой полки; нижняя — для левой полки. Для рассматриваемого профиля требуемое число переходов составляет 8 (с учетом округления).

Разработка схемы формообразования и выбор оборудования. Разработку схемы формообразования начинают с расчета ширины заготовки по средней линии с учетом нормированного (расчетного) приращения ширины для обеспечения поперечного сжатия заготовки в калибре для предотвращения утонения в угловых зонах и уменьшения пружинения [11].

В среде трехмерного моделирования ("Компас" или "SolidWorks") позиционируют сечение исходной заготовки и конфигурацию конечного сечения профиля с учетом его расположения в последней клети, числа переходов и межклетьевого расстояния предполагаемого профилировочного станка. Задают траектории реперных точек (торцов заготовки и будущих зон изгиба), создают трехмерную модель и вычленяют сечения модели по переходам. Вносят необходимые корректировки (с учетом особенностей профиля и требований к нему).

При двумерном проектировании предварительно разрабатывают линейную (рис. 6, *а*) или розеточную схему формообразования (см. рис. 4), в которой определяют углы подгибки на основе равенства продольных деформаций кромок заготовки за переход. При этом предварительно находят приведенную толщину для полки, несущей элементы жесткости, а затем проводят необходимые вычисления на основе итерационной процедуры [11]. Можно также проводить аппроксимацию приведенной толщины по переходам, исходя из приведенной толщины полки на последнем переходе и исходной толщины заготовки, что упрощает расчет.

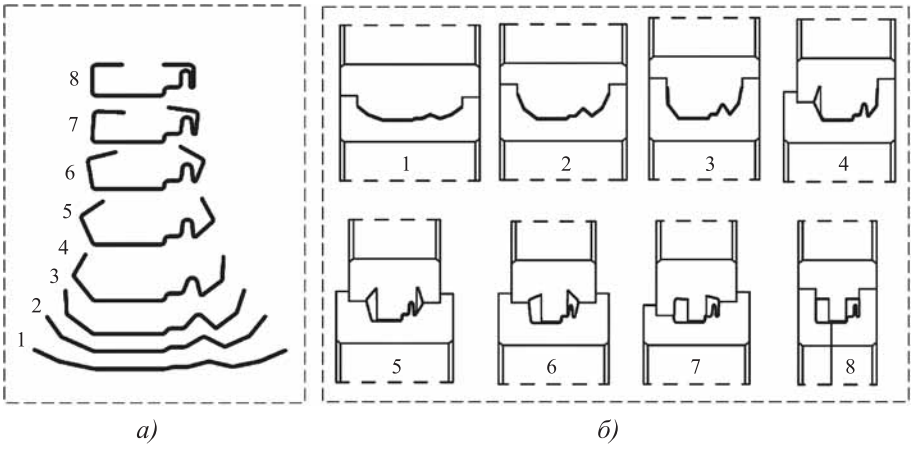


Рис. 6. Линейная схема формообразования (*а*) и валковые калибры профиля 50×20×1,5 мм (*б*)

Предварительную формовку будущих зон изгиба необходимо осуществлять на первых переходах с заданными по чертежу радиусами изгиба. Это также отличает метод интенсивного деформирования от традиционного профилирования, где часто изменение радиусов изгиба происходит монотонно по переходам [1].

Одновременно с назначением углов подгибки θ_k вычисляют протяженность зоны плавного перехода L_k (k — номер перехода) по формуле [15]

$$L_k = \sqrt{\frac{4b^3\theta_k\left(\frac{2\sigma_{т0}}{\sqrt{3}}+\frac{4}{3}\lambda\right)}{3\sqrt{3}\left(\frac{\bar{r}}{3}\sigma_{т0}+\frac{2+3\bar{r}}{10}\lambda\right)\frac{s}{\bar{r}}+\frac{3\bar{C}s}{2\theta_k}\left(\sigma_{т0}+\lambda\varepsilon_{пр}\right)\varepsilon_{пр}}}, \quad (2)$$

где b — ширина полки; $\sigma_{т0}$ — предел текучести материала заготовки; λ — модуль линейного упрочнения, $\bar{r}$, $\bar{C}$ — относительный радиус и относительная ширина дна профиля соответственно; $\varepsilon_{пр}$ — справочное значение предельной упругой деформации [15].

Расчетную зависимость (2) следует использовать для уточнения углов подгибки θ_k по критерию, правая часть которого представляет собой предельные углы подгибки:

$$\theta_k \leqslant \mathrm{root}\left(L(\theta) - L_м, \theta\right), \quad (3)$$

где $L(\theta)$ — функция, определяемая формулой (3).

Если условие (3) не соблюдается, это означает, что будет происходить переформовка заготовки в предшествующей клети. Поэтому выбранный предварительно угол подгибки в текущем переходе должен быть скорректирован в сторону уменьшения. Предельные возможности процесса формообразования устанавливают на основе работы [16]. Для исследуемого профиля с небольшой относительной шириной свободных полок, равной 10, переформовка элементов профиля не происходит (длина зоны плавного перехода заведомо меньше межклетьевого расстояния профилировочного станка).

По завершению разработки схемы формообразования следует сделать окончательный выбор оборудования, уточнив требуемую длину рабочих валов профилировочного станка. Особенность состоит в том, что однотипные станки могут выпускаться с различной длиной рабочих валов (см. табл. 1). Расчетная ширина заготовки профиля служит основой для определения требуемой длины рабочих валов станка [5]. Для изготовления рассматриваемого профиля (в соответствии с табл. 1) пригоден 8-клетьевой профилировочный станок мод. СПУ-400К8-65.

Проектирование процесса и технологического оснащения, изготовление формующего инструмента и его отладка. В зависимости от вида заказа на технологию, последняя может включать в себя вспомогательные операции (например, раскрой, штабелирование, упаковку и др.), подготовку технологии которых следует осуществлять параллельно с подготовкой формующего инструмента.

Проектирование формующего инструмента для профилирования (на основе метода интенсивного деформирования), его изготовление и отладку следует осуществлять согласно рекомендациям работ [1, 11]. Спроектированную в электронном формате формующую оснастку (см. рис. 6, *б*) изготовляют на станках с ЧПУ, которые в ряде случаев не требуют простановки размеров на чертежах.

На рис. 6, *б* видно, что роликовые калибры всех переходов являются закрытыми с горизонтальным и вертикальным базированием по буртам охватывающих валков с вертикальным геометрическим замыканием за счет применения откидных серег профилировочного станка. Врезание заготовки на первых переходах осуществляется в верхний валок, а на последних — в нижний.

Конструкция первой и второй валковых пар обеспечивает задание конечного радиуса изгиба угловых зон. Уровень замыкания калибров обусловлен условиями деформирования и минимизацией массы валков. Верхние валки двух последних пар выполнены разъемными для обеспечения доступа режущего инструмента к рабочему контуру валков. Перечисленные особенности формующей оснастки существенно отличают ее от формующей оснастки для традиционного профилирования.

При отработке технологии первостепенное внимание уделяли контролю параметров заготовки и изготовляемого профиля согласно табл. 1. В табл. 2 приведены данные по основным параметрам профиля 50×20×1,5 мм (рис. 7), технология производства которого разработана в ООО "Спецтехнология".

Размеры дна, полок, высоты и зазора между горизонтальными полками измеряли

2. Результаты замеров параметров профиля 50×20×1,5 мм

Контролируемый параметр и его номинальное значение по чертежу	Среднее значение, мм	Стандартное отклонение для генеральной совокупности	Доверительный интервал при уровне значимости		Предельные отклонения IT14/2
			0,05	0,02	
W = 50 мм	50,30	0,088	0,024	0,062	±0,37
Delta = 20 мм	20,21	0,230	0,138	0,164	±0,26
H_L = 20 мм	19,92	0,164	0,062	0,074	±0,26
b_L = 15 мм	15,21	0,118	0,070	0,083	±0,22
b_R = 15 мм	14,96	0,180	0,106	0,126	±0,22
r_{sL} = 1,5 мм	1,42	0,134	0,061	0,073	±0,5
r_{sR} = 1,5 мм	1,43	0,138	0,083	0,092	±0,5
r_{iL} = 1,5 мм	1,40	0,103	0,061	0,073	±0,5
h = 15 мм	15,35	0,114	0,062	0,073	±0,22
α_L = 90°	89°26′	13′	10′	12′	±60′

Примечания: W — ширина профиля; Delta – зазор между горизонтальными полками; H_L — высота по левой полке; b_L — ширина левой горизонтальной полки; b_R — ширина правой горизонтальной полки; r_{sL}, r_{sR}, r_{iL} — радиусы изгиба у левой и правой горизонтальных полок, слева у основания дна соответственно; h — высота профиля по правой стороне; α_L — угол между дном и вертикальной левой полкой (расположение сечения — как в схеме формообразования).

электронным штангенциркулем с разрешением 0,01 мм на длине 200 мм через каждые 20 мм; углы вертикальных стенок по отношению к дну также измеряли через каждые 20 мм вдоль образца угломером с нониусом 5УМ (ГОСТ 5378—88) с основной погрешностью ±3′; радиусы изгиба измеряли путем сканирования шлифа поперечного сечения профиля и 10-кратной подборкой аппроксимирующих окружностей с масштабированием по толщине стенки в ее средней части с использованием программы MS-VISIO; качество угловых зон и изменение толщины заготовки по сечению оценивали с помощью прибора МПБ-2 с 20-кратным увеличением. Обработку результатов проводили в среде MS-EXCEL-2007.

