

## СОДЕРЖАНИЕ

### Литейное и сварочное производства

- Акутин А.А., Изотов В.А., Шатульский А.А. О возможности использования ставролитового песка для изготовления керамических оболочковых форм для легких сплавов ..... 147
- Цирков П.А., Вялков В.Г., Глазунов С.Н. Восстановление поверхности роликов охлаждения установки непрерывной разливки стали электродуговой наплавкой ..... 150

### Кузнечно-штамповочное производство

- Ступников В.В., Евсюков С.А. Использование обратного набора металла при обжиме в сферической матрицу ..... 155
- Пасынков А.А. Изотермическое выдавливание ребер на плите ..... 158

### Прокатно-волочильное производство

- Гурьянов Г.Н. Оценка характера влияния противонапряжения на стабильность напряжения волочения проволочной заготовки ..... 162

### Материаловедение и новые материалы

- Мальцев И.М. Исследование электротермически обработанных металлических материалов ..... 171
- Роберов И.Г., Фигуровский Д.К., Киселев М.А., Грама В.С., Матвеев Д.Б., Иванов В.О. Комплексная диагностика технического состояния и оценка работоспособности металлических материалов методами неразрушающего контроля ..... 178

### Информация

- Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки по ГОСТ 4784—2019 (Продолжение) ..... 182

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

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

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

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

Зам. главного редактора  
СЕРИКОВА Е.А.

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

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

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

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

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

Editorial Assistant  
SERIKOVA E.A.

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

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

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

An advertiser is responsible for  
the promotional materials

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

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



## CONTENTS

### Foundry and Welding Productions

- Akutin A.A., Izotov V.A., Shatul'sky A.A.** About possibility of using of staurolite sand for manufacture of ceramic shell moulds for light alloys . . . . . 147  
**Tsirkov P.A., Vyalkov V.G., Glazunov S.N.** Restoration by electric arc surfacing of rollers made of 24CrMo1V installed on secondary cooling system by continuous casting plant . . . . . 150

### Forging and Stamping Production

- Stupnikov V.V., Evsyukov S.A.** Using of reverse edging at spherical die swaging . . . . . 155  
**Pasynkov A.A.** Isothermal extrusion of ribs on plate . . . . . 158

### Rolling and Drawing Production

- Gur'yanov G.N.** Effect evaluation of back tension on stability of drawing stress of wire blank . . . . . 162

### Physical Metallurgy and New Materials

- Kal'tsev I.M.** Study of electrothermically treated metal materials . . . . . 171  
**Roberov I.G., Figurovsky D.K., Kiselev M.A., Grama V.S., Matveev D.B., Ivanov V.O.** Integrated diagnostics of technical condition and serviceability evaluation of metal materials by nondestructive testing methods . . . . . 178

### Information

- Aluminum** and wrought aluminum alloys. Grades by GOST 4784—2019 (*Continuation*) . . . . . 182

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

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



УДК 621.74.045

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-4-147-149

А.А. Акутин, В.А. Изотов, А.А. Шатульский

(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьёва)

## О возможности использования ставролитового песка для изготовления керамических оболочковых форм для легких сплавов

*Исследована возможность использования керамических форм для литья по выплавляемым моделям для легких сплавов при обсыпке ставролитовым песком. Установлено, что подобные формы имеют малый коэффициент линейного расширения и обеспечивают высокую точность получаемых отливок при более низкой цене обсыпочногo материала.*

**Ключевые слова:** литье по выплавляемым моделям; керамическая форма; обсыпочный материал; ставролитовый песок; линейное расширение.

*The possibility for using of ceramic shell moulds for investment casting for light alloys when staurolite sand dusting is studied. It is found that such moulds have lower coefficient of linear expansion and provide higher accuracy of the resulting castings at lower price of dusting material.*

**Keywords:** investment casting; ceramic mould; dusting material; staurolite sand; linear expansion.

В настоящее время задача снижения стоимости керамической формы для литья по выплавляемым моделям при сохранении ее свойств является актуальной, так как это позволяет снизить себестоимость отливок.

Для ее решения необходимо рассматривать возможность использования альтернативных формовочных материалов, в частности существует достаточное количество месторождений минерала ставролит (табл. 1), который имеет более низкую стоимость по сравнению с другими не кварцевыми песками (более чем в 10 раз дешевле, чем белый электрокорунд, и в 2 раза — чем дистен-силлиманит), поэтому имеет смысл исследовать возможность его применения для изготовления керамических форм литья по выплавляемым моделям.

### 1. Минералогический состав ставролита, %

$A_2O_3 + TiO_2$	$SiO_2$	$Fe_2O_3$	Влага
$\geq 45,4$	$\leq 29,5$	$\leq 25,0$	$\leq 0,5$

Как известно, ставролитовые пески по свойствам, условиям образования и добычи близки к дистен-силлиманитовым пескам (табл. 2).

Основное применение ставролитового концентрата связано с металлургией стали [1], где начиная с 1980-х годов применяют технологию выплавки низкосернистых марок стали с использованием в качестве флюса ставролитового концентрата и его смеси с окалиной. Данная технология по сравнению с традиционно применявшейся позволила ускорить процесс шлакообразования за счет высокой разжижающей способности ставролита.

Ставролитовый концентрат является экологически чистым, не содержит соединений, выделяющих в процессе плавки токсичные вещества, негигроскопичен, имеет ровный гранулометрический состав. Потребность в ставролитовом концентрате как высокоэффективном заменителе плавикового шпата только для предприятий металлургии Украины составляла около 250...300 тыс. т в год (на 2004 г.) [2].

## 2. Свойства ставролитового и дистен-силлиманитового концентратов

Параметр	Ставролитовый концентрат (ТУ-У: 14-10-022—99)	Дистен-силлиманитовый концентрат (ТУ-У: 14-10-017—98)
Формула	$Fe_2Al_9[SiO_4]O_7(OH)$	$Al_2[SiO_4]O$
Огнеупорность, °С	1700	1850
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	3600...3750	3200...3500
Насыпная плотность, кг/м <sup>3</sup>	1980...2050	1860...1920
Угол естественного откоса, °	33	32
Размер зерна, мкм	60...200	63...200
Твердость по шкале Мооса	7	6

Также предложено применение ставролита в черной металлургии [3] для внепечной обработки чугуна порошкообразными реагентами в виде порошковой проволоки, состоящей из механической смеси порошков магния 20...45 % мас. и пассивирующей добавки (ставролитовый концентрат 55...80 % мас.). В составе ставролитового концентрата отсутствуют компоненты, которые разлагаются при высокой температуре с выделением газообразных веществ, что значительно снижает пылегазовыделение при обработке расплава магниставролитовой проволокой для его десульфурации. Ставролит в данном случае обеспечивал уменьшение угара магния при его введении в расплав чугуна для удаления серы.

В литейном производстве известны случаи успешного применения ставролита при литье в песчаные формы из ХТС [4]. В этой технологии используют ставролитовый концентрат со средним размером зерна 0,16...0,20 мм в составе облицовочных ставролито-фурановых смесей, что позволило отказаться от применения дорогостоящих безводных противопопригарных красок, содержащих в качестве огнеупорного наполнителя циркон. В составе ставролита отмечено высокое содержание оксида алюминия и титана, влияющих на повышение термостойкости поверхностных слоев форм и стержней.

Опробование в производственных условиях формовочных смесей на ставролите на номенклатуре стального литья различной конфигурации, массы и толщин стенок отливок также позволило установить диапазон их применения для стального литья из высоколегированных сталей (110Г13Л, 25ХГНМЛ и др.) с толщинами стенок до 150 мм.

Таким образом, были снижены трудоемкость и время изготовления отливок за счет сокращения производственных операций, устранена причина образования газовых раковин, улучшены условия труда рабочих (нет распыления краски), удалось также ликвидировать такие распространенные дефекты, как песчаные раковины и ужимины, и повысить качество поверхности стальных отливок. Единственный недостаток — трудность выбивки центрального стержня, изготовленного из ставролито-фурановой смеси для стальной отливки с толщиной стенки 70 мм, так как стержень сильно спекся, и трудоемкость его выбивки оказалась сравнимой с трудоемкостью выбивки жидкостекольного стержня. Также установлено, что ставролит обладает таким же захлаживающим эффектом, как хромиты и циркон.

Ранее авторами статьи в литейной лаборатории кафедры материаловедения, литья, сварки РГАТУ им. П.А. Соловьёва были получены образцы толстостенных отливок из серого чугуна с высоким качеством поверхности (без пригара и ужимин) в формы из ставролитожидкостекольной смеси.

Возможно, для литья в песчаные формы целесообразно было бы попробовать изготовить ставролитовый порошок и исследовать противопопригарные краски на ставролите.

В данной работе получены сравнительные дилатометрические характеристики образцов оболочек с такими обсыпными материалами, как электрокорунд и ставролит, и определены их коэффициенты линейного расширения.

Образцы оболочковых форм изготавливали вручную: на заготовки из модельного состава ПС50-50 наносили окунанием суспензию

3. Расчетные значения температурного коэффициента линейного расширения образцов оболочек

Номер образца	Температурный коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$ , $1/^\circ\text{C}$ , при температуре, $^\circ\text{C}$								
	50...150	150...250	250...350	350...450	450...550	550...650	650...750	750...850	850...950
1	5,0	6,7	3,8	11,7	19,6	30,0	1,57	-1,68	-2,5
2	6,2	7,9	5,0	7,7	17,7	25,6	1,57	-0,89	-4,5

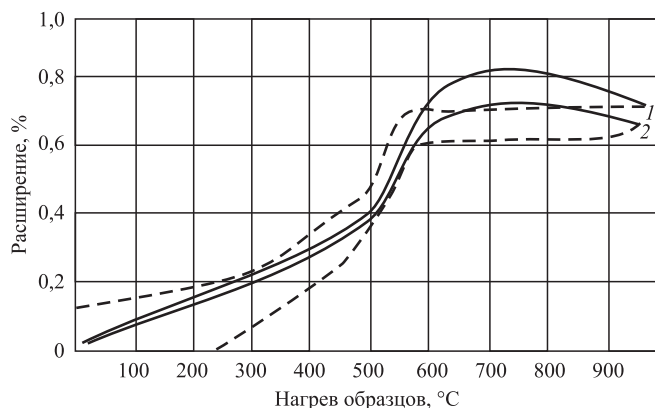
Примечание. Образец № 1 — с обсыпкой ставролитом; образец № 2 — с обсыпкой электрокорундом.

на основе гидролизованного раствора этилсиликата ЭТС-32 и дистен-силлиманиита с одинаковой вязкостью (гидролиз этилсиликата и приготовление суспензии также осуществляли вручную), затем — обсыпка либо корундом, либо ставролитом и сушка на воздухе. Общее число наносимых слоев определяли требованиями толщиной образца для дилатометрического анализа (8 мм).

После изготовления образцы оболочек для дилатометрического анализа механически дорабатывали до необходимых размеров  $50 \times 8 \times 8$  мм и исследовали на дилатометре ДКВ-5А. Результаты представлены на рисунке и в табл. 3.

По динамике полученные дилатометрические кривые полностью совпадают с дилатометрической кривой этилсиликатной оболочки [5], судя по значению линейного расширения 1,4 % скорее всего с обсыпкой магнезитом.

Линейное расширение оболочек (см. рисунок) практически одинаково при нагреве до почти  $600^\circ\text{C}$  и незначительно различается при более высоких температурах. У образца оболочки с обсыпкой ставролитом оно выше на 13 %. Соответственно, у образца с электрокорундом наблюдается усадка при охлаждении ниже  $250^\circ\text{C}$  в отличие от образца со ставроли-



Дилатометрические кривые оболочек:

1 — с обсыпкой ставролитом; 2 — с обсыпкой электрокорундом; — — — — нагрев; - - - - - охлаждение

том. Значения температурного коэффициента линейного расширения образца оболочки со ставролитом близки к значениям образца оболочки с электрокорундом.

**Заключение.** Оболочковые формы с применением ставролита в качестве обсыпки относятся к оболочкам с малым линейным расширением, которые нагревают с умеренной скоростью, прокаливают 2...3 ч и заливают расплав только в горячие формы. Данные оболочки имеют требуемую прочность (прочность на изгиб в горячем и холодном состояниях по предварительному анализу составляет 3...10 МПа) и их можно заливать без опорного наполнителя при числе слоев более 3.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новая сырьевая база ставролита на Украине / В.П. Кривонос, Б.С. Панов, Р.М. Полуновский, В.Н. Чурочкин // Разведка и охрана недр. 1987. № 12. С. 28—32.
2. Панов Б.С., Панов Ю.Б. Современное состояние и некоторые перспективы развития минерально-сырьевого комплекса Донецкой области на период до 2020 г. URL: <http://masters.donntu.org/2007/ggeo/fenyushina/ind/panov2.htm> (дата обращения 23.01.2020).
3. Пат. 2317337 UA. Порошковая проволока для присадки магния в расплавы на основе железа / Д.А. Дюдкин, С.Ю. Бать, В.В. Кисиленко, В.П. Онищук.
4. О проблемных вопросах применения фурановых технологий при производстве стального литья в формах из ХТС / Е.А. Белобров, О.Л. Карпенкова, В.Я. Волокита, В.Г. Восковец // ИТБ "Литье Украины". 2013. № 02 (150).
5. Литье по выплавляемым моделям / под общ. ред. Я.И. Шкленника, В.А. Озерова. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1984. 408 с.

Алексей Анатольевич Акутин, канд. техн. наук;  
 Владимир Анатольевич Изотов, д-р техн. наук;  
 Александр Анатольевич Шатулский, д-р техн. наук,  
 shatulsky@rsatu.ru

П.А. Цирков, В.Г. Вялков, С.Н. Глазунов  
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

## Восстановление поверхности роликов охлаждения установки непрерывной разливки стали электродуговой наплавкой

*Исследование посвящено выбору наплавочных материалов для изготовительной и (или) восстановительной электродуговой наплавки роликов зоны вторичного охлаждения установки непрерывной разливки стали, изготовленных из стали 24ХМ1Ф для повышения их срока эксплуатации.*

**Ключевые слова:** ролики установки непрерывной разливки стали; дефекты роликов; электродуговая наплавка; состав наплавочных материалов; дополнительное легирование; повышение стойкости.

*The study is devoted to the selection of surfacing materials for manufacturing and (or) reconstruction electric arc surfacing of rollers of the secondary cooling system of steel continuous casting plant made of 24CrMo1V steel in order to increase their service life.*

**Keywords:** steel continuous casting plant rollers; rollers defects; electric arc surfacing; composition of surfacing materials; additional alloying; increased durability.

Конструкция зоны вторичного охлаждения установки непрерывной разливки стали (УНРС) состоит из системы роликов, поддерживающих и направляющих заготовку, и устройств, обеспечивающих охлаждение слитка в результате впрыскивания охлаждающей воды, расположенных между роликами. Такие ролики изготавливают из стали 24ХМ1Ф, что должно обеспечивать их высокую жаропрочность. Однако их плановый ресурс составляет 1,5...5 месяцев, что меньше заявленной стойкости.

Малый ресурс роликов УНРС обусловлен сочетанием следующих основных факторов: циклическое термомеханическое воздействие со стороны горячего слитка при температуре до 750 °С, окислительное воздействие охлаждающей жидкости и абразивное действие окалины слитка. Под действием сложных условий работы в роликах возникают дефекты, приводящие к их преждевременному выходу из строя, что влечет незапланированную остановку УНРС и последующий ее дорогостоящий ремонт. Поиск способов увеличения срока службы роликов и, как следствие, всей УНРС, является важной и исключительно актуальной задачей в современной металлургии.

Один из основных способов повышения качества поверхности роликов УНРС — наплавка. Различают изготовительную и восстановительную наплавку. Изготовительная наплавка позволяет увеличить срок службы роликов

в результате нанесения на поверхность готового изделия специального слоя с особыми свойствами, отвечающими необходимым требованиям эксплуатации и, как правило, отличающимися от свойств основного металла. При восстановительной наплавке в качестве исходной заготовки используют изношенную деталь, на поверхность которой наносится слой металла со специальными свойствами для восстановления утраченного в процессе эксплуатации объема.

Однако до настоящего времени нет общепринятого мнения о пригодности используемых материалов для изготовительной и/или восстановительной наплавки роликов УНРС.

Таким образом, разработка доступных и относительно недорогих наплавочных материалов для изготовления и/или восстановления роликов зоны вторичного охлаждения УНРС является актуальной задачей.

Экспериментальные исследования показали, что при эксплуатации роликов зоны вторичного охлаждения УНРС в них возникают следующие основные виды дефектов:

- износ наружной поверхности (бочки) ролика;
- "трещины разгара" (сетка трещин на рабочей поверхности ролика).

Также установлено, что поры, шлаковые включения, горячие и холодные трещины в случае их зарождения в наплавке на этапе

изготовления и восстановления резко снижают срок службы роликов, так как эти дефекты получают дальнейшее развитие под влиянием сложных условий эксплуатации.

Поэтому наплавочные материалы и способ наплавки должны способствовать получению такого наплавленного слоя, который должен обеспечивать:

— работоспособность изделия в области высоких температур, достигающих 750 °С;

— стойкость наплавки к высокотемпературной коррозии и сопротивление термической усталости;

— стойкость наплавленного слоя к абразивному износу (твердость поверхности роликов 37...42 HRC) и ударной нагрузке;

— получение наплавки без пор, шлаковых включений, горячих и холодных трещин.

Для снижения материальных затрат желательно, чтобы указанные свойства наплавки обеспечивались без дополнительных технологических мероприятий (подогрева в процессе наплавки и последующей термической обработки).

Указанным требованиям отвечает электродуговая наплавка ферромагнитной шихтой [2].

Материалами при электродуговой наплавке являются сварочная проволока и ферромагнитная шихта.

**Сварочная проволока.** В качестве сварочной проволоки использовали проволоку Св08Г2С диаметром 1,6 мм. Малый диаметр проволоки позволяет использовать низкие сварочные токи, что способствует уменьшению зон нагрева основного металла и, следовательно, снижению уровня сварочных деформаций и напряжений. Это повышает стойкость наплавки против образования горячих и холодных трещин. Также при низких токах наплавки уменьшается глубина проплавления подложки и, как следствие, снижается доля основного металла в наплавленном слое.

**Ферромагнитная шихта.** Для дополнительного легирования наплавленного слоя для обеспечения необходимых эксплуатационных свойств поверхности ролика, изготовленного из стали типа 24ХМ1Ф, использовали ферромагнитную шихту. В состав шихты [3] входят следующие компоненты, % мас.:

— феррохром ФХ100А (65 % Cr; 1 % C; 2 % Si; остальное — Fe; P; S) — 29...32;

— порошок никеля ПНК-2К9 (99,70 % Ni; остальное — C; Fe; Si; Co; Cu; S) — 8...9;

— ферромolibден ФМо55 (55 % Mo; 1,5 % Si; 0,8 % W; 0,1 % C; остальное — Fe; P; S) — 3...5;

— ферротитан ФТи70С05 (70 % Ti; 5 % Al; 0,20 % C; 0,5 % Si; остальное — Fe; V; Mo; P; S) — 3...5;

— феррованадий FeV40 (42 % V; 4 % Al; 2 % Si; 0,3 % C; остальное — Fe; P; S) — 2...4;

— мрамор электродный М-97П (97 % CaCO<sub>3</sub>; остальное — MgO; SiO<sub>2</sub>; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; P; S) — 10...12;

— плавиковый шпат ФФС-95 (95 % CaF<sub>2</sub>; остальное — SiO<sub>2</sub>; CaCO<sub>3</sub>; S; P) — 10...12;

— железный порошок ПЖРВ2.450.28 (99,7 % Fe; остальное — Mn; Si; C; P; S) — остальное.

Стекло натриево-жидкое (29 % диоксида кремния; 11 % оксида натрия; остальное — оксид железа и оксид алюминия; оксид кальция; серный ангидрид) добавляется в сухую шихтовую смесь до получения влажной пастообразной массы.

#### **Обоснование состава наплавочных материалов.**

Указанный состав наплавочных материалов позволяет получить (с учетом коэффициентов перехода элементов при дуговой наплавке) химический состав наплавленного слоя, обеспечивающий необходимые эксплуатационные требования, предъявляемые к поверхностям роликов УНРС.

Никель в небольших количествах (8...9 % Ni) повышает жаропрочность и устойчивость против действия ударных нагрузок, обеспечивая при этом относительно низкую стоимость наплавочных материалов.