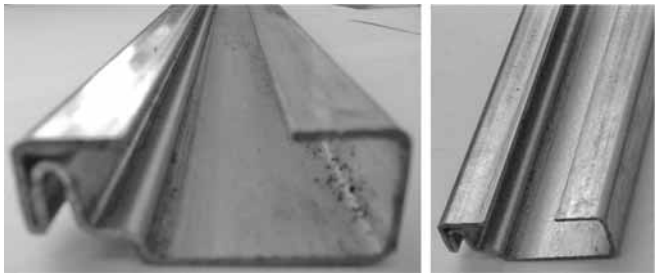


Рис. 7. Образцы профиля 50×20×1,5 м

Анализ табл. 2 показал, что параметры изготовляемого профиля соответствуют требованиям к нему по чертежу. Несущественные отклонения, не вполне укладывающиеся в заданные пределы, имеются по правой стороне сечения с элементом двойной толщины, однако они не влияют на функциональность и соответствуют условиям сборки. Радиусы изгиба, имеющие заниженные значения против спецификации чертежа, укладываются в допустимые пределы. Значение угла между левой полкой и дном находится в допустимых пределах. Продольный прогиб, скрутку и саблевидность профиля устраняли правильным устройством станка.

Измерения отклонений формы на поверочной плите показали, что саблевидность не превышала 0,4 мм на 1 м длины, а скрутка не превышала 1 мм на 1 м длины. Кромковая волнистость также отсутствовала. Сравнение значений доверительных интервалов с допустимыми предельными отклонениями свидетельствует о высокой стабильности процесса профилирования.

Разработанная технология реализована на автоматизированной линии профилирования ООО "Спецтехнология" и эксплуатируется в промышленности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Интенсивное формообразование гнутых профилей. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2008. 444 с.
2. **Филимонов В.И.** Классификация и тенденции развития профилировочного оборудования // Производство проката. 2008. № 4. С. 37—43.
3. **Catalogue** Forster: Schweiz: Forster Profilsysteme AG, 2016. 37 s.
4. **Лапин В.В., Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Дефекты гнутых профилей с элементами жесткости, требования к ним и применяемые материалы // Формообразование гнутых профилей: теория и практика (2015 год): сб. науч. тр. / под науч. ред. д-ра техн. наук, профессора В.И. Филимонова. Ульяновск, 2015. С. 18—26.
5. **Лапин В.В., Филимонов В.И.** Конструкции и изготовление профилегибочного оборудования. Ульяновск: УлГТУ, 2012. 239 с.
6. **А.с. 1489883 СССР, МПК 4 В21 Д5/06.** Способ изготовления полузамкнутых гнутых профилей / Н.Л. Волковой, А.Н. Коновалов, Я.В. Хижняков, Н.И. Дружинская и др. Опубл. 30.06.89, Бюл. № 24.
7. **Пат. 2025163 РФ, МПК 5 В21 Д5/06.** Способ изготовления полузамкнутых гнутых профилей / Н.Л. Волковой, Н.И. Дружинская, Т.П. Ветафова, Н.С. Фиоктистов и др. Опубл. 30.12.94, Бюл. № 24.
8. **А.с. 1632560 СССР, МПК 5 В21 Д5/06.** Способ изготовления гнутых профилей проката / Г.Р. Хейфец, В.Б. Калужский, В.В. Клепанда и др. Опубл. 07.03.91, Бюл. № 9.
9. **А.с. 1750777 СССР, МПК 5 В21 Д5/06.** Способ изготовления полузамкнутых гнутых профилей / Н.Л. Волковой, В.С. Колоколов, И.С. Мамаев, В.Ф. Копылов и др. Опубл. 30.07.92, Бюл. № 28.
10. **А.с. 1726086 СССР, МКИ В 21 D 5/06.** Гнутый профиль и способ его производства / В.И. Гридневский, В.Г. Антипанов, А.И. Стариков и др. Опубл. 15.04.92, Бюл. № 14.
11. **Филимонов А.В., Филимонов С.В.** Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования / под ред. проф. В.И. Филимонова. Ульяновск: УлГТУ, 2010. 206 с.
12. **Технологичность** конструкции и производства гнутых профилей / В.И. Филимонов, С.В. Филимонов, С.А. Карпов, И.В. Кокорина // Справочник. Инженерный журнал. 2015. № 8. С. 11—17.
13. **Технология** трубного производства / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. Москва: Интермет инжиниринг, 2002. 640 с.
14. **Расчет** числа технологических переходов при профилировании заготовки методом интенсивного деформирования / В.В. Лапин, В.И. Филимонов, В.И. Лапшин, С.В. Филимонов // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 2. С. 24—28.
15. **Филимонов С.В., Филимонов А.В., Филимонов В.И.** Модель зон плавного перехода при интенсивном формообразовании профиля из упрочняющегося материала // Производство проката. 2008. № 10. С. 26—32.
16. **Лапин В.В., Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Предельное формообразование гнутых профилей на профилировочных станках // Вестник Концерна ПВО "Алмаз-Антей". 2015. № 2. С. 41—48.

Владимир Иванович Лапшин;
Сергей Вячеславович Филимонов, канд. техн. наук;
Вячеслав Иванович Филимонов, д-р техн. наук,
fwiumz@mail.ru

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

УДК 621.791.92

Н.Н. Малушин, Р.А. Гизатулин*, А.П. Ковалев, В.Л. Осетковский, И.В. Осетковский**

(ОАО "ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк,
**Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,*
***Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*

Разработка методики оценки качества наплавленных валков холодной прокатки на основе определения плотности распределения наработки до отказа

Разработана методика оценки качества изготовления валков разными заводами-изготовителями на основе определения плотности распределения наработки рабочих валков до отказа. Показано, что наработка валков холодной прокатки до отказа подчиняется закону распределения Вейбулла.

Ключевые слова: оценка качества изготовления; валки; распределение Вейбулла; вероятностная бумага Вейбулла; наплавленные валки.

Methods for the assessment of quality manufacture of rolls by different manufacturers on the basis of definition of distribution density time of the work rolls to failure is developed. It is shown time to failure of cold rolling rolls obeys to Weibull distribution.

Keywords: evaluation of manufacture quality; rolls; Weibull distribution; probability Weibull paper; weld rolls.

В настоящее время большое число рабочих валков холодной прокатки (до 50...70 % и более) преждевременно выходит из строя до срабатывания активного закаленного слоя. Анализ данных эксплуатации валков холодной прокатки труднодеформируемых сталей и сплавов показал, что основным видом разрушения рабочих валков является усталостное отслоение и выкрашивание поверхностных участков.

Наработка валков до отказа является случайной величиной, зависящей от изменений параметров процесса прокатки и физико-механических свойств материала валков, определяемых особенностями технологии их изготовления. Поэтому объективное суждение об эффективности конструкторских и технологических решений, направленных на повышение качества валков, возможно только на основе статистического анализа опытных данных. Для проведения такого анализа необходимо знать плотность распределения наработки валков до отказа $f(x)$. Знание закона позволит оценить качество валков, изготовляемых разными заводами, в том числе и наплавленных валков.

Цель работы — разработка методики оценки качества изготовления валков разными заводами-изготовителями на основе определения плотности распределения наработки рабочих валков до отказа.

Известно, что для анализа работы элементов с отказами, в том числе и наработки валков до отказа, можно использовать параметры асимметричных законов, таких, например, как логарифмически-нормального, Вейбулла, гамма-распределения, Лапласа-Шарлье [1, 2].

Собран статистический материал долговечности работы 871 валка трех заводов-изготовителей (А, Б, В), выраженный массой прокатанного металла до выхода каждого валка из строя z_i^k, т, где k — порядковый номер завода-изготовителя; i — текущий номер валка k-го завода-изготовителя. Наработка валков до отказа трех заводов-изготовителей приведена в табл. 1.

1. Наработка валков до отказа трех заводов-изготовителей

Завод-изготовитель валков	Число валков в партии	Наработка до отказа, т		
		минимальная	максимальная	средняя
А	102	60	5610	1899
Б	238	23	7205	2581
В	531	10	6346	2311

Наработка валков до отказа имеет, как это видно из табл. 1, значительное рассеивание из-за случайных изменений параметров процесса прокатки, особенностей технологии изготовления валков, принятой на заводе, и ряда других причин.

Обработку экспериментальных данных по стойкости рабочих валков холодной прокатки проводили по методике Б.Я. Шора [1] в следующей последовательности. Значения долговечности, выраженные массой прокатанного металла до выхода валка из строя, располагали в любом порядке. Для подбора наиболее оптимального закона распределения значения долговечности валков каждого завода-изготовителя обрабатывали по стандартной программе "Статистическая обработка эмпирических данных и подбор закона распределения".

Учитывая особенности этой программы, значения долговечности каждого валка уменьшали в 100 раз, т.е. $x^h = \frac{z_i^k}{100}$ для всех значений i и k. Проводили анализ однородности статистического материала, оценку параметров распределения, проверку согласия эмпирического распределения с заданным теоретическим распределением, оценку показателей надежности. Проверку соответствия экспериментального материала принятой модели осуществляли аналитически, сопоставляя путем вычисления критерии согласия Колмогорова и Пирсона [1].

Проверка соответствия экспериментального материала показала, что наиболее приемлемой моделью распределения долговечности валков является распределение Вейбулла (согласно критериям согласия Колмогорова и Пирсона, табл. 2), плотность которого имеет вид:

$$f(x) = \frac{m}{x_0} x^{m-1} e^{-\frac{x^m}{x_0}}, \qquad (1)$$

где m, x_0 — параметры распределения [1].

Результаты статистической обработки были подтверждены построением вероятностной бумаги Вейбулла. Графический метод определения достоверности оценок дает наиболее наглядную картину. Если гипотеза о достоверности распределения Вейбулла верна, то точки на вероятностной бумаге Вейбулла будут располагаться на одной прямой и не выходить за границы верхнего и нижнего доверительного интервала вероятности безотказной работы [2].

2. Вероятности критериев согласия Колмогорова и Пирсона принятой модели распределения

Закон распределения	Завод-изготовитель валков	Вероятность критерия согласия	
		по Пирсону	по Колмогорову
Вейбулла	А	0,637	0,982
	Б	0,174	0,931
	В	0,686	1
Лапласа—Шарлье	А	0,402	1
	Б	0,146	0,252
	В	0,942	1
Гамма распределения	А	0,45	0,997
	Б	0,001	0,808
	В	0,241	0,952

Вероятностную бумагу Вейбулла строили следующим образом.

Логарифмируя уравнение

$$p(x) = 1 - \exp\left(-\frac{x^m}{x_0}\right), \qquad (2)$$

получаем

$$-\ln\left(1 - p(x)\right) = \frac{x^m}{x_0}. \qquad (3)$$

Логарифмируя уравнение (3), имеем

$$-\ln\left[-\ln\left(1 - p(x)\right)\right] = m\ln x - \ln x_0 = \\ = 2,303\left(m\lg x - \lg x_0\right). \qquad (4)$$

Обозначим вероятность безотказной работы y. Из уравнения (4) видно, что величина y линейно зависит от $\lg x$. Поэтому для построения распределения Вейбулла по горизонтальной оси откладываем логарифмическую шкалу:

$$S_x = k_x \lg x, \qquad (5)$$

где k_x — масштабный фактор, а по вертикальной оси — величину y, а обозначаем как $p(x)$.

Примем для $p(x)$ крайние значения 0,001 и 0,999. Для этих значений находим $y = -6,91$ и

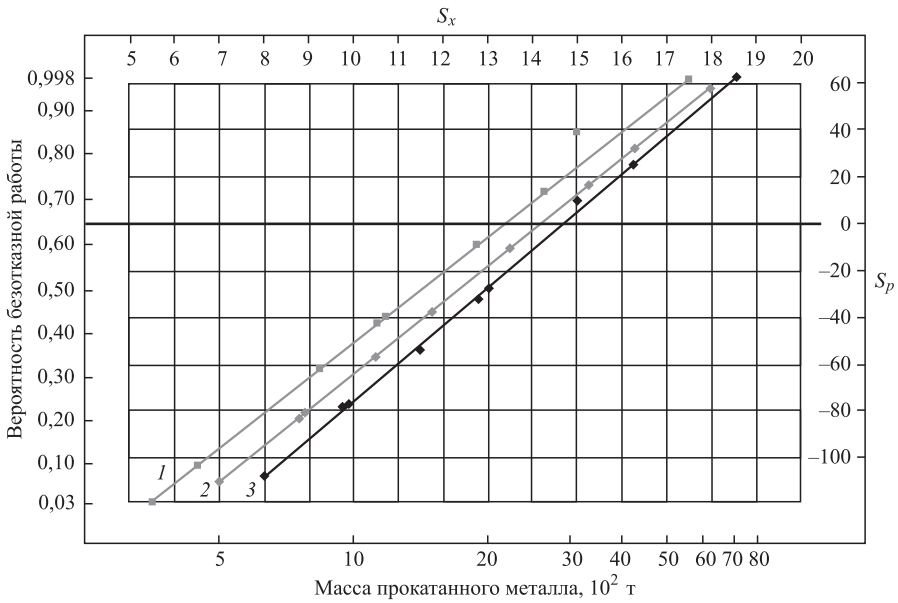


Рис. 1. Графический метод (вероятностная бумага Вейбулла):
1, *2*, *3* — завод-изготовитель А, Б, В соответственно

y = 1,93, т.е. интервал изменения величины y равен 8,84, поэтому

$$S_p = \frac{y}{8,84} k_y, \qquad (6)$$

где k_y — масштабный фактор.

При $p < 0,6321$ имеем $S_p < 0$, при $p > 0,6321$ — $S_p > 0$.

Как видно из рис. 1, графический метод (вероятностная бумага Вейбулла) подтверждает результаты статистический обработки.

Качество валков каждого завода-изготовителя оценивали по методике Б.Я. Шора [1, 2]. Для оценки использовали следующие характеристики: интенсивность отказов $\lambda(x) = \frac{m}{x_0} x^{m-1}$; вероятность безотказной работы $p(x) = \exp\left(-\frac{x^m}{x_0}\right)$; средняя масса прокатанного металла до отказа валка $x_{ср} = \Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right) x_0^{1/m}$; гарантийная масса прокатанного металла $x_\alpha = \frac{x_{ср} \sqrt[m]{-\ln \alpha}}{\Gamma\left(\frac{1}{m} + 1\right)}$, где α — гарантийная вероятность. Результаты обработки представлены на рис. 2—4.

Из рис. 2—4 видно, что при одной и той же массе прокатанного металла, например 2500 т (см. рис. 3, 4), вероятность безотказной работы валков завода-изготовителя Б (m = 2,06) больше, чем заводов В (m = = 1,96) и А (m = 1,93). В то же время интенсивность отказов у завода-изготовителя Б меньше, чем у заводов В и А.

Средняя масса прокатанного металла до выхода валка из строя, а также гарантийная масса прокатанного металла для трех заводов-изготовителей приведены в табл. 3.

Из приведенных данных следует, что лучшими являются валки завода-изготовителя Б, несколько хуже — завода-изготовителя В и последнее место занимают валки завода-изготовителя А. Таким образом, предложена методика определения качества валков. На основании выполненных расчетов можно утверждать, что наиболее оптималь-

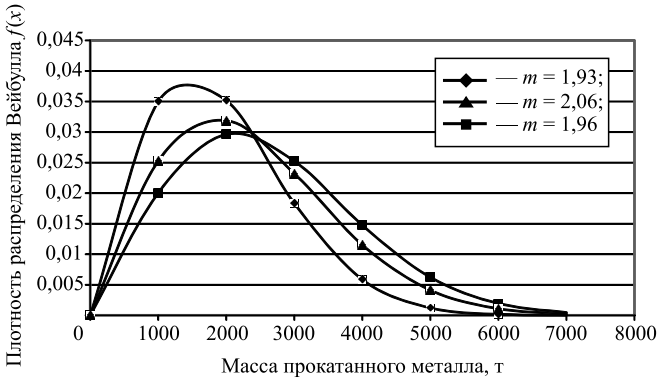


Рис. 2. Плотность распределения Вейбулла

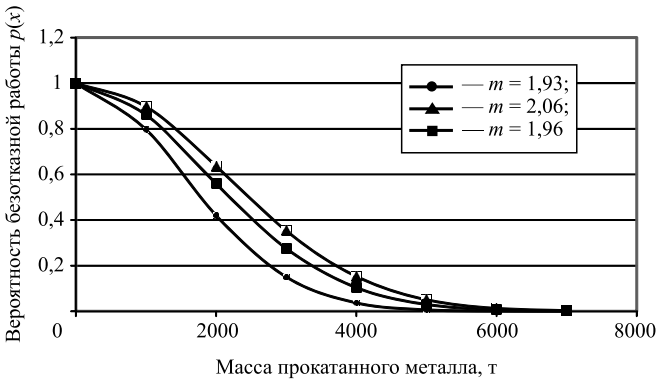


Рис. 3. Вероятность безотказной работы распределения Вейбулла

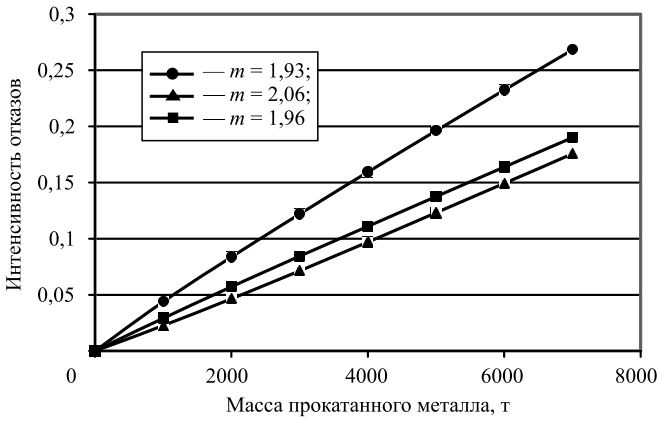


Рис. 4. Интенсивность отказов распределения Вейбулла

3. Характеристики оценки качества трех заводов-изготовителей

Завод-изготовитель валков	m	x_0	$x_{ср}$	x_α	$z_{ср}$	α
					т	
А	1,93	374,11	18,97	6,68	1897	668
Б	2,06	1059,41	25,79	9,79	2579	979
В	1,96	609,06	23,12	8,30	2312	830

ным распределением наработки до отказа валков рассматриваемых заводов-изготовителей является распределение Вейбулла. Согласно данной методике можно с заданной вероятностью определить гарантийный срок работы валков любого завода-изготовителя [3].

Результаты статистической обработки подтверждены построением вероятностной бумаги Вейбулла, при этом графический метод определения достоверности оценок дает наиболее наглядную картину.

Методика оценки качества изготовления валков основана на обработке большого объема статистических данных, однако часто возникает задача извлечения максимума информации из малого числа данных, когда необходимо принять решение, имея ограниченный объем данных. На практике это это часто встречается при оценке качества небольших партий наплавленных изделий, изготовленных по новым технологиям с использованием оригинальных наплавочных материалов и оборудования. Например, при определении качества опытно-промышленной партии валков станов холодной прокатки, изготовленных с применением плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости.

Допустив, что наработка наплавленных валков также подчиняется закону Вейбулла, можно на вероятностную бумагу нанести результаты испытаний небольшой по количеству опытно-промышленной партии валков и оценить их качество.

В настоящей работе была предпринята попытка сравнения качества изготовления прокатных валков, изготовленных по традиционной технологии и с применением наплавки. Наработка наплавленных валков до отказа на вероятностной бумаге Вейбулла также, как и изготовленных по традиционной технологии, имеет линейную зависимость, при этом их стойкость оказалась выше.

Разработанную методику можно применять для оценки качества изготовления и других деталей горно-металлургического оборудования (валов, роликов прокатных станов, молотков и роторов дробилок и др.).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шор Б.Я.** Статистические методы анализа и контроля качества и надежности. М.: Советское радио, 1962. 552 с.

2. **Шор Б.Я., Кузьмин Ф.И.** Таблицы для анализа и контроля надежности. М.: Советское радио, 1968. 284 с.

3. **Малушин Н.Н., Рыбянец В.А., Валуев Д.В.** Оценка качества изготовления рабочих валков холодной прокатки // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сб. тр. IV Междунар. науч.-практической конф. с элементами научной школы для молодых ученых. Юргинский технологический институт. Томск: Изд-во Томского политехн. ун-та, 2013. С. 262—267.