Углерод участвует в образовании карбидов, в данном случае карбидов хрома, титана, вольфрама и молибдена, что увеличивает износостойкость наплавленного слоя. При содержании в наплавке углерода 0,13...0,22 % он способствует образованию износостойкого и прочного рабочего слоя роликов. При содержании углерода менее 0,10 % наплавленный слой упрочнен недостаточно. Если содержание углерода превышает 0,25 %, то наплавленный металл подвержен образованию технологических трещин, что уменьшает стойкость роликов.

Хром в количестве 14...16 % повышает коррозионную стойкость изделия вследствие образования тугоплавких оксидов и обеспечивает износостойкость наплавки в результате образования карбидов хрома. При содержании хрома менее 12 % не обеспечиваются износо-

и термоциклическая стойкость наплавленного металла в условиях действия высоких температур и пара охлаждающей жидкости (примерно 500...800 °С). Если содержание хрома в наплавленном слое выше 17 %, то возможно образование при наплавке холодных трещин, связанных с ростом зерна, а также увеличивается вероятность образования хрупкой  $\sigma$ -фазы при длительной работе в области температур от 450 до 980 °С, что снижает жаропрочность наплавленного металла. Также повышение содержания хрома приводит к удорожанию наплавочных материалов.

Для снижения чувствительности наплавки к межкристаллитной коррозии, связанной с обеднением границ зерен хромом вследствие образования избыточных карбидов хрома, в наплавку вводятся более энергичные, чем хром, карбидообразующие элементы — титан, ванадий, молибден. Эти элементы обеспечивают также увеличение прочности и износостойкости наплавленного металла в результате карбидного (образование термостойких карбидов) и интерметаллидного (образование интерметаллидов) упрочнения. Легирование титаном (0,70...1,0 % Ti), ванадием (0,30...0,70 % V), молибденом (1,30...2,20 % Mo) способствует измельчению зерна наплавленного металла, что повышает стойкость наплавки против образования горячих и холодных трещин. Содержание титана, ванадия и молибдена ниже указанных пределов не обеспечивает необходимых эксплуатационных свойств наплавки. При содержании этих элементов в наплавке выше верхнего предела возможно образование холодных и горячих трещин.

Комплексное легирование наплавки углеродом (0,13...0,22 % C), хромом (14...16 % Cr), никелем (8...9 % Ni), титаном (0,70...1,0 % Ti), ванадием (0,30...0,70 % V) и молибденом (1,30...2,20 % Mo) позволяет получить аустенитно-мартенситную матрицу с количеством карбидной фазы 25...30 %, что обеспечивает требуемые ударостойкость и износостойкость наплавленного слоя без выкрашивания избыточной хрупкой карбидной фазы в процессе эксплуатации роликов УНСР. Данная композиция обеспечивает также получение структуры наплавки с минимальным содержанием феррита (до 2 %), что способствует повышению стойкости наплавки к межкристаллитной коррозии, а также уменьшает вероятность образования

$\sigma$ -фазы, снижающей жаропрочность металла в области температур (450...980) °С.

Кремний обеспечивает раскисление наплавки и повышает коррозионную стойкость металла. Указанное соотношение компонентов шихты обеспечивает содержание кремния в наплавленном металле 0,20...0,30 % Si. С понижением количества кремния менее 0,10 % возможно появление пор при наплавке. Превышенные содержания Si > 0,40 % ухудшает свариваемость из-за повышения жидкотекучести стали, образования тугоплавких оксидов кремния и возможности появления горячих трещин.

Алюминий раскисляет расплавленный металл. При его содержании в наплавке 0,05...0,09 % Al он повышает жаростойкость и окалиностойкость при высоких температурах, а также способствует измельчению зерна. При низком содержании алюминия (Al < 0,03 %) возможно образование пор и не полностью обеспечиваются требуемые свойства наплавленного металла. Повышенное содержание Al > 0,10 % приводит к ухудшению высокотемпературной прочности.

Мрамор электродный (CaCO<sub>3</sub>) и плавиковый шпат (CaF<sub>2</sub> + CaCO<sub>3</sub>), являясь шлакообразующими компонентами, обеспечивают защиту расплавленного металла от вредного влияния атмосферы, снижая вероятность поробразования, окисления и насыщения расплавленного металла кислородом, азотом и водородом. Применение фтористо-кальциевых элементов способствует также связыванию и удалению в шлак ответственных за трещинообразование серы, фосфора и водорода, а также обеспечивает измельчение структуры наплавленного слоя, что в совокупности повышает стойкость наплавки против образования горячих и холодных трещин.

Жидкое натриевое стекло выполняет функцию связующего компонента при изготовлении шихты и способствует слипанию магнитных (порошок железа, феррохром) и немагнитных материалов. Жидкое натриевое стекло обеспечивает стабильное горение дуги на малых токах в процессе наплавки.

**Изготовление шихты.** Материалы шихты в зависимости от их магнитных свойств просеивали через сита с различными размерами ячейки:

— магнитные (железный порошок, феррохром) через сито № 025 (размер ячейки 0,25 мм);



— немагнитные (остальное) через сито № 014 (размер ячейки 0,14 мм).

После просеивания компоненты взвешивали в определенной пропорции и замешивали на жидком натриевом стекле до получения влажной однородной массы.

Для спекания магнитных и немагнитных материалов полученную влажную массу прокаливали в печи при температуре 400 °С до полного ее просыхания. Применение немагнитных материалов малого размера способствует концентрированному их налипанию на более крупные частицы магнитных компонентов, притягиваемых к электроду. Это обеспечивает поступление немагнитных материалов в жидкий металл наплавочной ванны и позволяет избежать их потерь при подаче шихты на сварочную проволоку.

Далее полученную спеченную смесь подвергали дроблению и просеивали через сито № 04 (размер ячейки 0,4 мм), получая готовую к применению ферромагнитную шихту.

**Исследование наплавленного слоя.** Исследования материала наплавки выполняли в соответствии с методикой, приведенной в [4—7]. Технологическую пробу изготавливали из стали 24ХМ1Ф в виде уменьшенной копии ролика УНРС. Проба представляла собой снабженную кольцевыми пазами толстостенную трубу диаметром 100 мм и толщиной стенки 30 мм.

Для сравнительной оценки работоспособности наплавленного металла в условиях эксплуатации роликов осуществляли наплавку пазов пробы ферромагнитной шихтой и стандартной проволокой Св-12Х13, применяемой в реальном производстве при наплавке поверхности роликов под флюсом АН-20С.

Замеры твердости наплавленных слоев, являющейся показателем износостойкости материала, дали следующие результаты: твердость слоя, наплавленного под флюсом АН-20С проволокой Св-12Х13, составляет 40...45 НРС, наплавленного ферромагнитной шихтой — 38...42 НРС, что соответствует требованиям, предъявляемым к твердости поверхности роликов зоны вторичного охлаждения УНРС.

После наплавки пробу испытывали на стойкость против образования трещин в условиях воздействия агрессивной среды и циклического термомеханического нагружения. Испытания заключались в периодическом нагреве пробы в печи до температуры 800 °С,

с последующим резким его охлаждением в 20%-ном водно-соляном растворе.

В целях ускорения процесса исследований условия испытаний ужесточали по сравнению с реальными условиями эксплуатации изделия. Для этого температуру нагрева образца в процессе испытаний принимали выше максимальной температуры нагрева ролика при эксплуатации, а погружение в водно-соляной раствор обеспечивало более жесткие режимы охлаждения в условиях испытаний по сравнению с режимами охлаждения ролика при его работе в составе УНРС.

Через каждые десять циклов "нагрев—охлаждение" образец подвергали контролю для выявления зародившихся трещин. Число циклов, приводящее к возникновению трещин, считали количественным показателем стойкости наплавленного материала против трещинообразования.

Испытания показали, что при отсутствии наплавочных дефектов в обеих наплавках металл, наплавленный ферромагнитной шихтой, обладает большей стойкостью против образования трещин в условиях эксплуатации роликов УНРС, чем металл, наплавленный под флюсом АН-20С проволокой Св-12Х13.

Работы по изучению эксплуатационных свойств наплавленного слоя планируется продолжить при электродуговой наплавке ферромагнитной шихтой разработанного состава реального изделия.

### Выводы

1. Наплавка ферромагнитной шихтой выполняется относительно недорогой и доступной сварочной проволокой Св08Г2С.

2. Дополнительное легирование наплавленного слоя осуществляется ферромагнитной шихтой, в состав которой в определенном соотношении входят феррохром, порошок никеля, ферромolibден, ферротитан, феррованадий, мрамор электродный, плавиковый шпат и порошок железа, что обеспечивает работоспособность поверхности роликов УНРС в условиях высокой температуры, циклического термомеханического нагружения, трения об окалину слитка, действия ударных нагрузок и агрессивной среды.

3. Компоненты шихты не являются дефицитными, так как используются при изготовлении покрытых электродов.

4. Применение указанных наплавочных материалов в условиях электродуговой наплавки обеспечивает получение бездефектных изделий, отвечающих необходимым эксплуатационным требованиям без дополнительных технологических мероприятий (подогрева изделия в процессе изготовления/восстановления и последующей его термической обработки).

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гладкий П.В.** Хроника // Автоматическая сварка. 2007. № 11. С. 67–68.

2. **Ферромагнитная** шихта для дуговой наплавки деталей машин, изготовленных из железоуглеродистых сплавов: пат. 2448823 Рос. Федерация: МПК В23К 35/36 / Э.Л. Макаров, В.Г. Вялков, С.Н. Глазунов, А.В. Коновалов, Д.В. Апраксин. № 2010104100/02; заявл. 09.02.2010; опубл. 27.04.2012, Бюл. № 12. 7 с.

3. **Вялков В.Г., Глазунов С.Н., Цирков П.А.** Расчет химического состава наплавочных материалов и наплавленного слоя при электродуговой наплавке ферромагнитной шихтой // Труды ГОСНИТИ. 2018. Т. 130. С. 232–237.

4. **Якушин Б.Ф., Цирков П.А.** Экспресс-методика процесса разрушения наплавленного металла при

термоциклическом нагружении // Сварка и диагностика. 2009. № 6. С. 13–16.

5. **Цирков П.А.** Методика физического моделирования процесса циклического термомеханического и коррозионного разрушения наплавленного материала // Сборник трудов ГОСНИТИ. Том 110. 2012. С. 53–57.

6. **Экспресс-способ** выбора наплавочных материалов и режимов наплавки роликов установки непрерывной разливки стали: пат. 2604744 RU2 604 744 С2 / П.А. Цирков, Б.Ф. Якушин, В.Г. Вялков, С.Н. Глазунов и др.; № 0002604744; опубл. 10.12.2016, Бюл. № 32.

7. **Экспресс-способ** выбора наплавочных материалов и параметров наплавки изделий из легированных сталей, работающих в агрессивных средах в условиях циклического термомеханического нагружения / П.А. Цирков, А.В. Бурякин, Б.Ф. Якушин, С.Н. Глазунов, В.Г. Вялков // Инновационные технологии реновации в машиностроении: сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф., посвященной 150-летию факультета "Машиностроительные технологии" и кафедры "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана / под общ. ред. В.Ю. Лавриненко. М., 2019. С. 273–276.

*Павел Александрович Цирков;*

*Вадим Геннадиевич Вялков, канд. техн. наук;*

*Сергей Николаевич Глазунов, канд. техн. наук,*

*mt13welding@gmail.com*



## Литмаш. Россия—2020

**Международная выставка машин, оборудования, технологий и продукции металлургической промышленности**

ОРГАНИЗАТОРЫ: фирма "Мессе Дюссельдорф ГМБХ" (Германия), ООО "Мессе Дюссельдорф Москва" (Россия), ООО "Металл-Экспо" (Россия)

**9–11 июня 2020 г., Москва**

Место проведения: Центральный выставочный комплекс "Экспоцентр"

### Тематика мероприятия

- Производство чугуна, выплавка стали
- Литье цветных металлов и сплавов
- Литейное оборудование и технологии
- Оборудование и технологии для термообработки
- Огнеупоры и техническая керамика
- Защита окружающей среды
- Безопасность на производстве и эргономика

По данным [www.expoctr.ru](http://www.expoctr.ru)



## Использование обратного набора металла при обжиге в сферическую матрицу

Рассмотрен вопрос обжига в сферическую матрицу цилиндрического стаканчика, полученного вытяжкой с предварительным набором металла за счет обратного прогиба дна. Это позволяет расширить границы применения обжига и использовать заготовки толщиной на 10...15 % меньше, чем при вытяжке сферическим пуансоном. Приведены сведения об оптимальных параметрах процесса.

**Ключевые слова:** обжим; вытяжка; сферическая матрица; реверсивная вытяжка; набор металла; AutoForm.

The new method for swaging of closed tube ends (cups) based on the sequential process of sheet metal drawing with the subsequent reverse sheet metal drawing on closed tube end is considered. This allows expanding the scope of swaging and using blanks with thickness of 10...15 % less than when drawing by spherical punch. Information about optimal process parameters is presented.

**Keywords:** swaging; drawing; spherical die; reverse drawing; edging; AutoForm.

**Введение.** Одним из распространенных [1] способов получения пустотелых деталей со сферическим днищем является обжим цилиндрического стаканчика в сферическую матрицу. Такой способ получения сферических днищ позволяет, по сравнению с вытяжкой, уменьшить разнотолщинность деталей и сократить количество штамповой оснастки [2].

Однако технологические возможности обжима ограничены [3] возможной потерей устойчивости, которая зависит от относительной толщины заготовки ( $s = s_0/D$ , где  $D$  и  $s_0$  — диаметр и толщина исходной листовой заготовки).

Экспериментально установлено, что при значениях относительной толщины менее 0,012 [1] процесс обжима протекает нестабильно, заготовка теряет устойчивость и образуется брак в виде продольных складок на куполообразной части заготовки. Преодолеть это ограничение по относительной толщине обжимаемого изделия, как указано в [1], можно предварительным набором металла в донной части изделия (рис. 1).

Сущность метода состоит в предварительном наборе металла при вытяжке в результате обратного прогиба доньшка стаканчика с последующим выворачиванием полученного полуфабриката и оформлением детали до требуемой геометрии при обжиге в сферическую матрицу.

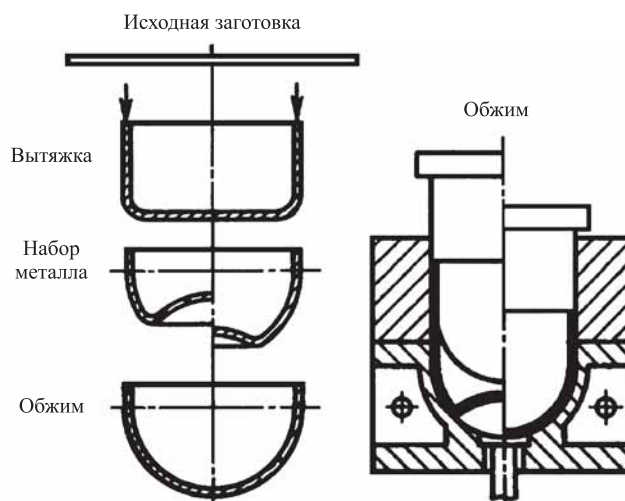


Рис. 1. Схема обжима с предварительным набором металла

Рекомендаций по проектированию такого процесса и, в частности, по предварительному набору металла перед обжимом в литературе не обнаружено.

**Цель работы** — уменьшение итоговой массы детали за счет снижения толщины исходной заготовки благодаря увеличению равномерности распределения металла вдоль контура и исключения потери устойчивости при обжиме путем предварительного набора металла в донной части.

Оптимальные параметры набора материала по описанной схеме определяли с помощью математического моделирования в программном комплексе AutoForm. При моделировании заданы следующие граничные условия. Свойства материала назначены в соответствии с характеристиками, заложенными во внутреннюю базу данных AutoForm. Материал — алюминиевый сплав 5182-О (AlMg5Mn), ближайший аналог — сплав АМг6. Шаг моделирования 1 мм, размер конечного элемента 0,5 мм. Скорость всех подвижных частей во время рабочего хода постоянная. Процесс устоявшийся. Пуансоны, матрицы и прижимы абсолютно жесткие, тепловыми процессами пренебрегали. Заготовки идеально отцентрированы, коэффициент трения по рекомендациям [4] постоянный на всех поверхностях, возможностью проскальзывания пренебрегали.

**Ограничения моделирования процесса обжима с предварительным набором металла.** AutoForm [5] не позволяет задать уникальные параметры расчета для каждого перехода вытяжки и обжима индивидуально, и заданные параметры являются актуальными на всех технологических шагах, что ведет к излишней детализации в промежуточных переходах и общей затянутости процесса моделирования. На вычислительной рабочей станции Intel Core i7/ 20 GB RAM/nVidia Tesla C1060 длительность расчета с такими параметрами при отсутствии дефектов составляла приблизительно 10 ч, с дефектами — до 24 ч машинного времени.

Поэтому выявление дефектов в виде потери устойчивости анализировали с помощью критерия складкообразования на грубых сетках (низкодетализированная модель) и в случае удовлетворительных показателей проводили проверочный высокодетализированный расчет.

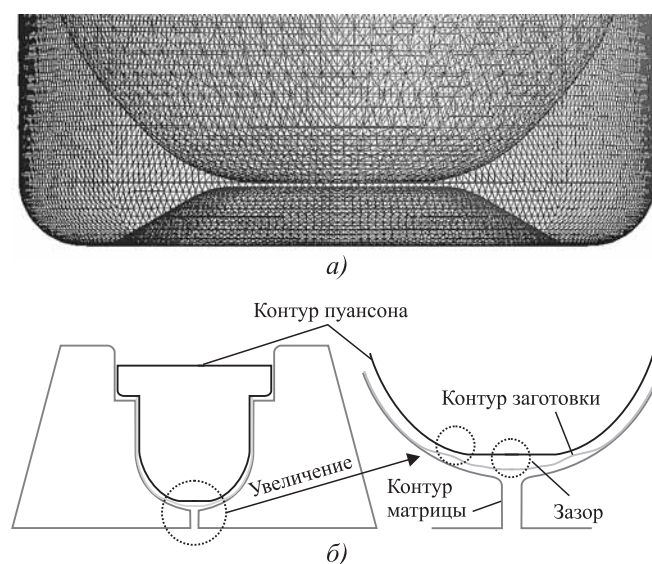
**Обжим без предварительного набора металла.** При обжиме заготовки с исходной относи-

тельной толщиной 0,012 и более не образуется складок в куполообразной части. При использовании заготовок с относительной толщиной менее критического значения 0,012 стабильность процесса формоизменения нарушается. Примерно на 2/3 хода деформирования начинает образовываться и развивается по мере обжима продольная складка на куполообразной поверхности обжимаемой детали.

На рис. 2 (см. обложку) представлены результаты моделирования обжима заготовки. Индикаторами обозначены значения толщины стенки на разных участках полученных деталей. На рис. 2, а хорошо видно, что обжим с толщиной заготовки 0,012 закончился без дефектов, а на рис. 2, б показана обжатая заготовка с относительной толщиной 0,0105, на которой заметно образование продольной складки в сферической части заготовки.

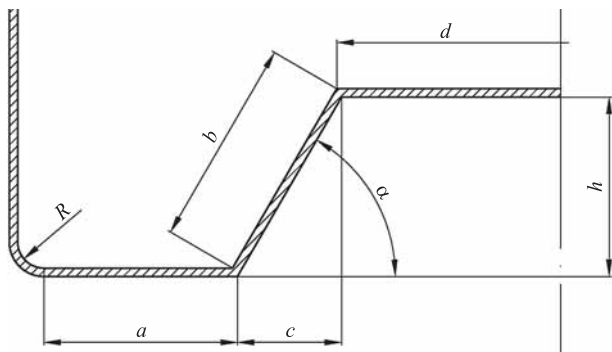
**Обжим с предварительным набором металла.** Обычный обжим заготовки с набранным в донной части металлом не обеспечивает требуемого заполнения сферической части матрицы. Связано это с тем, что в отличие от обжима стаканчика с плоским дном, где дно "выхлопывалось" в направлении движения пуансона, в процессе обжима с набранным в донной части материалом металл перемещается внутрь цилиндрической заготовки.

Для исключения этого внутрь заготовки был введен подпор (рис. 3), который обеспечил



**Рис. 3. Зона подпора и дна заготовки при обжиме:**

а — в начальный момент времени; б — в конце операции, предпоследний шаг



**Рис. 4.** Схема предварительного набора металла, геометрические параметры контура набираемого материала

качественное выполнение операции обжим с относительной толщиной заготовки 0,0092.