Николай Николаевич Малушин, канд. техн. наук,
nmalushin@mail.ru;
Ринат Акрамович Гизатулин, д-р техн. наук;
Андрей Петрович Ковалев;
Василий Леонидович Осетковский;
Иван Васильевич Осетковский

УДК 669.017

В.С. Муратов, Е.А. Морозова
(Самарский государственный технический университет)

Особенности формирования структуры и свойств поверхности титана при лазерном легировании

Изложены закономерности формирования состава, структуры и свойств поверхности титана при лазерном легировании никелем, железом и марганцем. Показана ведущая роль конвективного массопереноса. Проанализированы особенности формирования зоны оплавления и зоны термического влияния при лазерном легировании титана.

Ключевые слова: титан; поверхность; лазерное легирование; структура; свойства.

Composition, structure and properties of titanium surface forming regularities upon iron, nikel or manganese laser alloying are accounted. The leading part of convection mass transfer is shown. The features of melting zone and zone of heating formation in conditions of laser alloying of titanium are analized.

Keywords: titanium; surface; laser alloying; structure; properties.

В работах [1—9] показаны перспективы применения *лазерного поверхностного легирования* (ЛПЛ) титана различными легирующими элементами. В настоящей работе продолжены исследования по установлению общих закономерностей формирования структуры и свойств при ЛПЛ.

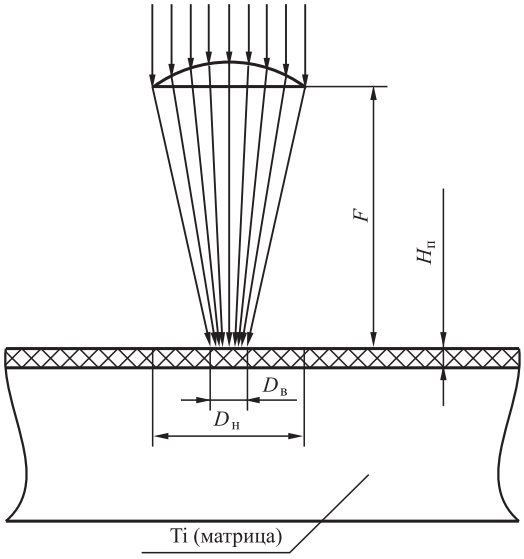


Рис. 1. Схематическое изображение образца в процессе лазерного поверхностного легирования

Общая схема ЛПЛ приведена на рис. 1. Образец для ЛПЛ следует рассматривать как пакет, состоящий из двух различных материалов, предназначенных для "сборки внахлестку" концентрированным источником тепла. Матрица этого пакета представляет собой технически чистый титан, а его поверхностным слоем, нанесенным электролитически или вакуумным способом, является один из анализируемых элементов легирования.

Рассматривая процесс локального легирования материала излучением, можно отметить, что зона нагрева $D_н$ образца представляет собой сумму элементарных площадок поверхности, полученной в результате поглощения определенного количества теплоты, характеризуемого удельным тепловым потоком q.

При ЛПЛ перераспределение легирующих элементов по глубине ванны расплава возможно в два этапа: сначала осуществляется диффузия на характерное расстояние $\delta \sim \sqrt{Dt}$ (D — коэффициент диффузии; t — время), а затем реализуется конвективный массоперенос. Диффузионный массоперенос играет незначительную роль, так как отношение характерной

1. Изменение толщины диффузионного слоя, мкм, в зависимости от легирующего элемента и скорости лазерной обработки

Скорость лазерной обработки $v_л$, мм/с	Легирующий элемент		
	Ni	Fe	Mn
0,5	—	0,22	0,12
1,66	0,15	0,12	0,07
2,0	0,14	—	—
2,5	0,13	—	—

толщины диффузионного слоя к глубине ванны расплава $\delta/S \ll 1$.

Исследованы структура и свойства поверхностного слоя после ЛПЛ титановой подложки (марка ВТ1-0) никелем, железом и марганцем, проводимого при мощности лазерного излучения P = 220 и 630 Вт (для железа) и скоростях лазерной обработки $v_л$ = 0,5 и 2,5 мм/с на установке непрерывного действия "Катунь". Толщина исходного слоя легирующего элемента 10 мкм.

Для анализируемых элементов (никель, железо, марганец) диффузия частиц в глубь ванны расплава составляет десятые доли микрометра (табл. 1). Увеличение $v_л$ приводит к снижению толщины диффузионного слоя. При скорости $v_л$ = 1,66 мм/с максимальный эффект проникновения легирующих элементов за счет диффузии достигается при легировании никелем, где расстояние $\delta \approx 0{,}15$ мкм.

В условиях воздействия лазерного излучения на поверхность образца часть сетки пятна нагрева избирательно испаряется, а часть матрицы разогревается до жидкого состояния. Материал, нагретый до такого состояния, начинает перемешиваться турбулентно. Перемешивание материала в жидкой фазе является основной причиной выравнивания состава при ЛПЛ. В основе этого процесса лежит циркулярное движение и перемешивание расплава вследствие термокапиллярной конвекции, т.е. движения жидкости, вызванного зависимостью поверхностного натяжения расплава от температуры и неоднородностью нагрева свободной поверхности ванны расплава. Движение жидкой фазы имеет вихревую структуру.

На начальных этапах массопереноса легирующий элемент перераспределяется в приповерхностных слоях ванны, образуя каплеобразную структуру зоны легирования. Это связано с тем, что часть предварительного покрытия, прилегающая к центру ванны, перемещается вдоль свободной поверхности ($Z = 0$) к ее краю, поскольку термокапиллярная сила направлена в сторону уменьшения температуры, в то время как часть нанесенного покрытия, находящаяся у кромки, движется в глубь расплава вдоль фронта плавления.

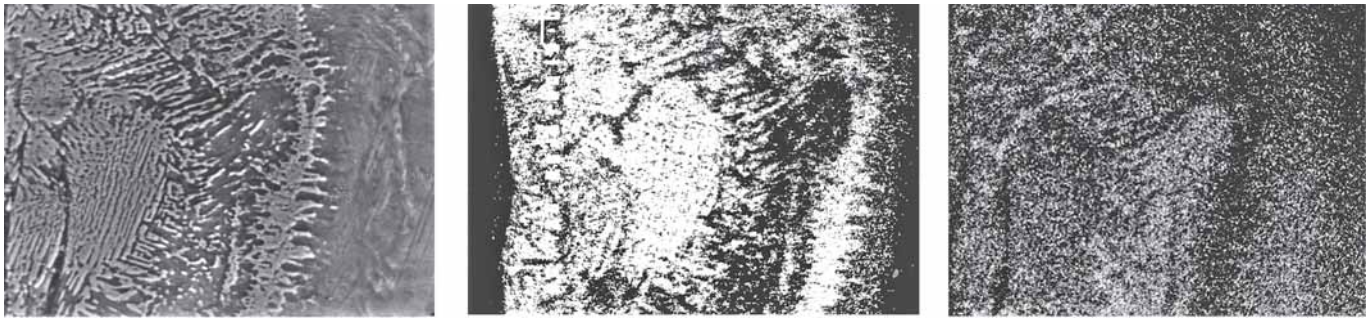
В силу вихревого характера движения расплава зона легирования принимает спиралеобразную форму. В случае непрерывности потока расплав циркулирует вдоль стенок ко дну ванны, а затем поднимается к поверхности в центральной части зоны плавления. Движущийся расплав удерживается в замкнутом объеме силами поверхностного натяжения.

С течением времени концентрационное поле трансформируется, что приводит к образованию в зоне воздействия многослойной структуры, в которой чередуются области, обогащенные и обедненные легирующим элементом, что и показано на фотографии структуры, формирующейся на растворении никелевого покрытия, нанесенного вакуумным способом, в титановой подложке под воздействием лазерного излучения (рис. 2).

Многослойная структура с кольцевыми зонами, обогащенными и обедненными никелем, наиболее четко просматривается на фотографиях, выполненных в рентгеновских лучах Ni и Ti (см. рис. 2, *б*, *в*). На приведенных фотографиях представлен микрошлиф фронта плавления по глубине ванны расплава. На шлифе с глубиной ванны расплава 90 мкм четко выделяются потоки легирующего элемента, при этом ширина каждого потока составляет 1 мкм. При мощности лазерного излучения P = 220 Вт и скорости лазерной обработки $v_л$ = 1,66 мм/с каждый отдельный поток формируется в течение 0,6 мс.

Процесс легирования сопровождается также и химическим растворением легирующего элемента в ванне основного металла — титана. Растворение легирующего элемента продолжается и во время охлаждения ванны. Образовавшаяся в жидкой ванне система с падением температуры претерпевает все фазовые и структурные превращения согласно соответствующим диаграммам состояния "титан — легирующий элемент".

Сложный характер распределения легирующих элементов в ванне расплава приводит



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Структура, формирующаяся при растворении никелевого покрытия в титановой подложке под воздействием лазерного излучения:

а — общий вид, ×1000; *б* — в рентгеновских лучах Ni; *в* — в рентгеновских лучах Ti

к формированию в поверхностном слое (*в зоне оплавления* (ЗО)) титана областей с разной микроструктурой, что для случаев легирования никелем и железом подробно изучено в работах [1, 2]. В них исследованы также особенности фазовых превращений, образования интерметаллидных включений и обогащения поверхности азотом.

Глубина ЗО при определенной толщине исходного покрытия зависит от химического состава покрытия и скорости лазерной обработки (табл. 2), толщина исходного покрытия 10 мкм.

При уменьшении скорости прохода лазерного луча время воздействия на образец увеличивается, температура поверхности металла возрастает, что способствует интенсивному испарению легирующего элемента и частично титана с поверхности ЗО.

При увеличении скорости обработки следует ожидать уменьшения глубины ванны расплава в результате меньшего нагрева образца, но с другой стороны, интенсивность испарения металла покрытия относительно меньших скоростей лазерного излучения снижается.

2. Глубина зоны оплавления, мкм, титана ВТ1-0 при лазерном поверхностном легировании

Скорость лазерной обработки $v_л$, мм/с	Легирующий элемент		
	Ni	Fe	Mn
0,5	—	128	50
1,66	90	50	65
2,0	170	—	—
2,5	90	—	—

Максимальная глубина ванны расплава получена при ЛПЛ никелем и железом. Однако глубокая область расплава при легировании железом (до 130 мкм), наблюдаемая при малой скорости лазерного излучения за счет увеличения температуры в эпицентре зоны воздействия, характеризуется образованием структур перегрева. Максимальная глубина упрочненного слоя с образованием эвтектоидной структуры образуется при ЛПЛ никелем и составляет 170 мкм, при этом глубина проникновения легирующего элемента равна 200 мкм.

Металлографические исследования поверхностей титановых образцов при насыщении никелем показали, что легированный микрообъем состоит из двух проявляющихся зон: ЗО и *зоны термического влияния* (ЗТВ), образующейся в результате теплоотдачи от центра ЗО к периферии и расположенной между ванной расплава и матрицей основного металла.

После прохода лазерного луча каждый участок ЗО и ЗТВ претерпевает изменение температуры во времени и испытывает те или иные структурные изменения вследствие протекания при охлаждении полиморфных превращений. В указанных зонах происходит процесс двойной фазовой перекристаллизации α- и β-модификаций $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$.

Характер изменения твердости по ЗТВ в титане с никелевым покрытием при скорости лазерной обработки $v_л$ = 1,66 мм/с приведен на рис. 3, где показаны диагонали отпечатка алмазной пирамиды Кнупа (увеличение ×500) при нагрузке 0,2 Н. Снижение твердости

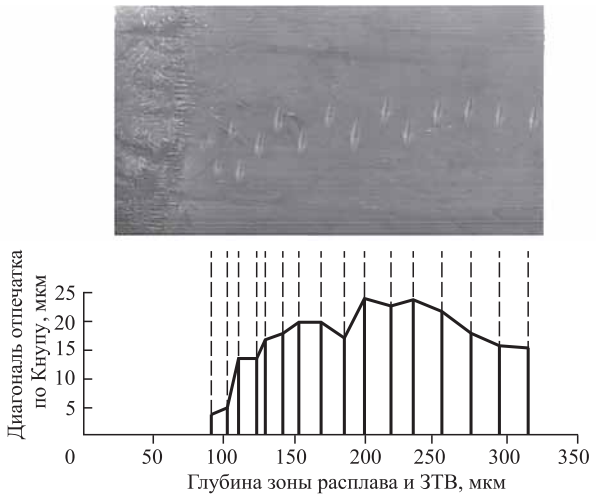


Рис. 3. Характер изменения твердости по ЗТВ титана с ЛПЛ никелем при скорости лазерной обработки $v_л$ = 1,66 мм/с

в ЗТВ наблюдается вследствие распада пересыщенных твердых растворов, коагуляции интерметаллидов, а также возможных рекристаллизационных процессов после фазовых превращений.

Наиболее резкое разупрочнение металла происходит у границы с участком неполной перекристаллизации, где титановая матрица нагревается до температуры начала $\alpha \rightarrow \beta$-превращения, т.е. максимальная температура близка к температуре нижней точки превращений.

ЗТВ после ЛПЛ никелем имеет структуру α'-титана. Как известно, в титановых сплавах с β-стабилизаторами мартенситная α'-фаза представляет собой пересыщенный твердый раствор легирующего элемента в титане. С увеличением скорости перемещения лазерного луча пластины α'-фазы постепенно измельчаются и становятся тоньше.

В работах [1, 2] показано, что после ЛПЛ никелем, железом или марганцем твердость поверхности титана в ЗО возрастает от 1800 до 5000...10 000 МПа в зависимости от скорости $v_л$, что обеспечивает повышение ее износостойкости.

Испытания на фреттингостойкость показали, что, например, линейный износ 60 мкм при работе контактной пары достигается в образцах из титана без легирования за 2,4 ч, а в образцах из титана с ЛПЛ ($v_л$ = 2,5 мм/с) никелем за 9 ч. Износ 120 мкм — за 2,5 и 12,5 ч, а износ 210 мкм — 2,58 и 18 ч соответственно.

Испытания на фреттингостойкость проводили на специальном стенде, моделирующем условия взаимодействия контактной пары. Режимы испытаний: частота колебаний 110 Гц; амплитуда колебаний 0,005 мм; контактное давление 7 МПа. Линейный износ дорожки трения оценивали с помощью профилографа-профилометра ВИ-201.

Полученные результаты свидетельствуют о значительном повышении стойкости титана после ЛПЛ. Средняя скорость износа после ЛПЛ на глубину до 60 мкм составляет 6,7 мкм/ч, на глубине от 60 до 120 мкм — 17,1 мкм/ч, а на глубине от 120 до 210 мкм — 20,0 мкм/ч. Увеличение скорости износа может быть объяснено появлением зоны разупрочнения на глубине 130...300 мкм.

Выводы

1. Показана ведущая роль конвективного массопереноса в распространении легирующих элементов в зоне оплавления при ЛПЛ титана. Установлено формирование многослойных структур с концентрационными зонами, обогащенными и обедненными легирующим элементом.

2. Глубина зоны оплавления определяется скоростью распространения лазерного луча и легирующим элементом. Для случаев легирования никелем, железом и марганцем глубина зоны оплавления составляет 50...170 мкм.

3. В зоне термического влияния установлено наличие области с пониженной, относительно титановой матрицы, микротвердостью. Протяженность этой зоны при легировании никелем ($v_л$ = 1,66 мм/с) равна ~170 мкм.

4. Набольший эффект по увеличению фреттингостойкости титана после ЛПЛ никелем отмечен в зоне оплавления, прилегающей к поверхности образца и имеющей высокую микротвердость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Лазерное легирование никелем поверхности титана // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 6. С. 39—44.

2. **Муратов В.С., Морозова Е.А.** Лазерное легирование железом поверхности титана // Заготови-

тельные производства в машиностроении. 2016. № 8. С. 33—37.

3. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Лазерное легирование поверхности титана медью // Успехи современного естествознания. 2009. № 11. С. 71.

4. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Структура и свойства поверхности титана при лазерном легировании никелем // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 8. С. 67.

5. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Влияние лазерного легирования хромом на структуру и свойства поверхности титана // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 10. С. 74—75.

6. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Структура и свойства поверхности титана при лазерном легировании железом // Успехи современного естествознания. 2008. № 8. С. 95—96.

7. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Поверхностное лазерное легирование титанового сплава ВТ9 // Современные наукоемкие технологии. 2010. № 4. С. 62.

8. **Муратов В.С., Морозова Е.А.** Влияние непрерывного лазерного излучения на изменение структуры и свойств технически чистого титана // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2011. № 5. С. 41.

9. **Муратов В.С., Морозова Е.А.** Определение температурных полей и параметров ванны расплава на поверхности титана при непрерывной лазерной обработке // Фундаментальные исследования. 2015. № 11 (часть 4). С. 719—723.

Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук,
ftf@samgtu.ru;
Елена Александровна Морозова, канд. техн. наук

УДК 621.74.04:669.01

О.Н. Комаров, С.Г. Жилин, В.В. Предеин, Е.Е. Абашкин, А.В. Попов
(Институт машиноведения и металлургии Дальневосточного отделения РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)

Получение слябовых заготовок из кипящей стали для прокатного производства методом металлотермии

Рассмотрен технологический вариант получения низкоуглеродистой кипящей стали без применения плавильных печей и высоких энергетических затрат на получение расплава металла и неравномерность химического состава.

Ключевые слова: кипящая сталь; раскисление; экзотермическая реакция; восстановитель; алюминий; заготовка.

The technological option of low-carbon rimming steel homogeneous structure without melting furnaces and the high energy costs and non-uniformity of chemical composition is considered.

Keywords: rimming steel; deoxidation; exothermic reaction; reducing agent; aluminum; steel blank.

В процессах холодной листовой штамповки, в том числе при производстве изделий сложной конфигурации, предпочтительно использование заготовок из сталей с высокой пластичностью. К категории сталей, удовлетворяющих этим требованиям, относятся кипящие. Данные виды сталей низкоуглеродистые (до 0,27 % С), в основном раскисляются марганцем, при этом они имеют в своем составе незначительное содержание других раскислителей (кремния, алюминия, титана). В ряде случаев раскисление кипящих сталей дополнительно проводится малым количеством алюминия, титана и кремния, что отражается в сопроводительной документации к продукции.

Например, при производстве кипящей стали выплавляют полупродукт с содержа-

нием углерода 0,03...0,06 % и выпускают его в ковш [1], куда также вводят алюминий в количестве 1 кг/т стали и разливают в изложницы. Затем проводят усреднительную продувку на агрегате доводки стали, определяют ее химический состав и корректируют содержание алюминия путем его присадки.

Существенным недостатком традиционных способов получения кипящих сталей являются значительные энергетические и материальные затраты, связанные с получением расплава стали в плавильных печах различных конструкций. При этом получение данного вида сплавов приносит меньшие затраты по сравнению с получаемой спокойной сталью, связанные с сокращением головной обрези слитка и снижением расхода дорогостоящих раскислителей, что свидетельствует об актуальности направления.

Перспективной является разработка конкурентоспособной технологии получения недорогих слябовых заготовок из низкоуглеродистой кипящей стали без применения плавильных печей и сопутствующих материалов, предназначенных для дальнейшей горячей деформации.

Применение внепечных процессов термитного переплава в металлургии позволяет значительно сократить затраты на получение стального расплава [2]. Такие способы получения стального расплава включают в себя подготовку алюмотермитной смеси, состоящей из окалины, алюминиевой крошки и модификаторов, ее непрерывную загрузку в реакционную камеру, зажигание смеси и осуществление восстановительной реакции с образованием жидкого металла и шлака [3]. Достижением непрерывности указанного выше процесса и возможности восстановления железа из окалины решается задача получения стальных слитков однородной структуры с низкой себестоимостью, соответствующих по химическому составу марочным сталям.