В результате предварительных математических экспериментов была выбрана следующая (возможно не оптимальная) форма предварительного набора материала (рис. 4).

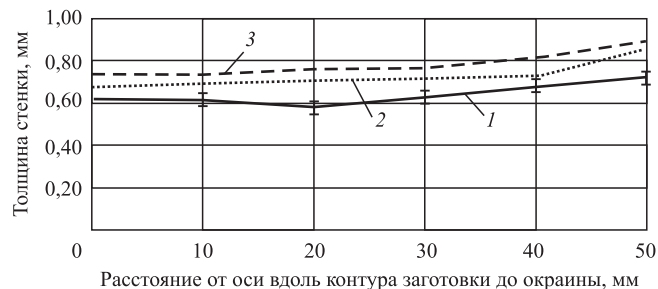
В результате моделирования при различных значениях параметров  $d$ ,  $a$ ,  $h$  и  $b$  и зафиксированных значениях всех радиусов скруглений и угле захода  $\alpha = 45^\circ$  получены следующие основные параметры предварительного набора: для диаметра набираемого материала рекомендуется использовать диапазон значений  $0,4d_{\text{обж}} < d < 0,5d_{\text{обж}}$  (где  $d_{\text{обж}}$  — диаметр обжимаемой заготовки), а для высоты набираемого материала  $h = 0,25d$ .

В результате моделирования установлено, что использование исходной заготовки с относительной толщиной 0,0092 для дальнейшего обжима с набором металла (на 20 % тоньше, чем заготовка, используемая для обжима без предварительного набора металла) с указанными рекомендациями позволяет получить годную деталь без складок при полном оформлении сферической части.

**Натурный эксперимент.** Для подтверждения результатов моделирования были проведены опыты по обжиму с предварительным набором металла и вытяжке сферическим пуансоном. По результатам экспериментов проанализировано изменение толщины стенки полученной заготовки (рис. 5, см. обложку)

Графики изменения толщины стенки сферического днища вдоль контура, полученного по технологиям вытяжки сферическим пуансоном и обжимом с предварительным набором металла, приведены на рис. 6. Толщина исходной листовой заготовки при этом была одинаковой.

Из рис. 6 видно, что обжим с предварительным набором металла обеспечивает более рав-



**Рис. 6.** Изменение толщины стенки сферического днища вдоль контура, полученного по различным технологиям:

1 — вытяжка сферическим пуансоном, эксперимент (среднее значение); 2 — обжим с предварительным набором металла, эксперимент (среднее значение); 3 — обжим с предварительным набором металла, моделирование в AutoForm

номерное распределение толщины металла по контуру заготовки, без выраженных опасных сечений и большую толщину стенки в опасном сечении в сравнении с вытяжкой сферическим пуансоном.

Максимальное отклонение толщины стенки деталей, полученных в экспериментах обжимом с набором металла относительно исходного значения толщины заготовки, составляет 13 % утонения и 8 % утолщения, а у деталей, полученных вытяжкой сферическим пуансоном, — до 25 % утонения и 20 % утолщения.

Минимальная разница значений толщины, полученной моделированием с результатами эксперимента по обжиму с набором материала, — составляет 1...3 %, максимальная — 9...11 %. В среднем разница между натурным экспериментом и моделированием равна 4...6 %, что подтверждает хорошее качество разработанной математической модели.

## Выводы

1. Разработанная математическая модель позволяет прогнозировать изменение формы заготовки в процессе обжима. Разница значений толщины стенки готовой детали после обжима между натурным экспериментом и моделированием составляет в среднем 4...6 %, что свидетельствует о достоверности созданной модели и полученных результатов.

2. Для осуществления обжима с предварительным набором металла необходимо вводить внутренний ограничитель (упор), препятствующий вывороту заготовки внутрь на начальном этапе деформирования.

3. Обжим с предварительным набором металла обеспечивает более равномерное распределение толщины металла по контуру готовой детали, без выраженных опасных сечений и большую толщину стенки в опасном сечении в сравнении с вытяжкой сферическим пуансоном. Это позволяет использовать более тонкие заготовки без потери прочностных качеств итоговой, практически равнопрочной детали, экономя материал.

4. Обратный набор металла стабилизирует процесс обжима, препятствуя складкообразованию в сферической части детали, что позволяет использовать плоские исходные заготовки, которые на 10...15 % тоньше заготовок, применяемых при обычном обжиме, без предварительного набора металла.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мельников Э.Л. Холодная штамповка днищ. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1986. 192 с.
2. Формообразование сферических, эллиптических и куполообразных днищ с минимальной раз-

нотолщинностью стенки детали / Э.Л. Мельников и др. // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2016. № 12. С. 28—33.

3. Ступников В.В., Евсюков С.А. Исследование технологического процесса обжима в сферическую матрицу и вытяжки сферическим пуансоном при изготовлении донной части баллонов высокого давления // Инженерный журнал: наука и инновации. 2015. № 11. URL: <http://engjournal.ru/catalog/mesc/fte/1439.html> (дата обращения 24.01.2020).

4. Исследование влияния коэффициента трения на технологические возможности операции продольного обжима / Е.О. Хрисанов и др. // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2017. № 11-1. С. 207—212.

5. Ступников В.В., Евсюков С.А. Математическое моделирование складкообразования в процессе однопереходной вытяжки в программном комплексе Autoform // Будущее машиностроения России: сб. докладов Восьмой Всероссийской конф. молодых ученых и специалистов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2015. С. 194—198.

Вадим Владимирович Ступников;  
Сергей Александрович Евсюков, д-р техн. наук,  
mt6evs@yandex.ru

УДК 621.983:539.374

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-4-158-161

А.А. Пасынков (Тульский государственный университет)

## Изотермическое выдавливание ребер на плите\*

Приведены технологическая схема и соотношения для расчета режимов выдавливания ребер на плите при изотермическом нагреве заготовки. Приняты условия вязкопластического нестационарного деформирования. Используются уравнение равновесия в энергетической форме применительно к разрывному полю скоростей перемещений и уравнения кинетики повреждаемости материала. Представлены результаты расчетов и образцы изделий.

**Ключевые слова:** вязкопластичность; поле скоростей; мощность; давление; сплошность материала.

*Technological schemes and relationships are given for calculating of operating modes during isothermal heating of workpieces. The conditions of viscoplastic non-stationary deformation are accepted. The energy form equilibrium equation as applied to the discontinuous displacement velocity field and material damage kinetics equations are used. The calculation results and product samples are presented.*

**Keywords:** viscoplasticity; velocity field; power; pressure; material continuity.

В приборных отсеках ряда летательных аппаратов применяют плиты (панели) с ребрами жесткости для монтажа приборов автономного управления. Материалы панелей — легкие

сплавы на основе алюминия и магния. Эти сплавы малопластичны в холодном состоянии. Их обработку давлением проводят в изотермических условиях на гидропрессовом оборудовании. При этом существенно влияние на режим технологии скоростного фактора, так

\* Работа выполнена в рамках гранта НШ-2601.2020.8.

как материал деформируемой заготовки проявляет вязкие свойства (ползучесть) [1]. Кроме того, процесс обработки давлением является неустановившимся вследствие изменения поля деформаций [2]. Указанные факторы определяют силовой режим обработки, уровень повреждаемости материала исходной заготовки и допустимые степени формообразования.

Технологическая схема выдавливания панели с ребрами изображена на рис. 1, а. Для расчета деформационного и силового режимов операции будем исходить из кинематики процесса. Для получения необходимых кинематических зависимостей воспользуемся плоским разрывным полем скоростей перемещений материала. Поле скоростей в соответствии с экстремальной верхнеграничной теоремой пластичности [3] определяет давление операции неравенством

$$q \leq \frac{1}{(a-b)v_0} \left( \frac{1}{\sqrt{3}} \sum \sigma_{ip} v_{\tau p} l_p + \tau_{tp} v_k l_k \right), \quad (1)$$

где  $a, b$  — размеры деформируемой части заготовки;  $v_0, v_{\tau}, v_k$  — скорости перемещения деформирующего инструмента, на линиях разрыва скорости и на контактных границах трения соответственно;  $\sigma_{ip}$  — интенсивность напряжений на линиях  $l_p$  разрыва скоростей;  $\tau_{tp}$  — касательное напряжение трения на линиях контакта  $l_k$  материала с инструментом.

Интенсивность напряжений в неравенстве (1) определяется уравнением состояния горячего материала при его деформировании

$$\sigma_i = A \left( \int d\varepsilon_i \right)^m \left( \frac{d\varepsilon_i}{dt} \right)^n, \quad (2)$$

где  $\sigma_i, d\varepsilon_i$  — интенсивности напряжений и приращений деформаций;  $t$  — время;  $A, m, n$  — константы материала.

Уравнение (1) выражает механическое состояние вязкопластичности. Напряжение, как следует из этого уравнения, зависит от накопленной деформации и ее скорости.

Для расчета давления (1) обратимся к полю скоростей на рис. 1, а. Оно состоит из жестких блоков 0, 1, 2 и 3, ограниченных линиями разрыва скоростей. Длины линий разрыва и скорости перемещения блоков выражаются следующими соотношениями:

$$l_{01} = \frac{a-b}{\cos \alpha}, \quad l_{12} = \frac{b}{\sin \gamma}, \quad l_{13} = \frac{a}{\cos \beta}; \quad (3)$$

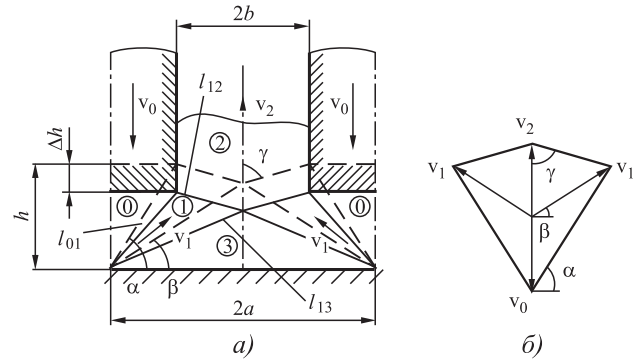


Рис. 1. Схема выдавливания ребра, поле (а) и годограф скоростей (б)

$$v_0, v_1 = \frac{v_0 \cos \alpha}{\sin(\alpha - \beta)}, \quad v_2 = \frac{a-b}{b} v_0, \quad (4)$$

где  $\alpha, \beta, \gamma$  — заданные углы поля скоростей.

Поле изменяется в процессе операции, т.е. является нестационарным. При этом линии 01 и 13 поворачиваются с изменением углов  $\alpha$  и  $\beta$  соответственно, а линия 12 опускается, как это показано на схеме операции. Перемещения линий разрыва вызывают дополнительные нормальные скорости на этих линиях. Установим кинематику, используя годограф скоростей (рис. 1, б).

На линии 01 скорости выражаются соотношениями:

$$\left. \begin{aligned} v_{\tau 01} &= \frac{v_0 \cos \beta}{\sin(\alpha - \beta)}, \quad v_{n01} = v_0 \cos \alpha, \\ v_{n01}^* &= l_{01} \frac{d\alpha}{dt} = \frac{a-b}{\cos \alpha} \frac{d}{dt} \arctg \frac{h}{a-b} = \left. \begin{aligned} &= \frac{v_0}{\left[ 1 + \left( \frac{h}{a-b} \right)^2 \right] \cos \alpha} \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

где  $v_{\tau 01}, v_{n01}, v_{n01}^*$  — касательная, нормальная и дополнительная нормальная скорости соответственно.

Выражения для интенсивностей деформаций, скоростей деформаций и напряжений получаем, учитывая соотношения (5) и уравнение (2), в виде

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_{i01} &= \frac{v_{\tau 01}}{\sqrt{3}(v_{n01} + v_{n01}^*)} = \frac{k_1 \cos \beta}{\sqrt{3} \cos \alpha \sin(\alpha - \beta)}, \\ \xi_{i01} &= \frac{v_0}{\Delta h} \varepsilon_{i01}, \quad \sigma_{i01} = A \left( \frac{v_0}{\Delta h} \right)^n \varepsilon_{i01}^{m+n}, \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

где

$$k_1 = \left\{ 1 + \frac{1}{\left[ 1 + \left( \frac{h}{a-b} \right)^2 \right] \cos^2 \alpha} \right\}^{-1};$$

$\Delta h$  — рабочий ход штампа;  $h$  — толщина плиты.

На линии 12 аналогично получаем:

$$\left. \begin{aligned} v_{\tau 12} &= \frac{v_2 \sin \alpha}{\sin(\alpha + \beta)} = \frac{(a-b) \cos \beta}{b \cos(\beta - \gamma)} v_0, \\ \varepsilon_{i12} &= \frac{v_0 \cos \beta}{2\sqrt{3} \sin \gamma \cos(\beta - \gamma)}, \\ \sigma_{i12} &= A \left( \frac{v_0}{\Delta h} \right)^n \varepsilon_{i12}^{m+n}. \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

На линии разрыва скорости 13 имеем

$$\left. \begin{aligned} v_{\tau 13} &= v_1 = \frac{\cos \alpha}{\sin(\alpha - \beta)} v_0, \quad v_{n13} = 0, \\ \varepsilon_{i13} &= \frac{k_2 \cos \alpha}{\sqrt{3} \sin(\alpha - \beta)}, \\ \sigma_{i13} &= A \left( \frac{v_0}{\Delta h} \right)^n \varepsilon_{i13}^{m+n}, \end{aligned} \right\} \quad (8)$$

где

$$k_2 = \left[ 1 + \left( \frac{h - b \operatorname{ctg} \gamma}{a} \right)^2 \right]^{-1}.$$

Напряжение трения и скорость движения материала на контактных поверхностях пуансона запишем как

$$\tau_{\text{тр}} = \mu q, \quad v_{\text{к}} = v_0 + v_2 = \frac{a}{b} v_0, \quad (9)$$

где  $\mu$  — коэффициент трения.

Выражения (4)–(9) внесем в соотношение (1). Получаем:

$$q \leq A \left( \frac{v_0}{\Delta h} \right)^n \left[ \frac{1}{\cos \alpha} \varepsilon_{i01}^{m+n} + \frac{\sin(\alpha - \beta)}{\cos(\beta - \gamma) \sin \gamma} \varepsilon_{i12}^{m+n} + \frac{a \cos \alpha}{(a-b) \cos^2 \beta} \varepsilon_{i13}^{m+n} \right] \frac{\cos \beta}{\sin(\alpha - \beta)} \left/ \left[ 1 - \mu \frac{al_{\text{к}}}{(a-b)b} \right] \right. \quad (10)$$

Давление процесса зависит, как следует из соотношения (10), от степени деформирования, времени (скорости) операции и нестационарности процесса.

Сделаем оценку потери сплошности материала заготовки на основе уравнений энергетической и деформационной теорий прочности [1]. Примем, что осредненно справедливы выражения

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_i &= \frac{2t}{\sqrt{3}t_{\text{к}}} \ln \frac{a}{b}, \quad \xi_i = \frac{2}{\sqrt{3}t_{\text{к}}} \ln \frac{a}{b}, \\ \sigma_i &= A \left( \frac{2}{\sqrt{3}} t_{\text{к}} \ln \frac{a}{b} \right)^{m+n} t^m, \end{aligned} \right\} \quad (11)$$

где  $t, t_{\text{к}}$  — текущее и конечное время операции соответственно.

Учитывая выражения (11), по энергетическому уравнению получаем соотношение для расчета сплошности при  $t = t_{\text{к}}$  в виде

$$\psi = 1 - \frac{A}{A_{\text{пр}}(1+m)} \left( \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{a}{b} \right)^{1+m+n} t_{\text{к}}^{-n}; \quad (12)$$

по деформационному уравнению

$$\psi = 1 - \frac{2}{\sqrt{3}\varepsilon_{i\text{пр}}} \ln \frac{a}{b}, \quad (13)$$

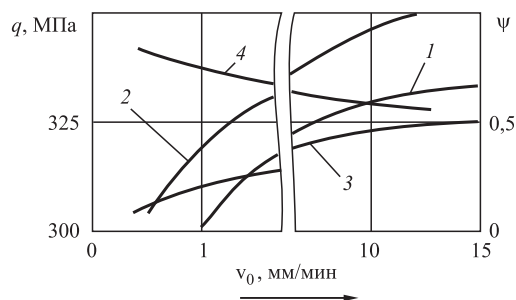
где  $1 \geq \psi \geq 0$  — повреждаемость материала заготовки при  $1 \leq t \leq t_{\text{к}}$ ;  $A_{\text{пр}}, \varepsilon_{i\text{пр}}$  — константы разрушения.

Критические деформации определяются условием  $\psi = 0$ .

Соотношение (12) применимо для материалов, повреждаемость которых определяется скоростью деформирования при заданной степени формоизменения; соотношение (13) — для материалов, повреждаемость которых определяется степенью формообразования независимо от скорости.

Расчетные и экспериментальные данные получены для формообразования панелей из магниевого деформируемого сплава МА8 при температуре 380 °С в режиме вязкого деформирования. Константы уравнений состояния и повреждаемости материала приняты по дан-





**Рис. 2.** Зависимости давления  $q$  и сплошности материала  $\psi$  от скорости деформирования  $v_0$ :

1, 2 — расчетное давление с учетом и без учета нестационарности соответственно; 3 — опытное давление; 4 — сплошность материала



**Рис. 3.** Образцы панелей

ным работы [1]. Приняты размеры:  $a = 25$  мм;  $b = 10$  мм;  $h = 20$  мм;  $\Delta h = 5$  мм.

Зависимости давления и сплошности материала от скорости операции приведены на рис. 2. Из графиков следует, что при малых скоростях формообразования ( $v_0 < 1$  мм/мин) давление значительно уменьшается. При этом снижается также потеря сплошности (повреждаемость) материала заготовки. Давление может значительно возрастать при уменьшении толщины донной части заготовки, т.е. к концу хода нажимного пуансона. На донной поверхности изделия могут возникать утяжины, которые уменьшаются или исчезают при увеличении длительности деформирования.

Расчетные результаты по режиму нестационарного выдавливания лучше согласуются с технологическими данными, чем результаты по стационарному выдавливанию [4].

Отработку технологии штамповки проводили на гидравлическом прессе мод. ПЗ13 с регулируемой скоростью перемещения траверсы [1, 4]. Рабочие части штампа изготавливали из теплостойкой стали 5ХНМ. Система нагрева, встроенная в оснастку, обеспечивает режим изотермической штамповки. Использовали графитомеловую смазку. Образцы изделий показаны на рис. 3.

### Выводы

1. При изотермической штамповке панелей с ребрами материал заготовок проявляет вяз-

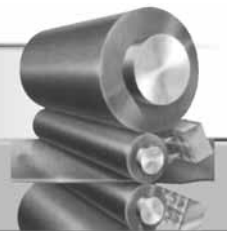
кие свойства при определенных температурно-скоростных условиях. При этом уменьшение скорости деформирования приводит к снижению давления операции и обеспечивает качество изделий.

2. Учет нестационарности процесса позволяет приблизить расчетные оценки давления и повреждаемости материала заготовки к фактическим.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотермическое** формоизменение анизотропных материалов жестким инструментом в режиме кратковременной ползучести / С.С. Яковлев, С.П. Яковлев, В.Н. Чудин, В.И. Трегубов, А.В. Черняев. М.: Машиностроение, 2009. 412 с.
2. **Чудин В.Н., Пасынков А.А.** Нестационарные процессы изотермической штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2018. № 6. С. 23—28.
3. **Теория** обработки металлов давлением: учебник для вузов / В.А. Голенков, С.П. Яковлев, С.А. Головин, С.С. Яковлев, В.Д. Кухарь; под ред. В.А. Голенкова, С.П. Яковлева. М.: Машиностроение, 2009. 442 с.
4. **Черняев А.В., Перепелкин А.А., Чудин В.Н.** Технологические режимы выдавливания ребер на плитах в режиме кратковременной ползучести // Известия ТулГУ. Серия "Технические науки". 2010. Вып. 3. Т. 3. С. 74—79.

*Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук,*  
sulee@mail.ru



УДК 621.778

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-4-162-170

Г.Н. Гурьянов (ОАО "НИИметиз", г. Магнитогорск)

## Оценка характера влияния противонапряжения на стабильность напряжения волочения проволочной заготовки

*Выполнен расчет первых производных осевого напряжения волочения проволоки по коэффициентам трения, вытяжки и деформационного упрочнения. Показано уменьшение указанных производных при увеличении напряжения противонапряжения, что указывает на целесообразность использования станков для волочения с противонапряжением в целях стабилизации силы волочения и снижения усталостного износа рабочей поверхности волоки.*

**Ключевые слова:** волочение с противонапряжением; проволока; осевое напряжение; стабилизация силы волочения; модели упрочнения; коэффициенты трения и упрочнения.

*The first derivatives of the axial stress of wire drawing are calculated by the coefficients of drawing friction and strain hardening. Decrease of the derivatives with increase in back-pull stress is shown, which indicates the feasibility of using back-pull drawing mills to stabilize drawing power and reduce fatigue wear of the dies working surface.*

**Keywords:** back-pull drawing; wire; axial stress; stabilization of drawing force; hardening models; coefficients of friction and hardening.

В процессе волочения изменяются параметры деформации, характеризующиеся значениями коэффициентов трения, вытяжки и упрочнения, исходного предела текучести и угла рабочего конуса волоки. Это вызывает непостоянство напряжения (силы) волочения и других энергосиловых показателей пластического формоизменения заготовки и отрицательно влияет на эксплуатационную стойкость узлов и элементов волочильного стана. Для стабилизации силы волочения предложены различные конструкции инструмента для деформирования круглого сплошного профиля [1–3]. Однако эти технические решения по ряду причин не реализованы в проволочном производстве.

*Цель работы* — показать характер влияния противонапряжения на стабильность напряженного состояния проволочной заготовки.

Приняли зависимость предела текучести обрабатываемого металла от вытяжки в виде степенной функции

$$\sigma_{s0} = \sigma_{s0} \mu^k, \quad (1)$$

где  $\sigma_{s0}$  — предел текучести заготовки перед обжатием;  $k$  — коэффициент упрочнения;  $\mu = (r_0/r_k)^2$  — коэффициент вытяжки;  $r_0, r_k$  — радиус заготовки до и после деформации.

Эмпирическая зависимость (1) адекватно отражает изменение прочностных свойств при холодном волочении патентованной углеродистой заготовки [4].

Основную составляющую полного осевого напряжения на выходе волоки — прирост осевого напряжения в рабочем конусе волоки вычисляли по формуле [4]

$$\sigma_{z1} = \frac{\sigma_{s0}}{k} (\mu^k - 1) (1 + f \operatorname{ctg} \alpha), \quad (2)$$

где  $f$  — коэффициент трения;  $\alpha$  — угол наклона образующей рабочего конуса к оси волочения.

При расчете  $\sigma_{z1}$  по формуле (2) учитывается непрерывное изменение предела текучести вдоль длины очага деформации согласно зависимости (1). Прирост осевого напряжения от приложения напряжения противонапряжения при принятом законе упрочнения (1) и использовании формулы (2) определяли как [5]

$$\sigma_{z2} = \sigma_q (1 - f(\mu^k - 1)) / (k \operatorname{tg} \alpha), \quad (3)$$

где  $\sigma_q$  — напряжение противонапряжения.

Прирост осевого напряжения  $\sigma_{z3}$ , вызванный деформацией сдвига металла, рассчитывали по известной в теории волочения формуле

$$\sigma_{z3} = 4\sigma_s \operatorname{tg} \alpha / (3\sqrt{3}),$$

где  $\sigma_s = (\sigma_{s0} + \sigma_{sk})/2$  — средний предел текучести металла в очаге деформации.

Перед входом калибрующего пояска имеем осевое напряжение

$$\sigma_{zk} = \sigma_{z1} + \sigma_{z2} + \sigma_{z3}. \quad (4)$$

Прирост осевого напряжения в пояске длиной  $L$  определяли по формуле [6]

$$\begin{aligned} \sigma_{z4} &= 2fL(\sigma_{sk} - \sigma_{zk})/r_k = \\ &= 2\sigma_{sk}fL(1 - \sigma_{zk}/\sigma_{sk})/r_k. \end{aligned} \quad (5)$$

Осевое напряжение на выходе волокни:

$$\sigma_z = \sigma_{zk} + \sigma_{z4}. \quad (6)$$

Абсолютный запас прочности проволоки на выходе из волокни:

$$Za = \sigma_{sk} - \sigma_z. \quad (7)$$

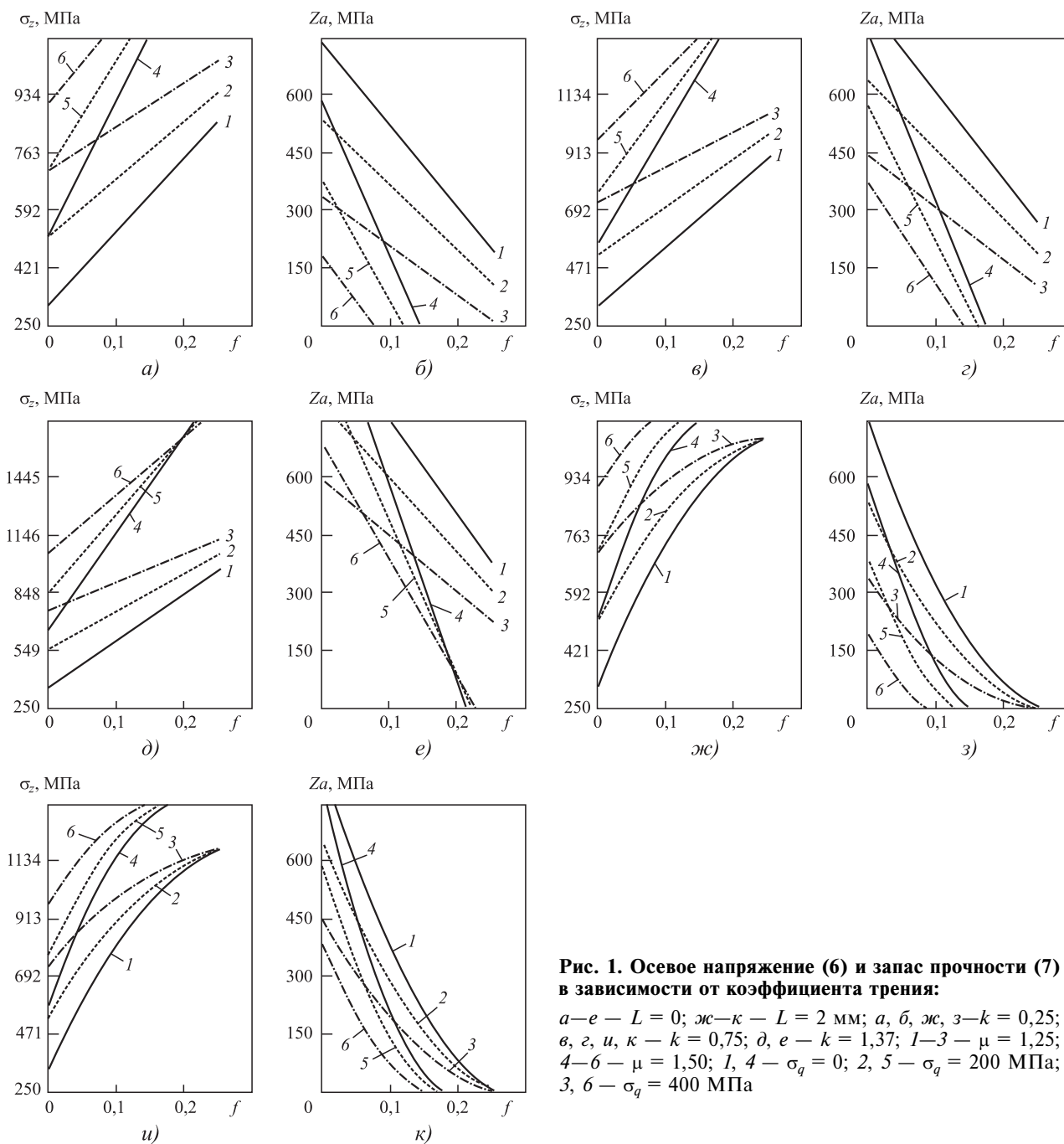
На величину и стабильность коэффициента трения влияют различные технологические факторы производства проволоки: реология смазки и деформируемого материала, устойчивость подачи смазки в очаг деформации, режим охлаждения волок, характер микрогеометрии поверхностей проволочной заготовки и рабочего канала волокни и т.д. Повышение (снижение) коэффициента трения вызывает различный характер изменения показателей напряженного состояния и запаса прочности.

На рис. 1 приведены зависимости напряжения волочения (6) и запаса прочности (7) от коэффициента трения при исходном пределе текучести 1000 МПа и коэффициенте упрочнения  $k = 0,25; 0,75$  и  $1,37$ . Первые два значения коэффициента упрочнения характерны для упрочнения стальной патентованной заготовки при холодном волочении. Коэффициент упрочнения  $1,37$  принят для стали 12Х18Н10Т после термической обработки, используемой при производстве коррозионно-стойкой проволоки: охлаждение в воде после выдержки при температуре 1050 °С [4].

Зависимости для осевого напряжения (6) и запаса прочности (7) построены при  $\alpha = 6^\circ$  и напряжении противонапряжения  $\sigma_q = 0; 200$  и  $400$  МПа (см. рис. 1, *a—з*). Осевое напряжение ограничили значениями 1107 (*a, ж*), 1355 (*в, и*) и 1743 МПа (*д*), которые равны пределу текучести проволоки при коэффициенте вытяжки 1,5 соответственно при коэффициенте упрочнения 0,25; 0,75 и 1,37. В этом случае абсцисса точки в месте пересечения верхней горизонтальной границы графика и линии для осевого напряжения при  $\mu = 1,50$  определяет предельный коэффициент трения, при котором осевое напряжение равно пределу текучести на выходе волокни, а запас прочности (7) равен нулю. Предельные значения коэффициента трения при  $\mu = 1,50$  также определяют точки пересечения линий 4—6 для запаса прочности *Za* и абсциссы (см. рис. 1, *б, г, е, з, к*).

При отсутствии пояска (см. рис. 1, *a—e*) линии для осевого напряжения и запаса прочности почти прямые в отличие от аналогичных линий при наличии пояска длиной 2 мм (*ж—к*). При отсутствии и наличии пояска с ростом коэффициента трения линии при разных значениях напряжения противонапряжения сближаются для напряжения и запаса прочности. Это вызвано снижением отрицательного влияния противонапряжения на величину напряжения волочения при повышении коэффициента трения.

С увеличением коэффициента упрочнения  $k$  возросли осевое напряжение и запас прочности, что дает сравнение соответствующих графиков рис. 2 при разных значениях коэффициента  $k$ . При наличии пояска (см. рис. 2, *ж—к*) более заметно сближение трех линий 1—3 при  $\mu = 1,25$  и 4—6 при  $\mu = 1,50$  с повышением коэффициента трения, т.е. меньше отрицатель-



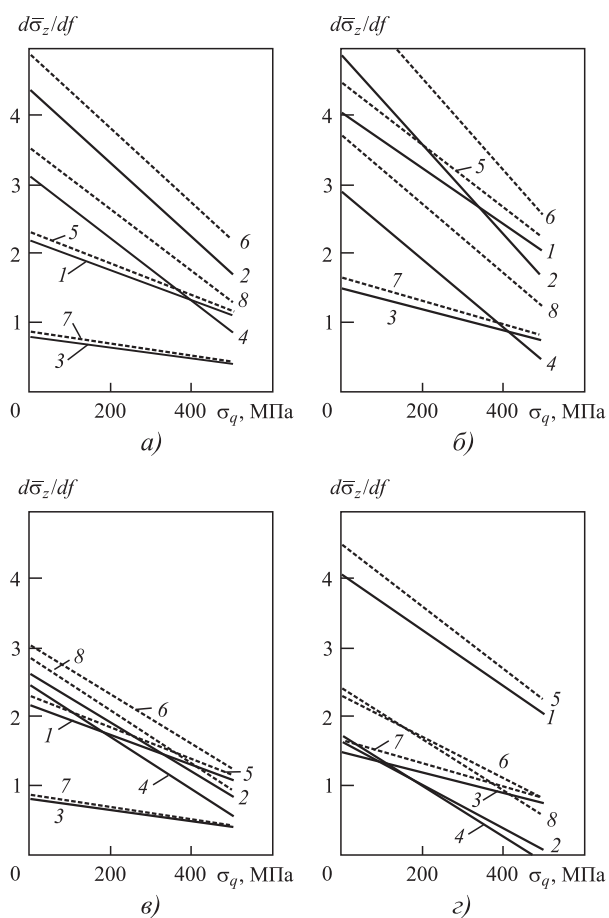
**Рис. 1. Осевое напряжение (б) и запас прочности (7) в зависимости от коэффициента трения:**

$a-e - L = 0$ ;  $\mu - \kappa - L = 2$  мм;  $a, б, \mu - \kappa - L = 0,25$ ;  $в, г, u, \kappa - k = 0,75$ ;  $д, e - k = 1,37$ ;  $1-3 - \mu = 1,25$ ;  $4-6 - \mu = 1,50$ ;  $1, 4 - \sigma_q = 0$ ;  $2, 5 - \sigma_q = 200$  МПа;  $3, 6 - \sigma_q = 400$  МПа

ное действие противонапряжения на прирост напряжения волочения при наличии пояска. Однако с повышением коэффициента трения расходятся линии для напряжения и запаса прочности при различных значениях коэффициента вытяжки.

Рост коэффициента упрочнения вызвал сближение предельных значений коэффициента вытяжки при разном уровне напряжения противонапряжения. В результате точки пере-

сечений линий 4–6 (см. рис. 2) и абсциссы сближаются. При этом (с повышением коэффициента  $k$ ) наблюдается рост предельных значений коэффициента трения при  $\mu = 1,50$  (см. рис. 2, б, г, д). При коэффициенте упрочнения 1,37,  $\mu = 1,50$  и  $f = 0,20$  осевое напряжение меньше (д), а запас прочности больше (е) при действии противонапряжения (линии 5 и б), что показывает сравнение расположения линий 5 и б относительно линии 4 (см. рис. 2, д, е). При



**Рис. 2. Зависимость производной  $d\bar{\sigma}_z/df$  осевого напряжения волочения по коэффициенту трения от напряжения противонапряжения:**

*a, б* —  $f = 0,05$ ; *в, г* —  $f = 0,15$ ; *a, в* —  $\mu = 1,25$ ; *б, г* —  $\mu = 1,5$ ; 1–4 —  $k = 0,25$  (сплошные линии); 5–8 —  $k = 0,75$  (штриховые линии); нечетные числа — отсутствует пояс; четные числа — пояс с диаметром и длиной по 2 мм; 1, 2, 5, 6 —  $\alpha = 6^\circ$ ; 3, 4, 7, 8 —  $\alpha = 16^\circ$

$f > 0,21$  и тех же значениях параметров деформации ( $\partial$ ) осевое напряжение также меньше при действии противонапряжения, чем при его отсутствии (линия 4). Но при этом ( $f > 0,21$ ) отрицательный запас прочности  $Z_a$ .

Таким образом, в интервале значений коэффициента трения от 0,20 до 0,21 осевое напряжение меньше при действии противонапряжения, чем при его отсутствии, и при этом положительный запас прочности. Аналогичное снижение осевого напряжения от приложения противонапряжения было показано при других параметрах деформации проволочной заготовки [7]. При наличии пояса проявляется такая же закономерность влияния коэффициента упрочнения на предельный коэффициент

трения и значения осевого напряжения и запаса прочности (см. рис. 1, ж–к).

Стабильность осевого напряжения и силы волочения от изменения конкретного параметра деформации оценим по первой производной осевого напряжения по этому параметру.

Пусть при волочении проволоки изменяются условия контактного трения в рабочем конусе и калибрующем пояске. Это приводит к переменному напряженному состоянию рабочей поверхности волокна. Определили уравнения первой производной осевого напряжения  $\sigma_z$  по коэффициенту трения при отсутствии и наличии пояска. Формула для расчета производной осевого напряжения  $\sigma_z$  по коэффициенту трения при наличии пояска не приводится по причине ее громоздкости. При отсутствии пояска производная равна

$$\frac{d\sigma_z}{df} = \frac{\sigma_{s0} (\mu^k - 1) (1 - \sigma_q / \sigma_{s0})}{k \operatorname{tg} \alpha}. \quad (8)$$

Формула (8) не включает коэффициент трения, т. е. производная не зависит от коэффициента  $f$ . Прирост осевого напряжения от действия напряжений контактного трения на выходе рабочего конуса волокна определяется интегрированием уравнения (8). Для анализа использовали относительную величину производной (8):

$$(d\sigma_z/df)/\sigma_{s0} = d\bar{\sigma}_z/df. \quad (9)$$

Зависимости относительной величины производной (9) от напряжения противонапряжения построены при исходном пределе текучести 1000 МПа и коэффициентах упрочнения 0,25 и 0,75 (рис. 2). Коэффициенты вытяжки  $\mu = 1,25$  и 1,50, трения  $f = 0,05$  и 0,15. Волочение осуществляется через волокна без калибрующего пояска и с пояском, диаметр и длина которого равны 2 мм. Угол образующей рабочего канала к оси волочения  $\alpha = 6$  и  $16^\circ$ .

Производная линейно снижается с ростом напряжения противонапряжения при разных значениях коэффициентов вытяжки и упрочнения и угла  $\alpha$ . При отсутствии пояска увеличение коэффициента трения от 0,05 до 0,15 не привело к изменению производной, что следует из формулы (7). Поэтому, например, линии

с нечетными номерами 3 и 7 (см. рис. 2, а и в) имеют одинаковое расположение. При наличии пояска (четные номера линий) с ростом напряжения противонапряжения наблюдается более интенсивное снижение производной при меньшем коэффициенте трения 0,05 (см. рис. 2, а, б). Но это снижение начинается при значительно большем значении производной при отсутствии противонапряжения. Таким образом, при меньшем исходном коэффициенте трения стабильность напряженного состояния в большей степени зависит от колебания его значения. При этом более эффективно применение противонапряжения для стабилизации осевого напряжения.

Сравнение расположения пары линий 1 и 5, 3 и 7 (см. рис. 2) при отсутствии пояска, 2 и 6, 4 и 8 при его наличии показывает увеличение производной от роста коэффициента упрочнения от 0,25 до 0,75. Это повышение больше при наличии пояска, коэффициенте  $\mu = 1,5$  (б, з) и меньшем коэффициенте трения 0,05 (а, б). С увеличением обжатия (б, з) возросло значение производной при  $f = 0,05$  и 0,15, если отсутствует поясок (нечетные номера линий). Это показывает парное сравнение расположения соответствующих линий графиков (а) и (б), (в) и (з) рис. 2. Но при наличии пояска производная находится в сложной зависимости от коэффициента вытяжки. При наличии пояска и высоких значениях коэффициентов вытяжки 1,5 и трения 0,15 и напряжения противонапряжения линия 4 (см. рис. 2, з) пересекает ось абсцисс. При значениях коэффициента трения, лежащих правее точки пересечения линии 4 и абсциссы, производная меньше нуля. Это означает снижение осевого напряжения при увеличении коэффициента трения, что противоречит сложившимся представлениям о механике процесса волочения.

Расчеты показали, что при нулевом и отрицательном значениях производной (9) запас прочности  $Z_a$  меньше нуля. Отрицательное значение запаса может быть при положительной производной (9). В частности, участки в конце линий 2 и 4 (см. рис. 2, з) проведены при отрицательном запасе прочности, который не может реализоваться на практике.