Однако рассмотренные процессы не регламентирует условия получения низкоуглеродистой кипящей стали, так как весь кислород, содержащийся в окалине, в ходе реакции удаляется из расплава восстановителем.

Целью работы является получение слябовых заготовок для проката из низкоуглеродистой кипящей стали, при котором достигается снижение энергетических затрат и сокращение времени технологического цикла. Для реализации поставленной цели предложено слябовые заготовки из кипящей стали получать в ходе окислительно-восстановительного процесса [4]. Важным в процессе получения таких заготовок является обеспечение максимального выхода металла с единицы массы термитной смеси и обеспечение его химического состава. При этом физико-механические свойства промежуточного продукта не имеют особого значения [5].

Получение заготовок из кипящей стали осуществляется с помощью устройства, принципиальная схема которого представлена на рис. 1.

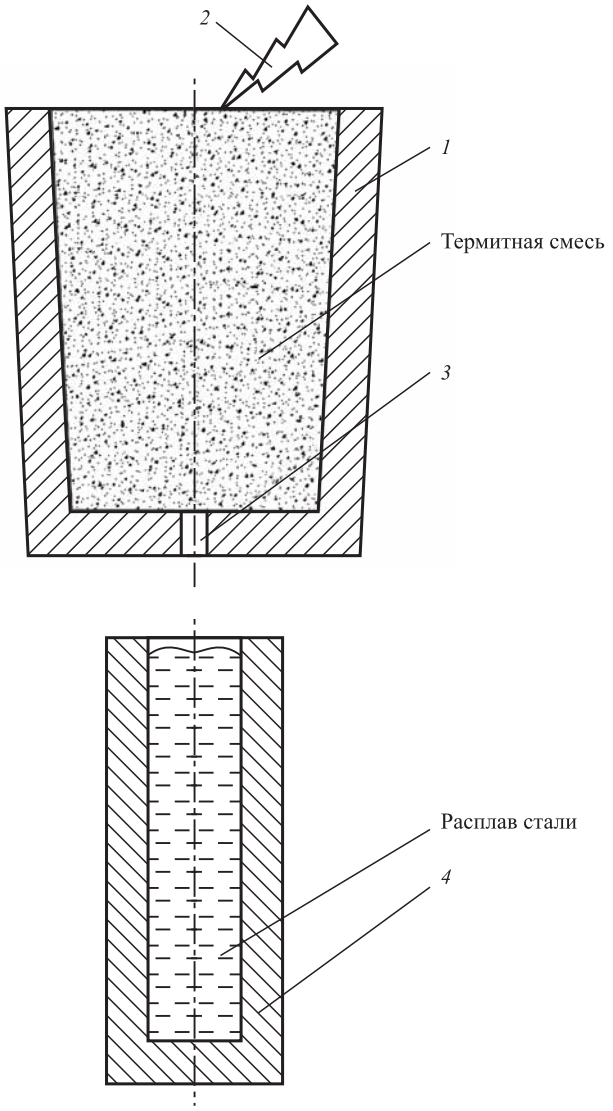


Рис. 1. Принципиальная схема процесса получения заготовки из кипящей стали методом СВС-металлургии:
1 — тигель; *2* — активатор; *3* — спускное отверстие; *4* — изложница

В процессе получения заготовок из кипящей стали важных этапом является подготовка термитных смесей, осуществляемая путем перемешивания в смесителе в течение 10 мин; сушки при температуре 150 °С в течение 1 ч и повторном перемешивании в течение 10 мин. При повторном перемешивании происходят гомогенизация композиции и незначительное дробление компонентов, очистка поверхности частиц восстановителя от оксидной пленки. Перед проведением экспериментов огнеупорную оснастку нагревают до 150 °С и покрывают противопригарной краской следующего состава: маршалит — 20 %; жидкое стекло — 5 %; вода — 74 %; борная кислота — 1 %.

Таким образом, для того, чтобы получить в термитной смеси 19 % по массе активного алюминия, необходимо использование восстановителя в количестве 22 % по массе с содержанием алюминия 86,2 %. Количество активного алюминия вычисляют содержанием 86,2 % мас. Al в 22 % восстановителя термитной смеси, и определяют по формуле 22·0,862 = 19. Остальное: окалина, примеси и модификаторы.

В качестве исходных материалов для составления термитных композиций использовали крошку алюминиевого сплава В95, имеющей средний химический состав: 88,5 % Al; 6,5 % Zn; 0,4 % Fe; 2,3 % Cu; 2,3 % Mg; 0,1 % Si; 0,2 % Mn; 0,1 % Cr, а также окалина, состоящая из: 65,1 % Fe; 31,8 % O; 1,77 % Si; 0,699 % Mn; 0,273 % Cu; 0,170 % Ni; 0,096 % Cr; 0,055 % P; 0,037 % S.

Химический состав исходных материалов определяли с помощью электронного микроскопа Zeiss EVO MA 10 с приставкой OXFORD для проведения элементного анализа материалов. Содержание элементов в термитной смеси регламентируется химическим составом получаемой кипящей стали, а также минимальным остаточным содержанием раскислителей.

В составе рассматриваемого восстановителя присутствует значительное количество элементов, снижающих содержание алюминия, следовательно, его активность снижается [6]. Эти элементы распределяются в ходе реакции между фазами системы металл—шлак—газ согласно своим теплофизическим свойствам, влияя на их соотношения [7].

Термитную смесь в тигле воспламеняют активатором. Процесс восстановления стали протекает в тигле со скоростью продвижения фронта жидких фаз 5...15 кг/см·м^2, последовательно продвигаясь по всему объему термитной смеси, заполняющей полость тигля, и проходит по основным реакциям:

$$3FeO + 2Al = Al_2O_3 + 3Fe,$$

$$Fe_2O_3 + 2Al = Al_2O_3 + 2Fe.$$

Экзотермические реакции проводили в огнеупорных тиглях, выполненных из электродного графита марки ЭГП плотностью 1700 кг/м^3, с объемом рабочего пространства 0,000572 м^3 и толщиной стенки 10 мм. Масса тигля составляла 0,71 кг. Объем рабочего пространства соответствовал засыпке смеси с минимальной насыпной плотностью массой 0,8 кг для получения образца необходимого размера.

Тигель после засыпки смеси накрывали крышкой с отверстием для выхода газов диаметром 20 мм. Внутренний диаметр тигля равен высоте его рабочего пространства, которая составляет 0,09 м. Смеси перед инициацией реакции не подвергали дополнительному уплотнению [8]. Отверстие для слива металла закрыто диском-стопором диаметром 50 мм и толщиной 5 мм из графита той же марки.

После прохождения реакции и выдержки расплава в тигле в течение 10 с для обеспечения разделения металла и шлака стопор выбивается, и изложница заполняется металлом. Изложница представляет собой цилиндр с глухим дном из графита марки ЭГП, с внутренним диаметром 28 мм, толщиной стенки 5 мм и высотой 150 мм.

В процессе прохождения термитной реакции образуется расплав, который выдерживается после прохождения реакции в среднем не менее 11 с в тигле для разделения металла и шлака, а также гомогенизации расплава металлической фазы, далее пробивается спускное отверстие *3* (см. рис. 1) и расплав стекает в изложницу *4*, где кристаллизуется.

Благодаря начальным, высоким температурам сплава 2500...2800 °С, возможна его выдержка до соответствующей ему температуры разливки и слива в изложницу с обеспечением необходимых параметров кристаллизации.

Сравнение химического состава экспериментальных сплавов со сталью Ст3кп, %

Материал	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Zn	N	As	Fe
Экспериментальные сплавы	0,181	0,046	0,410	0,015	0,025	0,025	0,100	0,286	<0,005*	0,008	—	—	~98,900
Сталь Ст3кп по ГОСТ 380—2005	0,14...0,22	До 0,05	0,03...0,06	До 0,04	До 0,05	До 0,3	До 0,03	До 0,3	—	—	До 0,008	До 0,08	~98,00

* Обусловливается возможностями оборудования по определению данного вида элемента.

Время выдержки расплава в тигле рассчитывают исходя из массовых параметров системы термитная смесь—тигель: для 1 кг термитной смеси и 0,8 кг массы материала тигля время выдержки составляет 11 с.

Более продолжительная выдержка сплава в тигле может привести к его кристаллизации в тигле. Для больших объемов используемых термитных смесей возможно увеличение продолжительности выдержки расплавов стали в тигле перед разливкой. Для упрощения расчетов возможно увеличение времени выдержки расплава в тигле пропорционально используемым массам смеси и тигля. Шлак всплывает в полном объеме к поверхности образующегося расплава.

Химический состав получаемых сплавов соответствует марке стали Ст3кп согласно ГОСТ 380—2005. Химический состав определяли на оптико-эмиссионном спектроанализаторе Q4 TASMAN170 BRUKER. Средний химический состав получаемых алюмотермитным способом металлов по ряду экспериментов приведен в таблице.

В результате того, что в термитной смеси содержится 17...21 % мас. восстановителя, часть оксида железа не может вступить в реакцию с алюминием и переходит в расплав с последующей заливкой его в изложницу. При застывании в изложнице оксид железа реагирует с углеродом металла.

Образующийся при реакции оксида железа и углерода в основной массе оксид углерода выделяется из стали, способствуя дополнительному удалению растворенных в стали азота и водорода. Газы активно выделяются из стали в виде пузырьков, вызывая ее кипение. При этом нормальное остаточное содержание кислорода в кипящей стали должно находиться в интервале 0,011...0,06 %, что выше равновесного с углеродом, а зависимость равновесия описывается упрощенным соотношением для температур, близких к разливке металла и открытых процессов $[C]\cdot[O] = 0{,}0025$. Содержание углерода в кипящих сталях обычно составляет 0,10...0,22 %, следовательно, равновесное содержание кислорода в стали равно 0,011...0,025 %, что попадает в указанный выше интервал.

Кипящая сталь получается в окислительно-восстановительном процессе при использовании в качестве восстановителя 17...21 % крошки алюминиевого сплава В95, содержащем 80...96 % мас. активного Al. Указанные параметры находятся между собой во взаимообратной линейной связи, как представлено на рис. 2.

Так, если массовое содержание активного вещества в алюминиевой крошке обозначить x, а содержание восстановителя в термитной смеси — y, то взаимосвязь между этими параметрами следующая: $y = -0{,}25x + 41$.

Экспериментально установлено, что при массовом содержании восстановителя менее 17 % осуществить реакцию восстановления с разделением образующихся фаз металла и шлака не представляется возможным. При

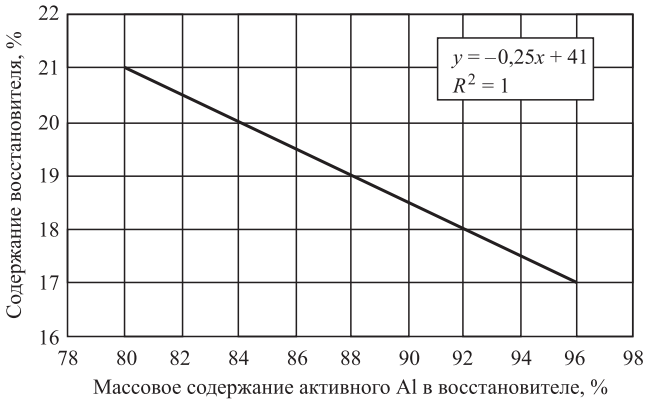
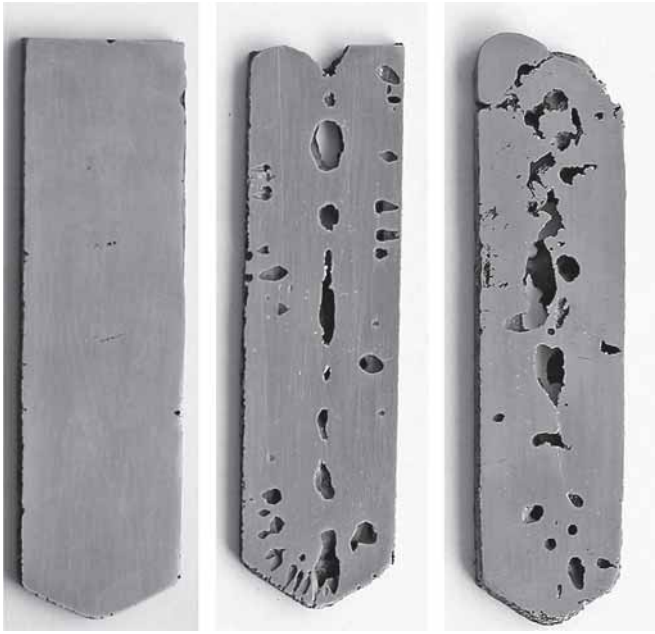


Рис. 2. Зависимость массового содержания активного Al в восстановителе от его содержания в термитной смеси



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Сечение заготовок в диаметральной плоскости, полученных при различном содержании восстановителя: *а* — 22 % мас.; *б* — 20 % мас.; *в* — 19 % мас.

содержании активного восстановителя более 21 % мас. кислород выводится из расплава в полном объеме.

На рис. 3 приведены сечения заготовок в диаметральной плоскости, полученных при различном содержании восстановителя. Видны значительные расхождения значений суммарной площади пор в образцах с различным содержанием восстановителя.

Таким образом, в ходе окислительно-восстановительного процесса возможно получение слябовых заготовок для проката из низкоуглеродистой кипящей стали без применения плавильных печей и сопутствующих затрат, характерных для традиционных процессов получения указанных сплавов. Это приводит к снижению энергетических затрат при получении низкоуглеродистой кипящей стали и сокращению времени технологического цикла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2183680 РФ.** Способ производства стали / В.Ф. Рашников, А.А. Морозов, Р.С. Тахаутдинов, В.Н. Котий, Ю.А. Бодяев, Н.Н. Шакиров, В.В. Павлов. Заявл. 17.08.2001; опубл. 20.06.2002.
2. **Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г.** Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: учеб. пособие / под науч. ред. В.Н. Анциферова. М.: Машиностроение-1, 2007.
3. **Пат. 2366723 РФ.** Способ получения стали и устройство для его реализации / И.Г. Сапченко, С.Г. Жилин, О.Н. Комаров. Заявл. 27.09.2007; опубл. 10.04.2009.
4. **Малоотходная** технология производства стальных отливок с экзотермическими прибылями / В.А. Новохацкий, А.А. Жуков, Ю.И. Макарычев. М.: Машиностроение, 1986. 64 с.
5. **Особенности** получения металлошихты из отходов машиностроительных предприятий / О.Н. Комаров, С.Г. Жилин, И.Г. Сапченко, А.В. Попов // Фундаментальные исследования. 2015. № 12-5. С. 914—918.
6. **Комаров О.Н.** Физико-химические особенности взаимодействия материалов термитных смесей применяемых при получении отливок // Проблемы механики сплошных сред и смежные вопросы технологии машиностроения: сб. докладов второй конф. Владивосток, 31 августа — 6 сентября 2003 г. Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВО РАН, 2003. С. 121—133.
7. **Бигеев А.М.** Металлургия стали. 2-е изд., перераб. и доп. Ч.: Металлургия, Челябинское отделение, 1988. 480 с.
8. **Комаров О.Н., Сапченко И.Г., Жилин С.Г.** Технологические особенности процессов прессования термитной смеси для экзотермического переплава // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 4. С. 33—37.

Олег Николаевич Комаров, канд. техн. наук;
Сергей Геннадьевич Жилин, канд. техн. наук,
zhilin@imim.ru;
Валерий Викторович Предеин;
Евгений Евгеньевич Абашкин;
Артем Владимирович Попов

УДК 620.18

Р.А. Серов, Ю.В. Чибирнова, В.А. Изотов
(Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева)

Влияние времени выдержки наноуглерода на его модифицирующие способности для алюминиево-кремниевых сплавов

Представлены результаты исследования влияния времени выдержки на модифицирующие способности наноуглерода. Приведены данные металлографического анализа структуры алюминиево-кремниевых сплавов до и после применения наноуглерода. Установлено, что для модифицирования нужно использовать наноуглерод с минимальным временем выдержки.

Ключевые слова: наноуглерод; модифицирование; алюминиевые сплавы.

The research results of the effect of exposure time on ability to modify of nanocarbon are presented. Data of metallographic analysis of the structure of aluminum-silicon alloys before and after application of nanocarbon are provided. It is established that for modification it is necessary to use nanocarbon with minimum exposure time.

Keywords: nanocarbon; modification; aluminum alloys.

В последние годы активно проводятся исследования сплавов, модифицированных углеродными наночастицами [1—5]. Главной особенностью нанотрубок и фуллеренов является их структура и форма молекул — замкнутые, пустые внутри оболочки, не содержащие дефектов.

Наноуглеродную трубку можно представить как свернутый в полый цилиндр графеновый лист гексагональный слой углеродных атомов, без наличия каких-либо швов [6, 7]. Плотность углеродных атомов 1,4 г/см^3, температура начала распада на молекулярные составляющие нанотрубки 1073 К. Нанотрубки, фуллерены и графены можно назвать общим термином — углеродные каркасные структуры — это большие до 100 нм, а иногда гигантские до 100 мкм молекулы [8], состоящие только из атомов углерода.

Физиками было обнаружено [9], что хранение нанотрубок на воздухе в течение 1 года приводит к уменьшению захватываемого магнитного момента в несколько раз, а при хранении 3—4 года захватываемый магнитный момент практически не наблюдается. По их предположению, происходит раскисление мест соединения нанотрубок между собой с разрушением слабых связей. Разрежение этих связей также может влиять на модифицирующие способности наноуглеродных трубок.

Для изучения модифицирующих способностей нанотрубок при хранении были проведены исследования на заэвтектическом алюминиево-кремниевом сплаве, содержащем 18 % Si и 1 % наноуглерода от массы сплава 1000 г. Наблюдение за измельчением первичного кристалла кремния осуществляли в течение 4 лет.

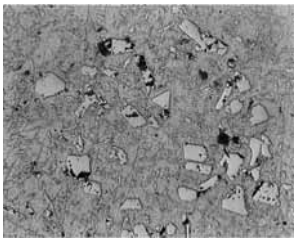
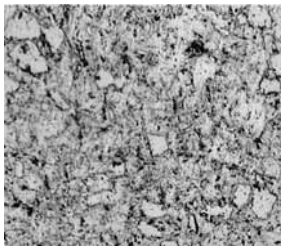
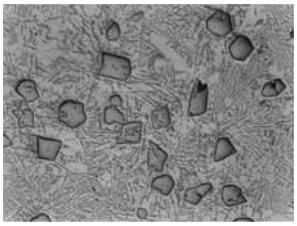
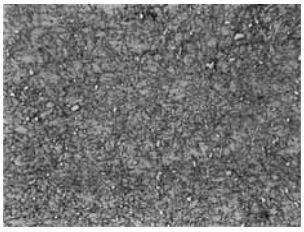
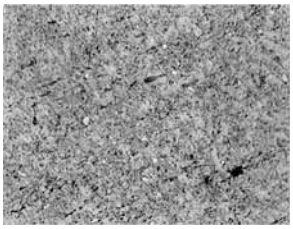
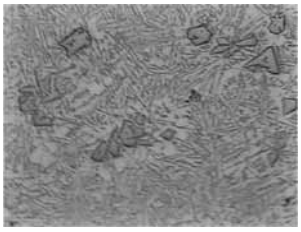
Анализ результатов исследований показал, что с течением времени наноуглерод теряет свои модифицирующие способности, а применение свежего наноуглерода подтверждает их (табл. 1). Это связанно с тем, что наноуглерод хранился на воздухе, а не в вакууме или в инертном газе.