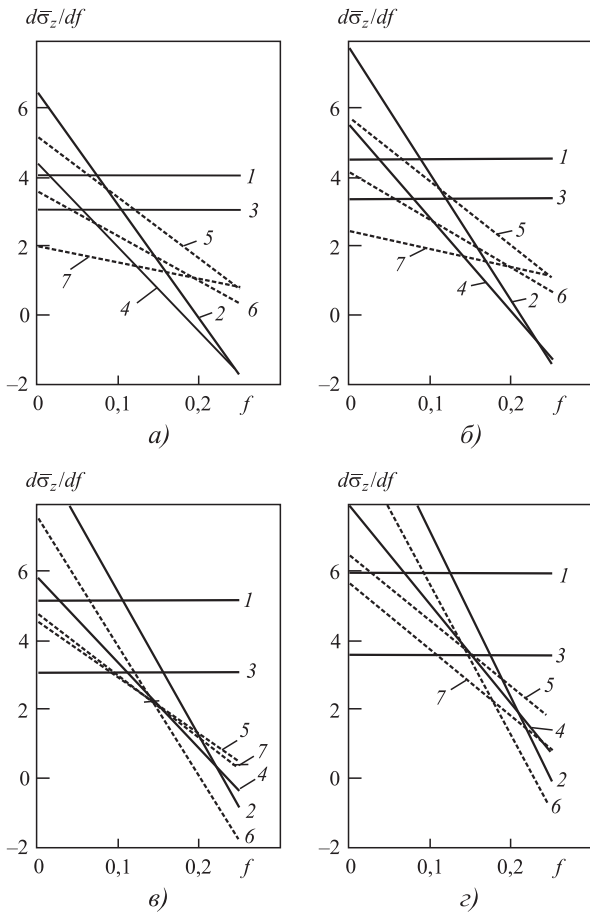
Зависимости рис. 3 от коэффициента трения позволяют уточнить характер влияния

коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения, угла  $\alpha$  и напряжения противонапряжения  $\sigma_q$  на производную (9). Расчет выполнен при  $\alpha = 6; 9$  и  $16^\circ$ , отсутствии противонапряжения и напряжении противонапряжения 250 (а, б) и 400 МПа (в, з). Коэффициент упрочнения  $k = 0,25$  (а); 0,75 (б); 1,37 (в) и 2,0 (з). Поясок отсутствует (прямые 1 и 3) и его длина 2 мм при диаметре 2,0 мм (остальные линии). Коэффициенты вытяжки 1,25 и 1,50.

Линии 1–4 построены при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,50$ , а линии 5–7 при  $\mu = 1,25$  (см. рис. 3, а, б). При отсутствии пояска (линии 1 и 3) производная (9) не зависит от коэффициента трения. Линия 1 при отсутствии противонапряжения показывает более высокую производную, чем аналогичная величина при наличии противонапряжения (линия 3). Наклон линий при  $\mu = 1,50$  больше, чем при  $\mu = 1,25$ . Из сравнения расположения пар линий 2 и 5 при отсутствии противонапряжения, 4 и 6 при  $\sigma_q = 250$  МПа соответственно при коэффициентах вытяжки 1,50 и 1,25 следует, что производная меньше при  $\mu = 1,50$ , если коэффициент трения больше 0,1 (а, б), т.е. при  $\mu = 1,50$  стабильность напряжения (силы) волочения при неустойчивом режиме трения выше при более высоких значениях коэффициента трения. Линии 2 и 4 ниже оси абсцисс при значительном коэффициенте трения ( $f > 0,2$ ). Но при этих значениях коэффициента трения запас прочности меньше нуля при коэффициентах упрочнения 0,25 и 0,75.

При  $k = 1,37$  (линии 2, 4 и 6) и  $k = 2,0$  (линия б) производная меньше нуля при больших значениях коэффициента трения (см. рис. 3, в, з). Но при этих значениях запас прочности отрицательный. При повышенных значениях коэффициента  $f$  производная становится меньше при наличии калибрующего пояска, чем при его отсутствии. Это видно из сравнения расположения, например линий 1 и 2 при отсутствии противонапряжения, 3 и 4 при действии противонапряжения. Таким образом, поясок является стабилизатором напряжения волочения при повышенном коэффициенте трения.

При отсутствии калибрующего пояска из формулы (8) следует снижение производной. Но при наличии пояска зависимость производной от угла  $\alpha$  более сложная. Линии б и



**Рис. 3. Производная (9) в зависимости от коэффициента трения:**

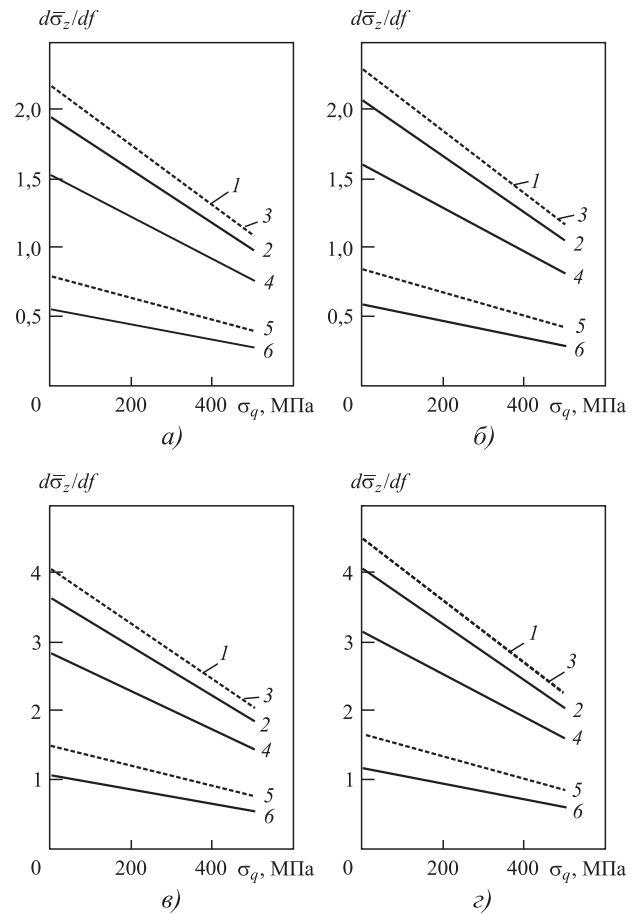
$a - k = 0,25; б - k = 0,75; в - k = 1,37; г - k = 2,0; a, б: 1-4 - \mu = 1,50; 5-7 - \mu = 1,25; 1, 3 - L = 0; 2, 4-7 - L = 2 \text{ мм}; 1-6 - \alpha = 6^\circ; 7 - \alpha = 16^\circ; 1, 2, 5 - \sigma_q = 0; 3, 4, 6, 7 - \sigma_q = 250 \text{ МПа}; в, г: 1-6 - \mu = 1,50; 7 - \mu = 1,25; 1-4 - \alpha = 6^\circ; 5 - \alpha = 9^\circ; 6, 7 - \alpha = 4^\circ; 1, 3 - L = 0; 2, 4-7 - L = 2 \text{ мм}; 1, 2 - \sigma_q = 0; 3-7 - \sigma_q = 400 \text{ МПа}$

7 (см. рис. 3, а, б) построены соответственно при  $\alpha = 6$  и  $16^\circ$  (коэффициент вытяжки 1,25, напряжение противонапряжения 250 МПа и длина пояска 2 мм). Линия б заметно выше при малых значениях коэффициента трения и ниже, чем линия 7 при  $f = 0,25$ . Линия б при  $\alpha = 4^\circ$  заметно выше линии 5 при  $\alpha = 9^\circ$ , когда коэффициент трения равен нулю (см. рис. 3, в, г). При  $f = 0,25$  линия б ниже линии 5. Следовательно, характер влияния угла  $\alpha$  на производную (8) зависит от длины пояска и коэффициента трения. Данные рис. 3 показывают, что увеличение коэффициента упрочнения от 0,25 до 2,0 привело к усилению влияния коэффициента трения на производную (9) по причине значительного повышения производной при малых значениях коэффициента трения.

Пусть в рабочем конусе коэффициент трения  $f$  нестационарный, а в калибрующем пояске коэффициент трения постоянный и равен  $f_1$ . Тогда на выходе пояска интенсивность изменения осевого напряжения от нестационарного коэффициента трения  $f$  в рабочем конусе при коэффициенте вытяжки  $\mu$  оценивается по формуле

$$\frac{d\sigma_z}{df} = \frac{\sigma_{s0}(\mu^k - 1)(1 - \sigma_q/\sigma_{s0})}{k \operatorname{tg} \alpha} \left(1 - \frac{2Lf_1}{r_k}\right). \quad (10)$$

Из формулы следует снижение производной при росте постоянного коэффициента трения  $f_1$  в пояске и его длины, уменьшении радиуса  $r_k$ . Это подтверждают результаты расчета производной (10) в зависимости от напряжения



**Рис. 4. Зависимость производной  $d\sigma_z/df$  осевого напряжения волочения по коэффициенту трения от напряжения противонапряжения:**

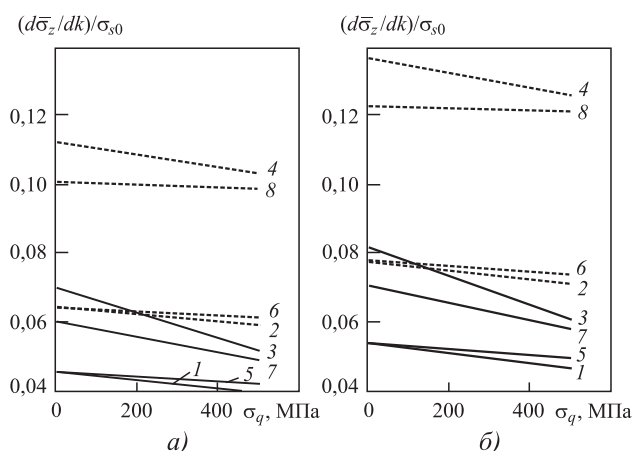
$a, б - \mu = 1,25; в, г - \mu = 1,5; a, в - k = 0,25; б, г - k = 0,75;$  нечетные числа (штриховые линии) — отсутствует поясок; четные числа (сплошные линии) — поясок с диаметром и длиной по 2 мм;  $1-4 - \alpha = 6^\circ; 5, 6 - \alpha = 16^\circ; 1, 2 - f_1 = 0,05; 3-6 - f_1 = 0,15$

противонапряжения при коэффициентах вытяжки 1,25 и 1,5, коэффициентах трения 0,05 и 0,15 (рис. 4). При построении зависимостей рис. 4 принят угол рабочего конуса  $\alpha = 6$  и  $16^\circ$ .

Увеличение коэффициента вытяжки и коэффициента упрочнения привело к повышению производной (10). Производная меньше при наличии пояска (сплошные линии) и большем значении угла  $\alpha$  (линии 5, 6 (см. рис. 4)). Таким образом, при постоянном коэффициенте трения  $f_1$  в пояске проявляется его стабилизирующее действие на силу волочения, что согласуется с результатами работы [6].

Относительные значения производной для осевого напряжения по коэффициенту упрочнения  $(d\bar{\sigma}_z/dk)/\sigma_{s0}$  определены делением значения производной на исходный предел текучести и построены в зависимости от напряжения противонапряжения при коэффициенте вытяжки 1,25, коэффициентах упрочнения 0,25 и 1,25 (рис. 5, а, б). Длина калибрующего пояска 0 (сплошные линии) и 1 мм (штриховые линии) при его диаметре 2 мм. Исходный предел текучести 1000 МПа.

Более интенсивно снижается производная с ростом напряжения противонапряжения при отсутствии пояска,  $\alpha = 6^\circ$  и  $f = 0,15$  (линия 3, см. рис. 5). Снижение производной минимально при наличии пояска,  $\alpha = 10^\circ$  и  $f = 0,15$  (линия 8). Производная больше при коэффициенте упрочнения 1,25 (см. рис. 5, б). Из рис. 5



**Рис. 5. Относительные значения производной  $(d\bar{\sigma}_z/dk)/\sigma_{s0}$  в зависимости от напряжения противонапряжения при коэффициенте упрочнения 0,25 (а) и 1,25 (б):**

1–4 –  $\alpha = 6^\circ$ ; 5–8 –  $\alpha = 10^\circ$ ; 1, 2, 5, 6 –  $f = 0,05$ ; 3, 4, 7, 8 –  $f = 0,15$ ; нечетные номера (сплошные линии) – нет пояска; четные номера (штриховые линии) – длина и радиус пояска 1 мм

следует, что прирост осевого напряжения от роста коэффициента упрочнения усиливается с повышением длины пояска и коэффициента упрочнения.

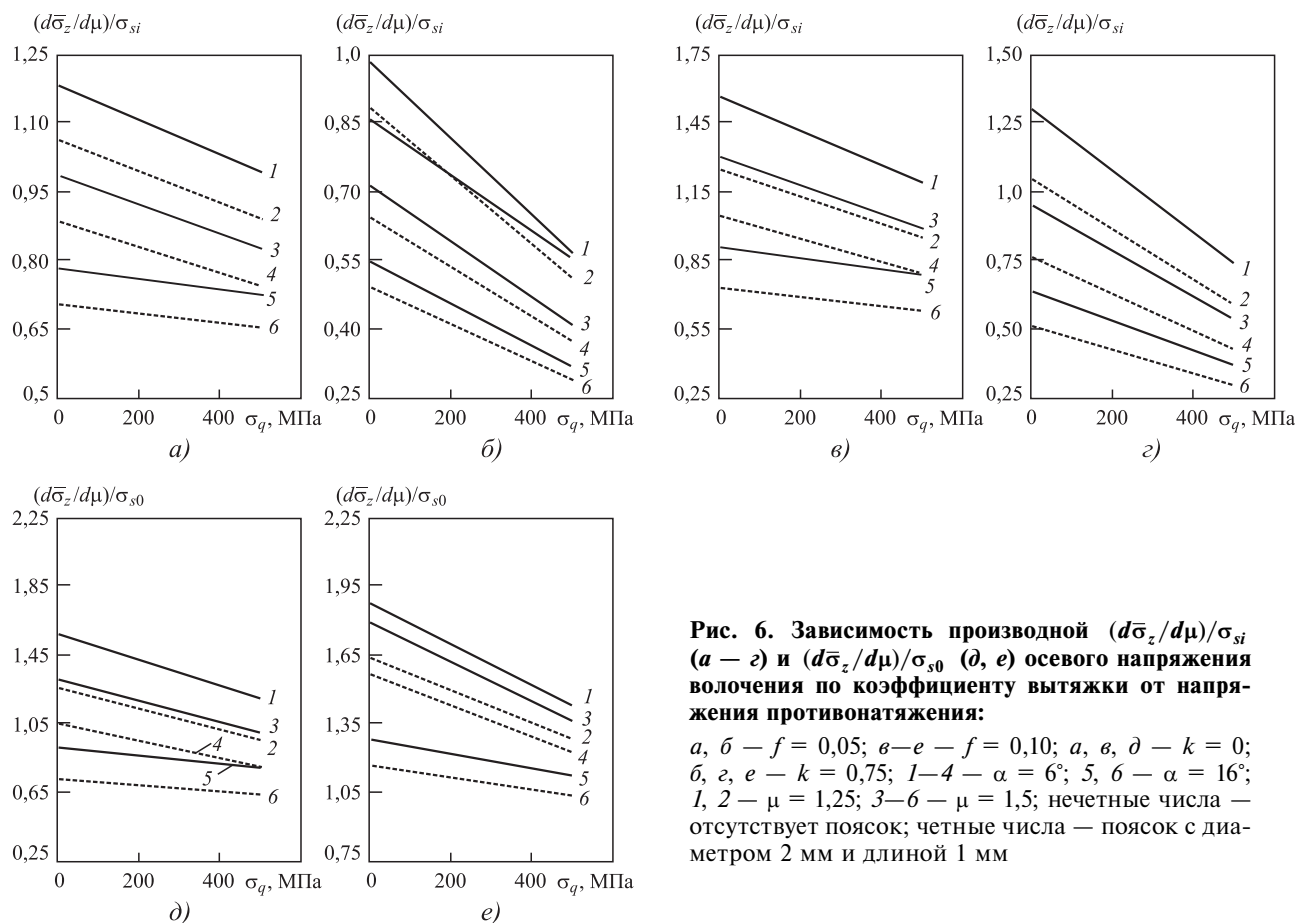
Пусть в проходе волочения увеличилось обжатие, например, из-за повышения диаметра перед входом в очаг деформации. Это вызвало определенную степень изменения напряжения (силы) волочения. Рассчитывали производную осевого напряжения по коэффициенту вытяжки относительно текущего значения предела текучести  $\sigma_{si}$  (рис. 6, а–д) и относительно исходного предела текучести  $\sigma_{s0}$  (рис. 6, д, е) при коэффициенте вытяжки 1,25 (линии 1, 2) и 1,50 (линии 3–6). Зависимости рис. 6 построены при  $\alpha = 6^\circ$  (кривые 1–4) и  $16^\circ$  (кривые 5, 6), коэффициентах трения 0,05 (а, б) и 0,10 (в–е). Исходный предел текучести 1000 МПа, коэффициенты упрочнения 0 (а, в, д) и 0,75 (б, г, е). Расчеты выполнены для случая отсутствия пояска и его диаметра 2 мм при длине 1 мм.

Относительное значение производной больше при коэффициенте вытяжки 1,25 и отсутствии пояска (линия 1, см. рис. 6). Производная при наличии пояска меньше, чем при его отсутствии, так как осевое напряжение на входе пояска, зависящее от степени деформации в рабочем конусе, снижает прирост этого напряжения в пояске. Увеличение угла (линии 5, 6) и коэффициента упрочнения (б, г, е) также снизило производную. Производная больше при коэффициенте трения 0,10, что дает сравнение расположения соответствующих линий рис. 6, а, б и рис. 6, в, г.

Производная по отношению к первоначальному значению предела текучести больше, чем аналогичная величина по отношению к текущей величине предела текучести при заданном коэффициенте вытяжки. Это показывает сравнение данных рис. 6, в, г и рис. 6, д, е. Рост напряжения противонапряжения снижает значения обеих производных  $(d\sigma_z/d\mu)/\sigma_{si}$  (а–д) и  $(d\sigma_z/d\mu)/\sigma_{s0}$  (д, е) независимо от значений коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения, угла  $\alpha$  и длины пояска.

В статье не приведены производные напряжения волочения по коэффициенту упрочнения и вытяжки при отсутствии и наличии пояска из-за громоздкости уравнений для этих производных. Заключение о стабилизирующем





**Рис. 6. Зависимость производной  $(d\bar{\sigma}_z/d\mu)/\sigma_{si}$  (а – е) и  $(d\bar{\sigma}_z/d\mu)/\sigma_{s0}$  (д, е) осевого напряжения волочения по коэффициенту вытяжки от напряжения противонапряжения:**

$a, б – f = 0,05$ ;  $в – e – f = 0,10$ ;  $a, в, д – k = 0$ ;  $б, з, e – k = 0,75$ ;  $1–4 – \alpha = 6^\circ$ ;  $5, 6 – \alpha = 16^\circ$ ;  $1, 2 – \mu = 1,25$ ;  $3–6 – \mu = 1,5$ ; нечетные числа – отсутствует поясок; четные числа – поясок с диаметром 2 мм и длиной 1 мм

действию противонапряжения на напряженное состояние круглого сплошного профиля сделано при принятии модели его упрочнения (1) и использовании соответствующих уравнений для расчета составляющих полного осевого напряжения при этой модели. Аналогичные исследования проведены при модели упрочнения

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + m\varepsilon^n = \sigma_{s0} + m(\ln \mu)^n, \quad (11)$$

$m, n$  — эмпирические коэффициенты;  $\varepsilon = \ln \mu$  — степень деформации.

Зависимость (11) позволяет представлять более сложные формы кривых упрочнения, чем степенная функция (1), так как включает в себя три постоянных коэффициента, а эмпирическая формула (1) — два. При модели упрочнения (11) уравнение для первой производной напряжения волочения по коэффициенту трения при отсутствии пояска более простое, чем при его наличии

$$\frac{d\sigma_z}{df} = \frac{\sigma_{s0} \ln \mu + m(\ln \mu)^{n+1}/(n+1)}{\operatorname{tg} \alpha} \left( 1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{s0}} \right). \quad (12)$$

Формула (12) и аналогичная зависимость (8) при кривой упрочнения (1) очевидно показывают снижение производной с ростом напряжения противонапряжения  $\sigma_q$  и угла  $\alpha$ . Таким образом, при различных моделях упрочнения имеем стабилизацию напряженного состояния круглого сплошного профиля от применения противонапряжения.

**Закключение.** Предложено использовать первую производную уравнения для напряжения волочения по параметру деформации для оценки неустойчивости напряженного состояния от изменения величины этого параметра. Расчетным путем обосновано повышение стабильности напряжения волочения от применения противонапряжения при непостоянных значениях коэффициентов трения, вытяжки и упрочнения проволочной заготовки. Неустойчивость напряжения волочения от отклоне-

ния номинальной величины параметра зависит от значений других параметров деформации.

Повышение стабильности силы волочения и напряженного состояния в очаге деформации положительно влияет на эксплуатационную стойкость узлов и элементов волочильного стана, в частности, из-за снижения усталостного износа рабочих поверхностей волок, барабанов, обводных и рихтующих роликов. На станах для волочения с противонапряжением увеличивается стабильность силы волочения, как при использовании конструкций волочильного инструмента [1–3].