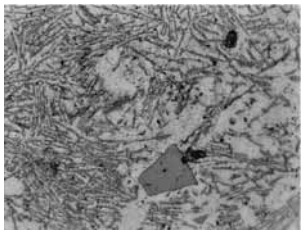
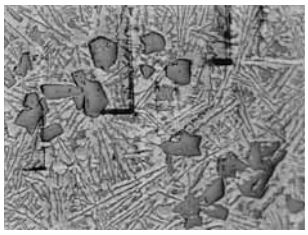
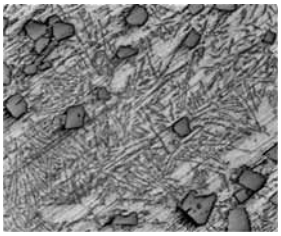
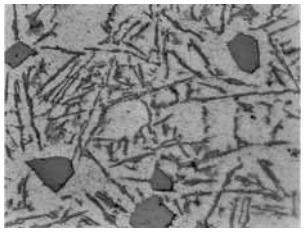
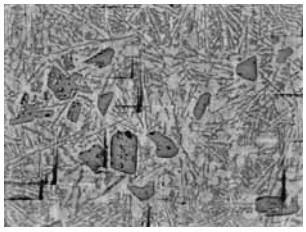
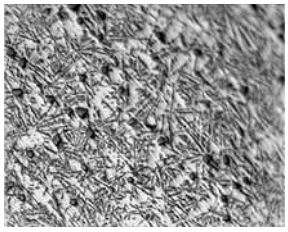
В результате хранения происходит химическая реакция и наноуглерод начинает взаимодействовать с кислородом и окисляться,

1. Сводная таблица экспериментов с 2012 по 2015 г.

Параметр	Год исследования					
	2012	2013	2014	2014	2015	2015
Время выдержки наноуглерода	1 год	1 год 10 месяцев	2 года 3 месяца	2 года 11 месяцев	3 года 6 месяцев	5 месяцев
Размер кристаллов кремния, мм:						
немодифицированного	0,05	0,05	0,198	0,13	0,1	0,068
модифицированного	0,022	0,018	0,115	0,08	0,078	0,028
Процент модифицирования, %	56	64	43	38	22	59

2. Изменение размера зерна первичного кристалла кремния (×200) в зависимости от времени выдержки наноуглерода

Сплав	Время выдержки наноуглерода		
	1 год	1 год 10 месяцев	2 года 3 месяца
Немодифицированный силумин			
Al + 18 % Si + 1 % модификатора			

Сплав	Время выдержки наноуглерода		
	2 года 11 месяцев	3 года 6 месяцев	5 месяцев
Немодифицированный силумин			
Al + 18 % Si + 1 % модификатора			

что впоследствии образует связь $C_{60}O_{12}$ [10, 11]. Со временем этих связей образуется все больше, что приводит к образованию комков уплотненной структуры. Также это подтверждено в работе [9].

Из табл. 1 видно, что наноуглерод начинает терять свои модифицирующие способности после 1 года 10 месяцев и с последующими годами модифицирующая способность наноуглерода падает на 14...20 %.

По результатам металлографического анализа структуры сплава (табл. 2) видно изменение эвтектики и размера зерна первичного кристалла кремния.

Эксперименты проводили всегда на новом алюминиево-кремниевом сплаве и сравнивали с предыдущими результатами.

Таким образом, воздействие воздуха также оказывает влияние на модифицирующие способности наноуглерода. Для создания хорошего модифицирующего эффекта в силуминах нужно использовать наноуглерод, срок хранения которого не превышает 2 года. Использование наноуглерода с минимальным временем выдержки позволит создать комплексный модификатор для силуминов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотов В.А., Чибирнова Ю.В.** Модифицирование силуминов наноуглеродными частицами // Наукоемкие технологии в машиностроении и авиадвигателестроении: материалы IV Междунар. науч.-технол. конф. В 2 ч. Рыбинск: РГАТУ им. П.А. Соловьева, 2012. Ч. II.С. 154—156.

2. **Серов Р.А., Изотов В.А.** Модифицирование алюминиево-кремниевых сплавов нанодисперсным углеродом / Международный технологический форум "Инновации. Технологии. Производство": сб. материалов науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения главного конструктора П.А. Колосова. Т. 1. Рыбинск: РГАТУ имени П.А.Соловьева, 2015. С. 40—44.

3. **Модификаторы** на основе наноуглерода для заэвтектических силуминов / Р.А. Серов, Е.Е. Кулик, В.А. Изотов, А.А. Акутин // Молодежь в науке: материалы межвуз. студ. науч.-техн. конф. Т. 1. Рыбинск: РГАТУ имени П.А. Соловьева, 2015. С. 52—55.

4. **Дьячков П.Н.** Углеродные нанотрубки: строение, свойства, применения. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2006. 293 с.

5. **Pogrebnjak A.D., Tyurin Yu.N.** Modification of material properties and coating deposition using plasma jets // Uspekhi Fizicheskikh Nauk. 2005. 175 (5). С. 515—544.

6. **Atomic** structure and electronic properties of single wall carbon nanotubes / J.L. Huang, P. Kim, T.W. Odom, C.M. Lieber // Nature. 1998. P. 391.

7. **Curran S., Carrol D.L., Ajayan P.M.** Local electronic structure in ordered aggregated state of carbon nanotubes, the study by scanning tunneling microscopy // Journal of Materials Research. 1998. Vol. 13.

8. **Гусев А.И.** Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. 416 с.

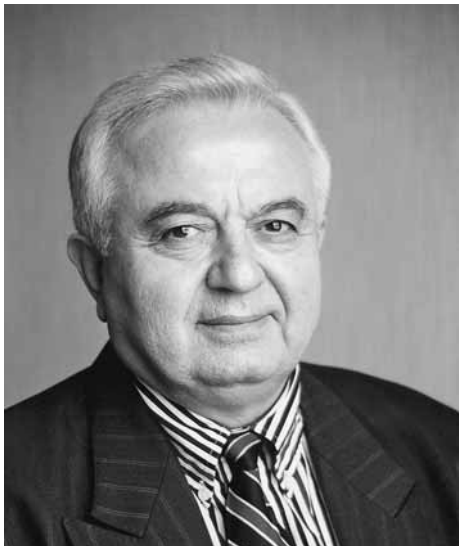
9. **Цебро В.И., Омельяновский О.Е.** Незатухающие токи и захват магнитного потока в многосвязной углеродной нанотрубной структуре // Конференции и симпозиумы УФН. 2000.

10. **Елецкий А.В., Смирнов Б.М.** Фуллерены и структура углерода // УФН. 1995. № 9. С. 976—1009.

11. **Degradation** of C_{60} by light / P. Jonathan, R. Taylor, W. Harold, M. Walton // Nature. 1991.

Роман Андреевич Серов,
romademian@mail.ru;
Юлия Валентиновна Чибирнова, канд. техн. наук;
Владимир Анатольевич Изотов, д-р техн. наук

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 17.01.2017. Подписано в печать 03.03.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.



Поздравляем

Генриха Саркисовича Гарибова,

доктора технических наук, профессора, лауреата Государственной премии СССР

с 80-летием!

Генрих Саркисович Гарибов родился 5 марта 1937 г. в г. Баку. В 1954—1960 гг. учился в МВТУ им. Н.Э. Баумана. С 1960 г. по настоящее время работает во Всероссийском институте легких сплавов (ВИЛС), где прошел путь от инженера-конструктора до директора научно-исследовательского комплекса, члена Дирекции ОАО "ВИЛС".

В ВИЛСе Г.С. Гарибов защитил кандидатскую диссертацию по проблеме горячего прессования жаропрочных никелевых сплавов. В 1984 г. там же защитил докторскую диссертацию по проблеме горячего изостатического прессования тяжелонагруженных деталей газотурбинных двигателей из гранул жаропрочных никелевых сплавов.

Г.С. Гарибов является крупным специалистом в области механики сплошной и дискретной (сыпучей) сред специального машиностроения и машиноведения, теории и технологии производства современных и перспективных материалов для газотурбостроения. Генрих Саркисович создал известную в стране и за рубежом крупную лабораторию и научно-производственный комплекс в ВИЛСе, разработавшие основы теории и технологию принципиально нового процесса — металлургии гранул, основанной на сверхбыстрой кристаллизации малых масс расплава и их последующем горячем изостатическом прессовании в крупные детали, обладающие теоретической плотностью.

Г.С. Гарибов основал научную школу технологов и металловедов в области производства ответственных изделий авиационных, ракетных, морских и промышленных ГТД из гранул жаропрочных никелевых сплавов.

Много лет Генрих Саркисович работал профессором кафедры "Технология конструкционных материалов" МГТУ имени Н.Э. Баумана.

С 1996 г. Г.С. Гарибов — член Американского института порошковой металлургии (APMI), с 2000 г. — член Американского общества материалов (ASM), а также член ряда диссертационных советов по присуждению ученых степеней, пяти редакционных советов научных журналов и семи книг, автор более 500 научных публикаций, в том числе 106 изобретений.

Г.С. Гарибов за разработку технологии производства специальных материалов для авиационной и ракетной техники награжден рядом медалей. В 1988 г. ему присуждена Государственная премия СССР в области науки и техники.

За научные достижения в области металлургии гранул жаропрочных никелевых сплавов Генрих Саркисович дважды, в 2004 г. и 2005 г., Американским автобиографическим институтом признан "Человеком года". В 2006 г. Кембриджским Международным автобиографическим Центром (Англия) Г.С. Гарибов признан "Выдающимся интеллектуалом XXI века" за научные публикации в области металлургии гранул.

В 2011 г. в Японии ему присуждена Международная премия за выдающийся вклад в развитие горячего изостатического прессования в мире.

В настоящее время Г.С. Гарибов является ученым секретарем института, членом Дирекции и членом научно-технического совета ОАО "ВИЛС".

Коллектив редакции и редакционный совет журнала "Заготовительные производства в машиностроении" желают Генриху Саркисовичу крепкого здоровья, благополучия и новых творческих успехов!