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Волоки** для волочения проволоки в режиме гидродинамического трения / И.К. Лысяный, Г.А. Щеголев, А.Э. Лысяная, Г.Н. Коровина. М.: Ин-т "Черметинформация". Серия "Метизное производство". 1982. Вып. 3. 13 с.
2. **А. с. 712158.** Устройство для волочения проволоки с регулируемым давлением смазки / Б.Р. Картак, В.Л. Колмогоров, А.В. Бреньков и др. 1980. Бюл. № 4.

3. **А. с. 1183224.** Устройство для волочения изделий в режиме гидродинамического трения / Г.Н. Гурьянов, В.Л. Колмогоров, Х.Н. Белалов и др. 1985. Бюл. № 37.

4. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.

5. **Гурьянов Г.Н.** К оценке эффективности применения противонапряжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30–38.

6. **Гурьянов Г.Н.** Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске проволоки при волочении круглого сплошного профиля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 5. С. 58–60.

7. **Гурьянов Г.Н.** К разработке эффективного процесса волочения с противонапряжением круглой сплошной заготовки через волокна с различной формой профиля рабочего канала // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2013. № 1. С. 66–74.

*Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,  
ggnbelorhome@rambler.ru*



## Технофорум–2020

Международная специализированная выставка  
«Оборудование и технологии обработки конструкционных материалов»

ОРГАНИЗАТОР: АО «ЭКСПОЦЕНТР»

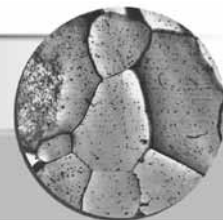
19–22 октября 2020 г., Москва

Место проведения: Центральный выставочный комплекс «Экспоцентр»

### Тематика мероприятия

- Комплексные системы наукоемкого высокопроизводительного технологического оборудования для технического перевооружения производственных предприятий основных отраслей промышленности
- Станочные системы и формообразующее оборудование для обработки металлов, камня, дерева, композиционных, полимерных и других материалов
- Аддитивные технологии
- Робототехника и автоматизация производства
- Сварочное оборудование
- Ретрофитинг — технология восстановления потребительских свойств оборудования
- Профильное образование, информационные материалы и научно-техническая литература
- Оборудование и технологии для производства и монтажа металлоконструкций
- Металлоконструкции, листообработка, лист с покрытиями
- Термическая обработка
- Экология в промышленности
- Инструмент для промышленного оборудования
- Композитные материалы, технологии и оборудование

По данным [www.technoforum-expo.ru](http://www.technoforum-expo.ru)



УДК 669.021:621.762

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-4-171-177

И.М. Мальцев

(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева)

## Исследование электротермически обработанных металлических материалов

Исследован разброс значений твердости и удельного электрического сопротивления ферромагнитных (стали 25, 50ХФА, 65Г, 9ХФ, ШХ15, 6ХС, 8Х6НФТ), парамагнитного (титановый сплав ВТ16) и диамагнитных сплавов (Д16 и АМг2) после проведения электрофизического процесса скоростного нагрева под закалку током высокой плотности  $10^8$  А/м<sup>2</sup> с быстрым охлаждением в масле или воде. Определено влияние электрофизических параметров материалов на результат (твердость и удельное электрическое сопротивление) электротермической обработки. Изучено влияние химического состава, коэрцитивной силы и джоулевой составляющей электрического тока металлических материалов на разброс твердости. Результаты исследований можно применять при разработке технологии обработки металлических материалов при нагреве током высокой плотности.

**Ключевые слова:** электротермическая обработка; твердость металлических материалов; стабильность; ток высокой плотности  $10^8 \dots 10^9$  А/м<sup>2</sup>.

*Scatter of hardness and electrical resistivity of ferromagnetic (steels 25, 50KhFA, 65G, 9KhF, ShKh15, 6KhS, 8Kh6NF7), paramagnetic (titanium alloy VT16) and diamagnetic alloys (D16 and AMg2) after the electrophysical process of high-speed heating for quenching with high density current ( $10^8$  A/m<sup>2</sup>) with rapid cooling in oil or in water is studied. Effect of electrophysical parameters of materials on the result (hardness and electric resistivity) of electrothermal processing is determined. Effect of chemical composition, coercive force and Joule component of electric current of metallic materials on variation of hardness is studied. The results can be used in development of technology for treatment of metallic materials by heating with high-density current.*

**Keywords:** electrothermal treatment; hardness of metallic materials; stability;  $10^8 \dots 10^9$  A/m<sup>2</sup> high density current.

**Введение.** Преимущества электрофизических методов обработки материалов, связанных с пропусканием через них тока высокой плотности, показаны в [1].

В настоящей работе изучено поведение твердости и удельного электрического сопротивления при скоростной электротермической обработке (закалка) металлических материалов (СЭТО) с разной магнитной восприимчивостью. Материалы после электротермической обработки током высокой плотности (закалка и отпуск) и после обычного печного нагрева исследованы в [2–5].

Однако не решены вопросы влияния физических параметров (теплоемкости, плотности, удельного электрического сопротивления, магнитной восприимчивости и коэрцитивной

силы) на результат такой обработки. Разброс значений твердости при СЭТО был отмечен в работах [6–8] на примере сталей и титановых сплавов. Влияние физических свойств при воздействии тока высокой плотности и деформации материалов показано в [9].

Влияние электропластической деформации материала системы Fe—Cr—Ni на механические свойства показано в [10, 11]. В работе [12] установлено, что при деформации электрофизические эффекты влияют на свойства металлического материала только при ее значении выше 5 %, а при СЭТО деформация отсутствует. Поэтому актуально изучение влияния физических свойств материалов на разброс значений твердости и удельного электрического сопротивления при СЭТО током высокой плотности.

*Цель работы* — определение закономерностей стабильности (разброса значений) свойств металлических материалов с разными магнитными, электрическими и другими свойствами при СЭТО.

**Методика проведения исследований.** Выбраны ферромагнитные материалы — конструкционные стали (25, 50ХФА, 65Г), инструментальные стали (9ХФ, ШХ15, 6ХС, 8Х6НФТ), парамагнитный материал — титановый сплав ВТ16 и диамагнитные сплавы Д16 и АМг2.

Для СЭТО и расчета технологических параметров нагрева под закалку током высокой плотности  $10^8$  А/м<sup>2</sup> с быстрым охлаждением в масле или воде использовали методику и установку СЭТО [13].

Изготавливали образцы длиной 100 мм и диаметром 5,5 мм из проволочной конструкционной стали марок 25, 50ХФА и 65Г; призматические образцы сечением 3×8 или 5×7 мм из инструментальных сталей 9ХФ, ШХ15, 6ХС, 8Х6НФТ. Первая группа сталей отличается пониженной коэрцитивной силой (менее 1000 А/м), вторая — более высокой.

Размеры образцов из титанового сплава ВТ16: длина 100 мм, диаметр 5,5 мм. Размеры образцов из алюминиевых сплавов Д16 и АМг2: длина 100 мм, сечение 5,5×5 мм.

Импульсный электрический ток пропускали по длине образца. Скорость нагрева 200...250 К/с; длительность импульса 0,2 с; паузы 0,2 с. Форма импульса тока — синусоидальная, исключая эффект Томпсона—Пельтье. Плотность тока в импульсе — высокая ( $10^8$ ... $10^9$  А/м<sup>2</sup>). Нагрев — электроконтактный импульсным током, изотермическую выдержку не проводили. Частота импульсов тока 25 Гц, что устраняет скин-эффект и создает объемный нагрев образцов.

После СЭТО охлаждение проводили в разных средах. Температуру обработки изменяли в зависимости от времени СЭТО. Мощность электрического тока при нагреве, например, для 8Х6НФТ достигала 9443 Вт/с [13].

Для каждого режима СЭТО применяли три образца одной марки. Проводили не менее девяти измерений параметра.

После СЭТО исследовали твердость, удельное электрическое сопротивление, проводили рентгеновский, металлографический анализ, изучали дифракцию обратно рассеянных электронов. Результаты подробно изложены в [2—5, 13—16].

Для оценки стабильности свойств вычисляли относительную ошибку эксперимента по формуле

$$E = (T/X)100 \%,$$

где  $X$  — среднее арифметическое значение параметра;  $T$  — погрешность серии измерений,  $T = (M_{\max} - M_{\min})/2$ , где  $M_{\max}$ ,  $M_{\min}$  — верхний и нижний доверительные пределы.

Доверительные пределы — вычисляемые по выборочным данным концы интервала, зависящего от результатов наблюдений, который с заданной заранее вероятностью содержит в себе неизвестное значение параметра распределения случайной величины. Относительная ошибка эксперимента позволяет качественно судить об изменении стабильности (разброса значений) твердости и удельного электрического сопротивления при СЭТО и в своем изменении в зависимости от параметра эксперимента показывает на действие дополнительного фактора.

Для каждого режима СЭТО по каждой марке металлического материала определяли показатель джоулевой составляющей электрического тока:

$$F = \rho/(C_m G), \quad (1)$$

где  $\rho$ ,  $C_m$ ,  $G$  — удельное электрическое сопротивление (определено экспериментально по методу двойного моста Томпсона, погрешность  $\pm 2,6$  %, прибор М246 микроомметр многопредельный), теплоемкость (справочные данные) и плотность металлов (определена экспериментально методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 15139—69, погрешность  $\pm 2,8$  %) соответственно.

Показатель  $F$ , Ом·м<sup>3</sup>·К/Н [9], отражает способность металла-проводника к нагреву при прохождении электрического тока.

Используя программу Excel, вычисляли коэффициенты корреляции методом линейной (парной) корреляции.

**Результаты исследований и их обсуждение.** В табл. 1 и 2 представлены твердость и удельное электрическое сопротивление ферромагнитных материалов — сталей после СЭТО, а на рис. 1 и 2 — значения относительной ошибки эксперимента  $E$ , полученные по данным табл. 1 [5] и табл. 2 [3] соответственно.

Проведение СЭТО сталей, по результатам многочисленных исследований, приводит

**1. Изменение твердости, удельного электрического сопротивления и относительной ошибки эксперимента  $E$  доэвтектоидных конструкционных сталей и показателя  $F$  после СЭТО за время 3, 4 и 5 с и охлаждения в масле [5]**

Марка стали	Время СЭТО, с		
	3	4	5
<b>Твердость HRC (<math>E</math>, %)</b>			
25	40 HRB (2,50)	47 HRB (2,12)	52,6 HRB (2,11)
50ХФА	74 (2,37)	84 (1,74)	81 (1,97)
65Г	43,4 (1,02)	66,5 (0,36)	65,4 (1,06)
<b>Удельное электрическое сопротивление, Ом·мм<sup>2</sup>/м (<math>E</math>, %)</b>			
25	3,13 (1,45)	3,18 (0,10)	3,36 (0,65)
50ХФА	4,65 (2,31)	7,09 (4,16)	7,22 (3,24)
65Г	6,33 (1,17)	7,73 (8,03)	9,55 (1,04)
<b>Показатель <math>F</math>, 10<sup>-7</sup> Ом·м<sup>3</sup>·К/Н</b>			
25	0,82	0,83	0,87
50ХФА	0,12	0,18	0,19
65Г	0,11	0,20	0,25

**2. Изменение твердости HRC, удельного электрического сопротивления, относительной ошибки эксперимента  $E$  и показателя  $F$  инструментальных сталей после СЭТО с охлаждением в масле**

Марка стали	Время СЭТО, с		
	4	5	6
<b>Твердость HRC (<math>E</math>, %)</b>			
9ХФ	22,11 (6,49)	63,22 (2,28)	64,11 (2,44)
ШХ15	20,60 (3,96)	63,22 (3,21)	57,44 (2,70)
6ХС	15,11 (28,6)	55,66 (3,85)	58,66 (4,48)
8Х6НФТ	25,16 (13,77)	50,44 (5,96)	56,77 (4,33)
<b>Удельное электрическое сопротивление, Ом·мм<sup>2</sup>/м (<math>E</math>, %)</b>			
9ХФ	5,46 (1,76)	8,57 (1,18)	9,31 (1,26)
ШХ15	7,21 (2,34)	10,97 (1,98)	11,72 (0,59)
6ХС	8,16 (4,35)	9,94 (1,49)	10,53 (1,31)
8Х6НФТ	5,40 (6,54)	7,37 (7,18)	10,73 (3,24)
<b>Показатель <math>F</math>, 10<sup>-7</sup> Ом·м<sup>3</sup>·К/Н</b>			
9ХФ	0,12	0,20	0,22
ШХ15	0,17	0,26	0,27
6ХС	0,19	0,23	0,25
8Х6НФТ	0,13	0,17	0,25

к большим значениям твердости из-за высоких (200 К/с) скоростей нагрева (перегрева), отсутствия изотермической выдержки, большей температуры заковки и высокой скорости охлаждения тонких образцов в закалочных жидкостях. Известно и возникновение эффекта

Герберта при закалке стали в магнитном поле, возможны и другие электрофизические явления [9, 13, 17].

Вычисленные коэффициенты корреляции (табл. 3–5) показывают, что коэрцитивная сила  $H_c$  и показатель  $F$  обратно связаны между

**3. Значения коэффициента корреляции между показателем  $F$ , коэрцитивной силой  $H_c$  конструкционных сталей и относительной ошибкой эксперимента  $E$  для твердости и удельного электрического сопротивления после СЭТО за 4 с и охлаждения в масле**

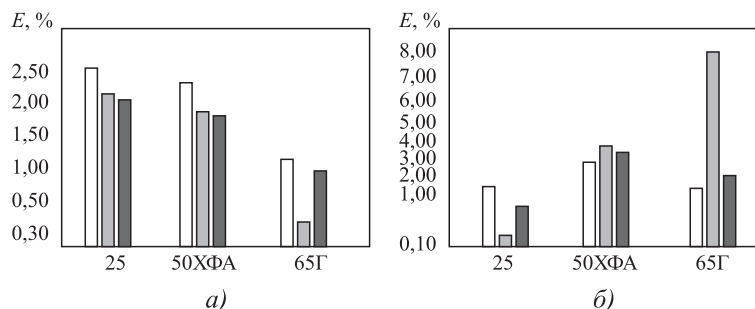
Марка стали	Содержание углерода $C$ , %	$H_c$ , А/м	Коэффициент корреляции	
			$F$ и $C$	$F$ и $H_c$
25	0,25	320	-0,91819	-0,870496201
50ХФА	0,5	1000		
65Г	0,65	1600		
Марка стали	Коэффициент корреляции			
	$F$ и $E$	$H_c$ и $E$	$F$ и $E$	$H_c$ и $E$
	для твердости HRC		для удельного электрического сопротивления	
25	0,646632829	-0,938323306	-0,8593376	0,999753
50ХФА				
65Г				

**4. Значения коэффициента корреляции между показателем  $F$ , коэрцитивной силой  $H_c$  стали 25 и относительной ошибкой эксперимента  $E$  для твердости и удельного электрического сопротивления после СЭТО за 3, 4 и 5 с и охлаждения в масле**

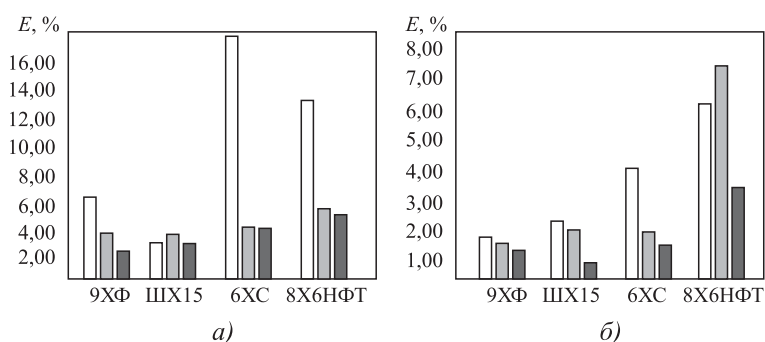
Время СЭТО, с	$F$ , $10^{-7}$ Ом·м <sup>3</sup> ·К/Н	Коэффициент корреляции		
		$F$ и $E$	$F$ и $E$	$H_c$ и $E$
		для твердости HRB	для удельного электрического сопротивления	
3	0,82	-0,671487801	-0,292306411	-0,996967759
4	0,83			
5	0,87			
Время СЭТО, с	$H_c$ , А/м	Коэффициент корреляции		
		$F$ и $H_c$	$H_c$ и $E$ для твердости HRB	
		3	-0,963927854	0,844497219
4				
5				

**5. Значения коэффициента корреляции между показателем  $F$  инструментальных сталей и относительной ошибкой эксперимента  $E$  для твердости и удельного электрического сопротивления после СЭТО за 4 с и охлаждения в масле**

Марка стали	Сумма легирующих элементов, %	Сумма легирующих элементов и $F$	Коэффициент корреляции	
			$F$ и $E$	
			для твердости HRC	для удельного электрического сопротивления
9ХФ	2,6	-0,348307	0,56580	-0,00128
ШХ15	3,34			
6ХС	3,4			
8Х6НФТ	9,25			



**Рис. 1.** Гистограммы изменения относительной ошибки эксперимента  $E$  для твердости (а) и удельного электрического сопротивления (б) сталей 25, 50ХФА и 65Г при различном времени СЭТО: □ — 3 с; ■ — 4 с; ■ — 5 с



**Рис. 2.** Гистограммы изменения относительной ошибки эксперимента  $E$  для твердости (а) и удельного электрического сопротивления (б) сталей 9ХФ, ШХ15, 6ХС и 8Х6НФТ при различном времени СЭТО: □ — 4 с; ■ — 5 с; ■ — 6 с

собой (значения  $-0,870496201$  для сталей 25, 50ХФА и 65Г и  $-0,963927854$  для сталей 9ХФ, ШХ15, 6ХС, 8Х6НФТ). Это свидетельствует о том, что показатель  $F$ , определенный через закон Джоуля, определяет в основном термические и электрические процессы при СЭТО, а коэрцитивная сила — магнитные эффекты.

С ростом значения показателя  $F$  увеличивается разброс значений ( $E$ , %) твердости у всех исследованных сталей от 25, 50ХФА и

65Г и сталей ШХ15, 6ХС, 9ХФ, 8Х6НФТ (коэффициент корреляции положителен и превышает 0,6). Для такой же зависимости коэрцитивной силы  $H_c$  у сталей коэффициент корреляции отрицателен и может быть ниже  $-0,9$  (см. табл. 3) для сталей 25, 50ХФА и 65Г. При анализе значений удельного электрического сопротивления ( $E$ , %) по такому ряду сталей наблюдается обратная картина (см. табл. 3).

При СЭТО температура процесса повышается со временем обработки. В табл. 4 и 6 показано изменение стабильности (разброса значений) свойств твердости и удельного электрического сопротивления в зависимости от времени обработки (нагрева) током высокой плотности. Видно, что с увеличением времени СЭТО изменение показателя  $F$  обратно влияет на снижение разброса твердости ( $E$ , %), а значение снижения коэрцитивной силы  $H_c$  связано с этим изменением и коэффициент корреляции составляет  $0,844497219$  (см. табл. 4).

Анализ изменения относительной ошибки  $E$  удельного электрического сопротивления для случая роста времени обработки показывает, что показатель  $F$  обратно связан и с изменением

$E$  (см. табл. 5 и 6). Термические и электрические эффекты ( $F$ ) и эффекты магнитного поля ( $H_c$ ) влияют на относительную ошибку эксперимента  $E$  по твердости и удельному электрическому сопротивлению в ферромагнитных сталях. В работах [2—5, 11—14] показано, что не наблюдали различий в микроструктуре сталей и сплавов после СЭТО (уменьшается размер блоков зерен), вероятно, что указанные изменения  $E$  связаны с измене-

**6. Значения коэффициента корреляции между показателем  $F$  инструментальной стали 8Х6НФТ и относительной ошибкой эксперимента  $E$  для твердости и удельного электрического сопротивления после СЭТО за 4, 5, 6 с и охлаждения в масле**

Время СЭТО, с	$F, 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}^3 \cdot \text{К} / \text{Н}$	Коэффициент корреляции	
		$F$ и $E$	
		для твердости HRC	для удельного электрического сопротивления
4	0,13	$-0,8517414$	$-0,884487105$
5	0,17		
6	0,25		

ниями более тонкой структуры в металлических материалах.

В табл. 7–9 приведены значения твердости и удельного электрического сопротивления и относительная ошибка эксперимента при СЭТО током высокой плотности за разное время обработки для парамагнитного сплава ВТ16 и диамагнитных сплавов Д16 и АМг2. Электромагнитное поле оказывает влияние на свойства диамагнитных сплавов [18].

Установлено, что с увеличением времени СЭТО в титановом сплаве ВТ16 относительная ошибка  $E$  по твердости увеличивается (см. табл. 7). Используя данные табл. 7, вычисляли коэффи-

циент корреляции между показателем  $F$  сплава ВТ16 и относительной ошибкой эксперимента  $E$  для твердости и удельного электрического сопротивления. Получили следующие значения: 0,99999 и  $-0,99996$  соответственно.

В табл. 8 и 9 показано изменение твердости и относительной ошибки  $E$  для диамагнитных алюминиевых сплавов Д16 и АМг2. С увеличением времени СЭТО разброс значений ( $E$ ) для твердости увеличивается. Это наблюдается в диамагнитных сплавах, когда с ростом температуры СЭТО уменьшается влияние магнитных составляющих материалов.

**7. Твердость HRC, удельное электрическое сопротивление  $R$ , показатель  $F$  и относительная ошибка эксперимента  $E$  титанового сплава ВТ16 после СЭТО при разном времени нагрева с охлаждением в воде**

Исходный образец	Время СЭТО, с		
	1	2	2,5
<b>Твердость HRC (<math>E</math>, %)</b>			
13,95 (9,42)	14,76 (4,85)	21 (8,43)	13,4 (10,21)
<b>Удельное электрическое сопротивление, Ом·мм<sup>2</sup>/м (<math>E</math>, %)</b>			
55,6 (1,47)	52,1 (6,01)	58,2 (4,27)	60,4 (3,37)
<b>Показатель <math>F</math>, 10<sup>-6</sup> Ом·м<sup>3</sup>·К/Н</b>			
0,21	0,22	0,24	0,25

**8. Твердость HRF, показатель  $F$  и относительная ошибка эксперимента  $E$  сплава Д16 после СЭТО за время 1, 2 и 3 с**

Параметр и состояние Д16	Время СЭТО, с		
	1	2	3
Ориентировочная температура СЭТО, °С	150	300	500
<b>Твердость HRF (<math>E</math>, %)</b>			
После СЭТО (1 ч)	99,2 (0,15)	94,16 (1,25)	83,86 (1,52)
<b>Показатель <math>F</math>, 10<sup>-6</sup> Ом·м<sup>3</sup>·К/Н</b>			
При температуре обработки	1,49	2,20	2,28

**9. Твердость HRF сплава АМг2 и относительная ошибка эксперимента  $E$  после СЭТО за время 1, 2 и 3 с**

Параметр и состояние АМг	Время СЭТО, с		
	1	2	3
Ориентировочная температура СЭТО, °С	150	300	500
<b>Твердость HRF (<math>E</math>, %)</b>			
После СЭТО (1 ч)	82,38 (0,75)	79,73 (1,70)	77,61 (1,35)
<b>Показатель <math>F</math>, 10<sup>-6</sup> Ом·м<sup>3</sup>·К/Н</b>			
При температуре обработки	1,35	2,04	2,22



Используя данные табл. 8, рассчитывали коэффициент корреляции между показателем  $F$  сплава Д16 и относительной ошибкой эксперимента  $E$  для твердости. Получили значение 0,995490517.

Используя данные табл. 9, вычисляли коэффициент корреляции между показателем  $F$  сплава АМг2 и относительной ошибкой эксперимента  $E$  для твердости. Получили значение 0,841862706.

Увеличение показателя  $F$  в парамагнитных и диамагнитных материалах при СЭТО повышает разброс значений твердости (относительная ошибка эксперимента  $E$  возрастает).

### Выводы

1. Термические и электрические эффекты при СЭТО ферромагнитных, парамагнитных и диамагнитных сплавов, определяемые значениями показателя  $F$ , влияют на поведение стабильности твердости и удельного электрического сопротивления ( $E$ , %).

2. Магнитная восприимчивость материалов (ферромагнетик — парамагнетик — диамагнетик) оказывает влияние на результат СЭТО. Магнитная восприимчивость и магнитная проницаемость уменьшаются с ростом температуры процесса, что вызывает увеличение разброса значений твердости при СЭТО.

3. Коэрцитивная сила снижается с уменьшением количества легирующих элементов в ферромагнитных сталях, а магнитная проницаемость возрастает, при этом увеличивается относительная ошибка эксперимента (повышается разброс значений) по твердости в металлических материалах при нагреве электрическим током высокой плотности.

Результаты работы можно использовать при разработке технологии СЭТО металлических материалов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Баранов Ю.В., Троицкий, Ю.С., Авраамов Ю.В. и др. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. М.: МГИУ, 2001. 844 с.
2. Гришин Е.Н., Аушев А.А., Мальцев И.М. и др. Скоростная электротермическая обработка током высокой плотности титанового сплава ВТ16 // *Материаловедение*. 2015. № 6. С. 18–25.
3. Мальцев И.М., Гаврилов Г.Н., Климашев Ю.А. и др. Обработка инструментальных сталей токами высо-

кой плотности при нагреве под термическую обработку // *Вопросы материаловедения*. 2006. № 3 (47). С. 22–31.

4. Мальцев И.М. Изменение стабильности и свойств алюминиевых сплавов после скоростной электротермической обработки током высокой плотности // *Материаловедение*. 2004. № 9. С. 34–37.

5. Мальцев И.М. Стабильность свойств доэвтектоидных конструкционных сталей после скоростной электротермической обработки // *Материаловедение*. 2003. № 2. С. 49–55.

6. Бернштейн Л.И., Силер А.С. Способ электроконтактной обработки изделий из пружинной стали в водной среде // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. № 8. С. 11–12.

7. Гриднев В.Н., Ивасишин О.М., Марковский П.Е. Влияние скорости нагрева на температуру  $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$  превращения в титановых сплавах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1985. № 1. С. 31–34.

8. Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Ошкадеров С.П. Исследование скоростного нагрева под закалку титановых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 1. С. 32–35.

9. Мальцев И.М. Исследование электропрокатанных материалов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2018. Т. 84. № 11. С. 36–41.

10. Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. Электропластическая деформация как фактор пластификации нанокристаллического сплава Fe—Cr—Ni // *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7. № S1-2. С. 82–84.

11. Соснин О.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. и др. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: Недра коммюникейшинс ЛТД, 2000. 208 с.

12. Апонасенкова О.В., Кузнецов В.В., Громов В.Е. Порог проявления электростимулирования при волоочении проволоки // *Известия вузов. Черная металлургия*. 1992. № 2. С. 92–93.

13. Мальцев И.М. Исследование скоростной электротермической обработки металлов током высокой плотности // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2005. № 11. Т. 71. С. 35–38.

14. Гришин Е.Н., Аушев А.А., Мальцев И.М. и др. Влияние скоростной электротермической обработки током высокой плотности на структуру и свойства стали 80Х6НФТ // *Технология металлов*. 2015. № 4. С. 35–42.

15. Гришин Е.Н., Аушев А.А., Мальцев И.М. Изменение структуры и свойств стали 30ХГСА скоростной электротермической обработкой током высокой плотности // *Материаловедение*. 2014. № 2. С. 31–34.

16. Мальцев И.М., Кондратьев С.В., Ошурина Л.А. Скоростная электрозакалка стали 30ХГСА // *Технология металлов*. 2007. № 3. С. 9–12.

17. Лысенко Ю.И., Пустовойт В.Н. Опытная проверка существования эффекта Герберта и возможности его практического использования // *Аллея науки: науч.-практ. электронный журнал*. 2019. Том 5. № 1 (28). С. 226–237. [https://alley-science.ru/sovremennaya\\_nauka\\_i\\_ee\\_razvitiye\\_\\_1\\_28\\_\\_2019/](https://alley-science.ru/sovremennaya_nauka_i_ee_razvitiye__1_28__2019/) (дата обращения 30.01.2020).

18. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б. Влияние магнитного поля на структурно-чувствительные свойства диамагнитных кристаллов. Часть 1 // *Материаловедение*. 2000. № 3. С. 2–9.

*Илья Михайлович Мальцев, канд. техн. наук,  
maltcev@nntu.ru*

И.Г. Роберов<sup>1</sup>, **Д.К. Фигуровский**<sup>2</sup>, М.А. Киселев<sup>1</sup>, В.С. Грама<sup>1</sup>, Д.Б. Матвеев<sup>1</sup>, В.О. Иванов<sup>1</sup>  
(<sup>1</sup>ФГУП "Государственный научно-исследовательский институт авиационных систем", г. Москва,  
<sup>2</sup>МИРЭА — Российский технологический университет, г. Москва)

## Комплексная диагностика технического состояния и оценка работоспособности металлических материалов методами неразрушающего контроля

*Представлены результаты по разработке комплексной диагностики технического состояния материалов в различного типа узлах и агрегатах. Показана принципиальная возможность технической оценки прогнозирования работоспособности детали из стали ВНС-9Ш в процессе эксплуатации с использованием методов неразрушающего контроля.*

**Ключевые слова:** комплексная диагностика; рентгеновская дифрактометрия; неразрушающий контроль; механические свойства; сталь ВНС-9Ш; остаточные напряжения; аустенит; мартенсит.

*The results of the development of integrated diagnostics of the technical condition of materials in various types of nodes and assemblies are presented. The fundamental possibility of technical assessment of serviceability prediction of VNS-9Sh steel part during operation using nondestructive testing methods is shown.*

**Keywords:** integrated diagnostics; X-ray diffractometry; nondestructive testing; mechanical properties; VNS-9Sh steel; residual stresses; austenite; martensite.

Одним из основных методов оптимизации разработки, производства и эксплуатации объектов современной техники является комплексная диагностика технического состояния и прогнозирование работоспособности деталей, узлов и агрегатов в процессе их жизненного цикла.

На стадии разработки и проектирования результаты комплексной диагностики позволяют осуществлять оценку обоснованности технических решений, сокращая сроки и затраты на проектирование, прогнозировать работоспособность и долговечность проектируемых узлов и агрегатов, разрабатывать технологические процессы, обеспечивающие максимальную надежность и долговечность узлов и агрегатов.

Использование результатов комплексной диагностики на стадии производства способствует более эффективному осуществлению оперативного контроля и своевременной корректировке технологических процессов, сокращая время принятия решений и обеспечивая экономию материалов и энергоресурсов, созданию технических эталонов годных узлов и агрегатов.

На стадии эксплуатации своевременная диагностика текущего технического состояния

узлов и агрегатов позволяет прогнозировать их последующую работоспособность и принимать обоснованное решение о возможности дальнейшей эксплуатации.

Комплексная диагностика технического состояния — принципиально новый подход, предусматривающий мониторинг и диагностику широкого круга параметров узлов и агрегатов, основанный на объективной оценке технического состояния конструкционных материалов, применяемых при производстве изделий. В этом случае на первые позиции выходят такие факторы, как способность сопротивляться внешним силовым воздействиям, влиянию агрессивной среды, физико-механическая и структурная деградация материала, способность к самовосстановлению и т.п. на протяжении всего жизненного цикла изделия.

Наличие данных о количественном и качественном характере контролируемых параметров и их изменении во времени на всех этапах эксплуатации позволяет с высокой степенью достоверности прогнозировать работоспособность узлов и агрегатов. Принципиально важным является получение информации о контролируемых параметрах конструкционного материала в области, соответствующей его преддефектному состоянию.

Обоснованный прогноз работоспособности ответственных объектов, например, деталей, узлов и агрегатов авиационной техники, исключительно важен для оценки надежности и безопасности для предотвращения отказов, аварий и катастроф [1].

Получение исчерпывающей и достоверной информации о техническом состоянии узлов и агрегатов возможно только при использовании комплексного подхода к определению значений параметров, характеризующих состояние конструкционного материала в процессе эксплуатации. Создание системы объективно контролируемых параметров, контроль их изменения в ходе эксплуатации должны осуществляться с использованием неразрушающих методов, базирующихся на различных физических принципах.

Возможная схема реализации принципа комплексной диагностики технического состояния деталей, узлов и агрегатов представлена на рис. 1.

Для технической реализации данного подхода целесообразно разработать специальный контрольно-диагностический блок, включающий в свой состав различные средства диагностики. Результаты диагностирования должны выдать оптимальный набор достоверных и максимально информативных сведений о техническом состоянии конструкционного материала узлов и агрегатов, на основании чего формируется эффективный прогноз об их работоспособности.



Рис. 1. Схема реализации комплексной диагностики технического состояния деталей, узлов и агрегатов на стадиях проектирования, изготовления и эксплуатации

Предлагаемый подход к созданию технологии прогнозирования работоспособности узлов и агрегатов техники реализуется на основе комплексного использования взаимно дополняющих прямых методов измерения повышенной точности и косвенных методов измерения повышенной производительности. Алгоритм процесса диагностики включает в себя ряд последовательных контрольно-измерительных операций, обеспечивающих объективную оценку технического состояния конструкционного материала узлов и агрегатов.

В рамках данного подхода целесообразно включение в состав контрольно-диагностического средства измерения, основанного на методе *рентгеновской дифрактометрии* (РДМ). Метод обладает такими преимуществами, как практически прямой характер измерения упругих деформаций, высокая точность определения упругих напряжений по сравнению с электромагнитными, механическими, оптическими, акустическими и другими косвенными методами; возможность получения данных о фазовом составе материала; надежность получаемых результатов.

Метод РДМ может быть реализован в портативном и радиационно безопасном исполнении. Особо следует отметить, что данные РДМ могут служить техническим эталоном для тарировки косвенных методов [2].

Одним из примеров реализации описанного подхода является оценка технического состояния образцов стали марки ВНС-9Ш.

Методом РДМ с применением портативного рентгеновского дифрактометра ДРП был исследован фазовый состав образцов, подвергнутых циклическому нагружению, по схеме отнулевого цикла с нагрузкой 42 кН с частотой 1 Гц. Оценку фазового состава осуществляли по соотношению пик—фон дифракционных пиков {220} аустенита и {211} мартенсита в  $\text{Cr } K_{\alpha}$ -излучении.

На рис. 2 дана иллюстрация определения соотношения пик—фон (signal-to-noise ratio,  $SNR$ ) для дифракционных пиков: 1 — первичный сигнал; 2 — сглаженный профиль в области пика; 3 — уровень рассчитанного фона;  $S$  — уровень полезного сигнала (высота сглаженного пика после вычета фона);  $N$  — рассчитанный уровень фона.

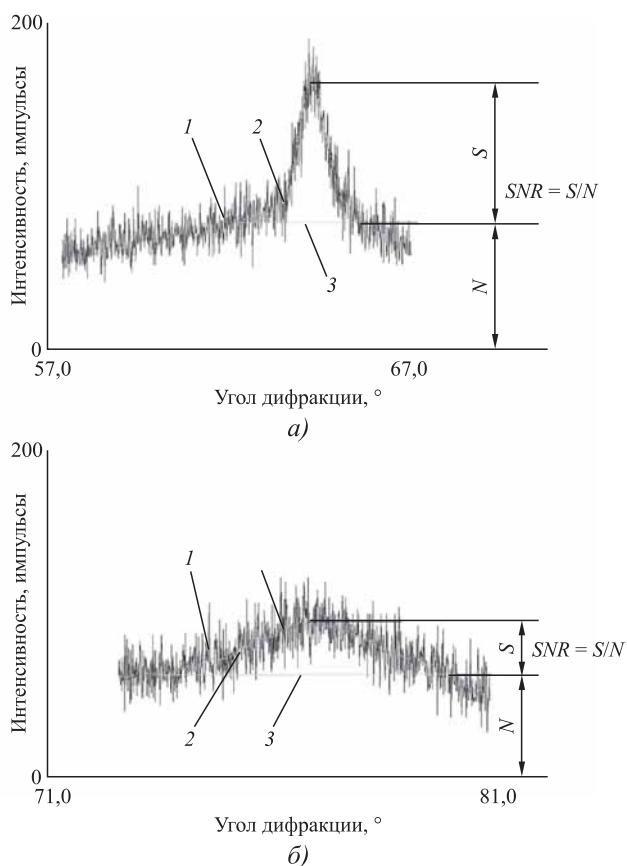


Рис. 2. Типичный вид дифракционного пика {220} аустенита (а) и {211} мартенсита (б)

Дополнительно соотношение мартенситной и аустенитной фаз определяли также металлографическим методом. Определение упругих остаточных напряжений в направлении поперек прокатки в аустенитной фазе при разном числе циклов осуществляли методом  $\sin^2\psi$ .

Полученные корреляционные зависимости между металлографически определяемыми долями фаз и параметрами соответствующих

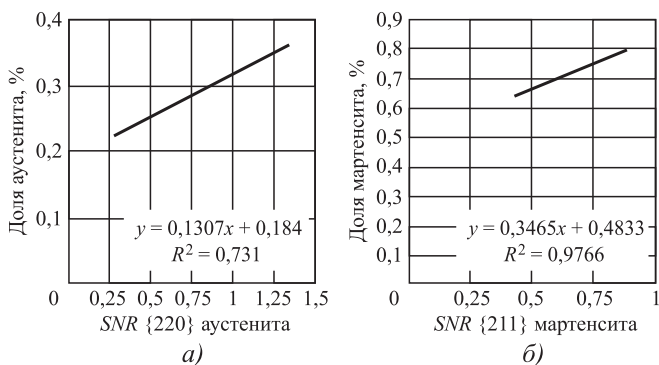


Рис. 3. Корреляционные зависимости между рентгеновским (SNR) и металлографическим (доля фазы) показателями количества аустенита (а) и мартенсита (б) в стали ВНС9-Ш

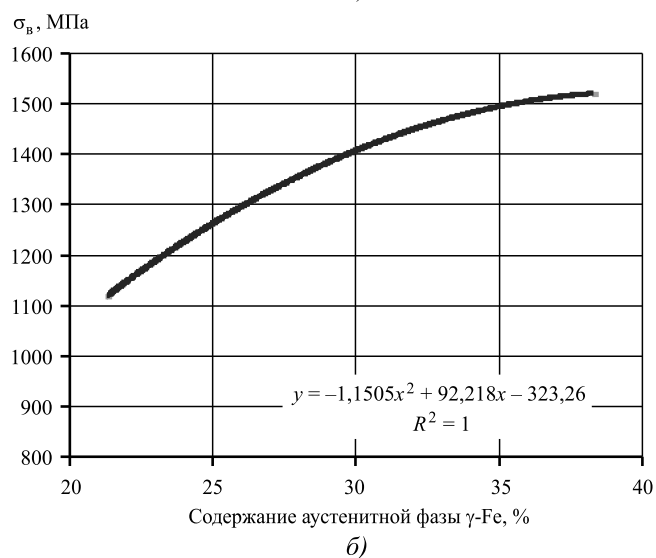
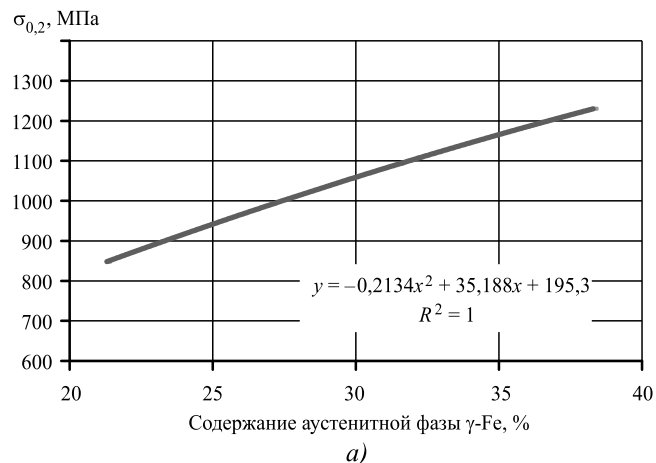


Рис. 4. Экспериментальная зависимость условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (а) и предела прочности  $\sigma_B$  (б) от содержания аустенита в стали ВНС-9Ш

рентгеновских дифракционных пиков (рис. 3) свидетельствуют о надежной корреляции этих параметров. Особенно характерно это для мартенситной фазы: зависимость между соотношением пик—фон рефлекса {211} и металлографически определяемым процентным содержанием мартенсита практически линейна.

Наличие указанной корреляции открывает возможность осуществления неразрушающего контроля соотношения фаз методом рентгеновской дифрактометрии, что позволит определить текущее структурное состояние исследуемого материала.

На рис. 4 приведены полученные экспериментальные зависимости между количеством аустенитной фазы в стали ВНС-9Ш и ее механическими характеристиками (условным пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  и пределом прочности  $\sigma_B$ ).

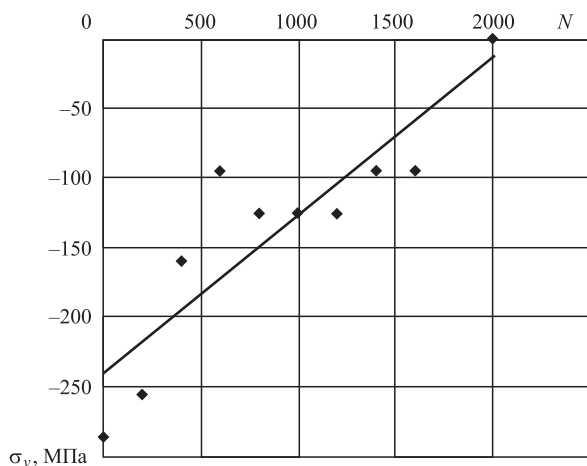


Рис. 5. Типичная зависимость уровня остаточных напряжений  $\sigma_y$  (направление поперек прокатки, аустенитная фаза) от числа циклов  $N$

Указанные зависимости, объединенные с корреляционными зависимостями между фазовым составом и параметром интенсивности рентгеновских дифракционных пиков (см. рис. 3), обуславливают возможность прогнозирования механических свойств стали ВНС-9Ш по данным неразрушающего метода РДМ.

Результаты определения зависимости уровня остаточных напряжений от числа циклов представлены на рис. 5 и отражают процесс релаксации исходных напряжений в ходе циклической деформации. Следовательно,

уровень остаточных напряжений, также определяемый методом РДМ, в перспективе может служить индикатором степени циклической наработки деталей из стали ВНС-9Ш.

Таким образом, на примере стали ВНС-9Ш показана принципиальная возможность технической оценки по данным неразрушающего рентгеновского дифракционного метода степени наработки детали и прогнозирования ее работоспособности в процессе эксплуатации.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Авиационные** системы. Экспресс-информация. № 8. М.: ГосНИИАС, 2018.
2. **Определение** остаточного ресурса и методы повышения уровня безопасности при эксплуатации конструкционных материалов в авиации / И.Г. Роберов, А.В. Котелкин, Д.Б. Матвеев, И.С. Леднев // Современные материалы, техника и технологии. 2016. № 1 (4). С. 104–113.

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

Дмитрий Константинович Фигуровский,  
канд. техн. наук,

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

*Дмитрий Борисович Матвеев, канд. техн. наук;*  
*Вячеслав Олегович Иванов*



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

## Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки по ГОСТ 4784—2019. Продолжение\*

2.7. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы алюминий—цинк—магний (Al—Zn—Mg) должны соответствовать приведенным в табл. 7.

2.8. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы алюминий—железо (Al—Fe) должны соответствовать приведенным в табл. 8.

2.9. Марки и химический состав алюминиевых сплавов системы алюминий—литий (Al—Li) должны соответствовать приведенным в табл. 9.

2.10. В алюминии и алюминиевых сплавах, указанных в табл. 1—9, допускается частичная или полная замена титана бором или другими модифицирующими добавками, обеспечивающими мелкозернистую литую структуру.

2.11. В марках алюминия и алюминиевых сплавах, изделия из которых контактируют с пищевыми продуктами, массовая доля свинца должна быть не более 0,15 %, массовая доля мышьяка — не более 0,015 %, массовая доля цинка — не более 0,3 %, массовая доля бериллия — не более 0,0005 %.

2.12. Химические составы сплавов, предназначенных для изготовления проволоки для холодной высадки, должны соответствовать приведенным в табл. 10.

2.13. Марки и химический состав алюминия и алюминиевых сплавов, предназначенных для изготовления сварочной проволоки, должны соответствовать приведенным в табл. 11 и 12.

2.14. Содержание элементов в табл. 1—12 максимальное, если не указаны пределы.

Содержание алюминия задано как минимум для марок алюминия и как остаток для марок алюминиевых сплавов.

2.15. Химический состав марок алюминия и алюминиевых сплавов в табл. 1—12 приведен в процентах по массе. Расчетное значение или значение, полученное из анализа, округляют в соответствии с правилами округления.

2.16. В графу "Прочие элементы" входят элементы, содержание которых не представлено, а также элементы, не указанные в таблицах.

2.17. Содержание прочих элементов обеспечивается технологией изготовления. Определение содержания прочих элементов, не указанных в табл. 1—12, проводят по согласованию между изготовителем и потребителем.

2.18. Массовые доли бериллия, бора и церия устанавливают по расчету шихты, их содержание химическим анализом не контролируют, а обеспечивают технологией изготовления. В протоколах химического анализа указывают расчетное значение. При наличии технической возможности контроль содержания бериллия, бора и церия в химическом составе осуществляют в пределах, указанных в табл. 1—12.

2.19. Марки алюминия и алюминиевых сплавов, в зависимости от назначения, должны содержать следующую дополнительную маркировку:

— буква "Е" — марки алюминия и алюминиевых сплавов с гарантированными электрическими характеристиками;

— буква "Ш" — марки алюминия и алюминиевых сплавов, предназначенных для изделий, контактирующих с пищевыми продуктами;

— буква "П" — марки алюминиевых сплавов, предназначенных для изготовления проволоки для холодной высадки;

\* Начало см. в № 2 и № 3 за 2020 г.

— буква "У" — дополнительная маркировка для сплава СВАК5 с содержанием железа не более 0,3 % (СВАК5У).

2.20. Обозначения марок алюминия и алюминиевых сплавов в таблицах по [1] и [2] приведены в соответствии с требованиями этих стандартов. Международная цифровая система обозначения для марок алюминия и алюминиевых сплавов по [1] и [2] является предпочтительной. Обозначения, основанные на химических символах легирующих компонентов, указаны только для справки.

2.20.1. Химические составы марок алюминия и алюминиевых сплавов, внесенных в настоящий стандарт по [1] и [2], идентичны тем, которые приведены в [3] для соответствующих марок сплавов.

2.20.2. Химические составы марок деформируемого алюминия и деформируемых алюминиевых сплавов, имеющих международную регистрацию, не приведенных в ГОСТ 4784—2019, можно найти в [3].

2.21. Ближайшие зарубежные аналоги по [1—3] отечественных марок алюминия и алюминиевых сплавов приведены в табл. 13.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **EN 573-3:2013.** Алюминий и алюминиевые сплавы. Химический состав и виды деформируемых полуфабрикатов. Часть 3. Химический состав и виды полуфабрикатов (Aluminum and aluminum alloys — Chemical composition and form of wrought products — Part 3: Chemical composition and form of products).

2. **ISO 209:2007.** Алюминий и алюминиевые сплавы. Химический состав (Aluminium and aluminium alloys — Chemical composition).

3. **Международные обозначения и пределы химических составов деформируемого алюминия и деформируемых алюминиевых сплавов** ("International Alloy Designation and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys", 2018. The Aluminum Association Inc. USA 1525 Wilson Boulevard Suite 600 Arlington. VA 22209 USA, [www.aluminum.org](http://www.aluminum.org)).



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



## СПРАВОЧНИК ТЕХНОЛОГА

*Под общей редакцией А.Г. Сулова*

Цена 9500 руб.

2019 г. 800 с.

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

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

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

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

по e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru)

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте [WWW.MASHIN.RU](http://WWW.MASHIN.RU)

7. Алюминиевые сплавы системы Al—Zn—Mg

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %													Плотность, кг/дм <sup>3</sup>	
Буквенное	Цифровое	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Дополнительные указания	Прочие элементы				
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Дополнительные указания	Каждый	Сумма			
—	1901	0,2	0,3	0,2	0,1...0,3	2,4...3,0	0,12...0,25	5,4...6,2	0,03...0,10	0,07...0,12	0,0002...0,005 Be	—	—	0,1	Остаточное	2,78
—	1903	0,25	0,35	0,2	0,05...0,15	2,1...2,6	0,12...0,25	4,7...5,3	0,03...0,10	0,07...0,12	0,0002...0,003 Be	—	—	0,1		2,77
—	1905	1,5	1,0	1,0...3,0	0,2...1,0	0,6...3,0	0,25	0,8...4,0	—	—	0,2 Ni 0,2 (Ti + Zr)	0,05	0,05	0,2		2,78
—	1911	0,2	0,3	0,1...0,2	0,2...0,5	1,6...2,1	0,07...0,25	3,8...4,4	—	0,13...0,22	—	0,05	0,05	0,1		2,76
B91	1913	0,3	0,5	0,3...1,0	0,2...0,5	1,6...2,0	0,1...0,25	3,7...4,5	—	—	—	—	—	0,1		2,80
—	1915	0,35	0,40	0,1	0,20...0,7	1,0...1,8	0,06...0,20	3,4...4,0	0,1	0,08...0,20	—	0,05	0,05	0,15		2,77
B92	1920	0,2	0,3	0,05	0,6...1,0	3,9...4,6	—	2,9...3,6	0,2	—	0,0001...0,005 Be	0,05	0,05	0,1		2,72
—	1925	0,7	0,7	0,8	0,2...0,7	1,3...1,8	0,2	3,4...4,0	0,1	0,1...0,2	—	0,05	0,05	0,1		2,77
—	1925K	0,6	0,5	0,5	0,1...0,3	0,8...1,3	0,2	2,2...2,7	0,1	0,1	—	0,05	0,05	0,1		2,77
B93	1930	0,3	0,20...0,45	0,8...1,2	0,1	1,6...2,2	—	6,3...7,3	0,1	—	—	0,05	0,05	0,1		2,82
—	1931	0,25	0,35	0,2	0,07...0,15	3,0...3,7	0,15...0,25	5,8...6,6	0,03...0,1	0,05...0,12	—	0,05	0,05	0,1		2,77
—	1935	0,3	0,4	0,2	0,2...0,5	0,6...1,1	0,2	3,6...4,1	—	0,15...0,22	0,0001...0,005 Ce	0,05	0,05	0,2		2,77
—	1935B	0,2	0,3	0,1...0,2	0,2...0,5	0,6...1,1	0,05...0,15	3,6...4,1	0,01...0,06	0,05...0,12	0,01...0,06 Mo	0,05	0,05	0,15		2,77
B93пч	—	0,1	0,2...0,4	0,8...1,2	0,1	1,6...2,2	—	6,5...7,3	0,1	—	—	0,05	0,05	0,1	2,84	
B94	1940	0,2	0,2	1,8...2,4	0,1	1,2...1,6	0,05	5,9...6,8	0,02...0,08	—	—	0,05	0,05	0,1	2,85	
K48-2	1941	0,2	0,4	0,15...0,30	0,3...0,5	2,1...2,7	0,12...0,22	5,0...5,6	—	0,1...0,2	—	0,05	0,05	0,1	2,77	
K48-2пч	1943	0,1	0,2	0,15...0,30	0,3...0,5	2,1...2,7	0,12...0,22	5,0...5,6	—	0,1...0,2	—	0,05	0,05	0,1	2,77	
K48-3	—	0,1	0,25	0,5...0,9	0,4...0,6	2,2...2,8	0,1...0,25	5,9...6,6	—	0,08...0,17	—	0,05	0,05	0,1	2,79	
B95	1950	0,5	0,5	1,4...2,0	0,2...0,6	1,8...2,8	0,10...0,25	5,0...7,0	0,05	—	0,1 Ni	0,05	0,05	0,1	2,85	
B95пч	1950-1	0,1	0,05...0,25	1,4...2,0	0,2...0,6	1,8...2,8	0,1...0,25	5,0...6,5	0,07	—	0,1 Ni	0,05	0,05	0,1	2,85	
B95оч	—	0,1	0,15	1,4...2,0	0,2...0,6	1,8...2,8	0,1...0,25	5,0...6,5	0,07	—	—	0,05	0,05	0,1	2,85	
B95-1	—	1,5	1,0	1,0...3,0	0,2...0,8	0,6...2,6	0,25	0,8...2,0	0,20 (Ti + Zr)	0,2 Ni	0,2 Ni	0,05	0,05	0,2	2,85	
B95-2	—	1,5	0,9	1,0...3,0	0,2...0,8	1,0...2,8	0,25	2,0...6,5	0,15 (Ti + Zr)	0,2 Ni	0,2 Ni	0,05	0,05	0,2	2,85	
—	1953	0,2	0,25	0,4...0,8	0,1...0,3	2,4...3,0	0,15...0,25	5,6...6,2	0,02...0,1	0,1	—	0,05	0,05	0,1	2,79	
—	1955	0,3	0,7	0,2...0,6	0,2	0,7...1,2	0,08...0,15	4,6...5,4	0,1	0,1...0,22	0,1 Ni 0,001...0,1 Ce	0,05	0,05	0,1	2,80	
B96ц	1960	0,3	0,4	2,0...2,6	0,1	2,3...3,0	0,05	8,0...9,0	0,03	0,1...0,2	—	0,05	0,05	0,1	2,89	
B96цпч	1960пч	0,1	0,15	2,0...2,6	0,1	2,3...3,0	0,05	8,0...9,0	—	0,1...0,2	—	0,05	0,05	0,1	2,89	
B96цл	—	0,2	0,3	2,0...2,6	0,3...0,6	2,3...2,8	0,05	8,0...8,8	0,05	0,10...0,16	—	0,05	0,05	0,1	2,89	
B96цлоч	—	0,1	0,15	2,0...2,6	0,2...0,5	2,3...3,0	0,1	8,0...8,8	0,05	0,1...0,16	0,002 Be	0,05	0,05	0,1	2,89	



Обозначение марки		Массовая доля элемента, %													Плотность, кг/дм <sup>3</sup>	
Буквенное	Цифровое	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Дополнительные указания	Прочие элементы		Al		
															Остаточное	
																Каждый
B96ц-3	1965	0,1	0,2	1,4...2,0	0,05	1,7...2,3	0,05	7,6...8,6	0,05	0,1...0,2	—	0,05	0,1	0,1	2,85	
B96ц-3лпч	1965-1	0,1	0,15	1,4...1,95	0,01...0,05	1,7...2,3	0,01...0,05	7,6...8,6	0,01...0,06	0,1...0,16	0,001...0,03 Ni 0,0005 Bi 0,0005...0,005 Be	0,05	0,1	0,1	2,85	
AZ6NF	—	0,1	0,4...0,6	0,15...0,25	—	2,0...3,0	0,08...0,15	6,2...7,4	0,1	0,08...0,15	0,5...0,7 Ni	0,05	0,15	0,1	2,81	
—	1973	0,1	0,15	1,4...2,2	0,1	2,0...2,6	0,05	5,5...6,7	0,02...0,07	0,08...0,16	0,1 Ni	0,05	0,1	0,1	2,85	
—	1977	0,10	0,15	0,4...1,0	0,25	4,2...5,0	0,10	3,2...3,9	0,01...0,05	0,07...0,14	0,17...0,30 Sc 0,0001...0,005 Be	0,05	0,1	0,1	2,71	
B48-4	1980	0,2	0,3	0,08	0,3...0,5	2,0... 2,6	0,1... 0,2	4,0...4,8	0,07	0,1...0,18	—	0,05	0,1	0,1	2,76	
—	1985ч	0,2	0,3	0,1	0,25...0,5	5,0...5,9	0,1...0,2	2,2...2,8	0,07	0,08...0,20	0,0002...0,005 Be	0,05	0,1	0,1	2,71	
AЦпп	—	0,60 (Si + Fe)	—	—	0,025	—	—	0,9...1,3	0,15	—	—	0,05	0,1	0,1	2,80	
<b>Марки алюминиевых сплавов по [1]</b>																
EN AW-Al Zn4,5Mg 1,5Mn	EN AW-7005	0,35	0,40	0,10	0,20...0,7	1,0...1,8	0,06...0,20	4,0...5,0	0,01...0,06	0,08...0,20	—	0,05	0,15	0,15	2,77	
EN AW-AlZn1	EN AW-7072	0,7 (Si + Fe)	—	0,10	0,10	0,10	—	0,8...1,3	—	—	—	0,05	0,15	0,15	2,72	
<b>Марки алюминиевых сплавов по [2]</b>																
AW-Al Zn4,5MgI	AW-7020	0,35	0,40	0,20	0,05...0,50	1,0...1,4	0,10...0,35	4,0...5,0	—	0,08...0,20	0,08...0,25 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,15	2,78	
AW-Al Zn8MgCu	AW-7049A	0,40	0,50	1,2...1,9	0,50	2,1...3,1	0,05...0,25	7,2...8,4	—	—	0,25 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,15	2,84	
AW-Al Zn6CuMgZr	AW-7050	0,12	0,15	2,0...2,6	0,10	1,9...2,6	0,04	5,7...6,7	0,06	0,08...0,15	—	0,05	0,15	0,15	2,83	
AW-Al Zn5,5MgCu	AW-7075	0,40	0,50	1,2...2,0	0,30	2,1...2,9	0,18...0,28	5,1...6,1	0,20	—	0,25 (Ti + Zr)	0,05	0,15	0,15	2,81	
AW-Al Zn7MgCu	AW-7178	0,40	0,50	1,6...2,4	0,30	2,4...3,1	0,18...0,28	6,3...7,3	0,20	—	—	0,05	0,15	0,15	2,83	
AW-Al Zn5,5MgCu	AW-7475	0,10	0,12	1,2...1,9	0,06	1,9...2,6	0,18...0,25	5,2...6,2	0,06	—	—	0,05	0,15	0,15	2,81	

Примечания: 1. Сумму Ti и Zr ограничивают только в случаях для прессованных и кованных полуфабрикатов по согласованию между изготовителем и потребителем.  
 2. В сплаве марки B91 Cr может быть заменен Zr в количестве от 0,1 до 0,2 %.  
 3. В сплаве марки B96ц-3лпч допускается присутствие В в количестве до 0,01 %.  
 4. Отношение содержания Ni к Fe для сплава марки AZ6NF больше 1,1.  
 5. По согласованию между изготовителем и потребителем могут быть изготовлены полуфабрикаты из сплава 1985лч с массовой долей примесей: не более 0,15 % Fe; не более 0,05 % Cu; не более 0,1 % Si; прочих примесей не более 0,05 %.

8. Алюминиевые сплавы системы Al—Fe

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %											Плотность, кг/дм <sup>3</sup>	
Буквенное	Цифровое	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Дополнительные указания	Прочие элементы			Al
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti		Каждый	Сумма		
АЖ0,8	—	0,30	0,60...0,80	0,02	—	—	—	0,06	0,03	—	—	0,03	0,5	2,71
АЖ	—	0,30	0,7...1,0	0,02	—	—	—	0,06	0,1	—	—	0,05	0,50	2,71
АЖ1	—	0,20	0,95...1,15	0,01	—	—	—	0,06	0,03	—	—	0,05	0,50	2,71
АЖК	—	1,2...1,5	0,3...0,7	0,05	—	—	—	0,1	—	—	—	0,03	0,3	2,71
АЦЕ	—	0,08	0,15...0,30	0,01	—	0,02	—	0,02	—	0,20...0,45 Zr 0,005 В 0,01 Ga 0,036 (Ti+V+Mn+Cr)	0,01	0,10	—	2,71
АМСН1	—	0,15	0,12	0,01	0,005	0,01	—	0,005	0,005	0,0002 В 0,00005 Cd	—	—	—	2,70
АМСН2	—	0,08...0,15	0,1...0,2	0,01	0,005	0,02	—	0,03	0,005	0,0002 В 0,00005 Cd	—	—	—	2,70
<b>Марки алюминиевых сплавов по [1]</b>														
EN AW-Al Fe1,5Mn	EN AW-8006	0,40	1,2...2,0	0,30	0,30...1,0	0,10	—	0,10	—	—	—	0,05	0,15	2,74
EN AW-Al Fe1,5	EN AW-8021B	0,40	1,1...1,7	0,05	0,03	0,01	0,03	0,05	0,05	—	—	0,03	0,10	2,72
EN AW-AlFe1Si	EN AW-8079	0,05...0,30	0,7...1,3	0,05	—	—	—	0,10	—	—	—	0,05	0,15	2,72
<b>Марки алюминиевых сплавов по [3]</b>														
—	8030	0,10	0,30...0,8	0,15...0,30	—	0,05	—	0,05	—	0,001...0,4 В	0,03	0,10	—	2,71
—	8011	0,50...0,9	0,6...1,0	0,10	0,20	0,05	0,05	0,10	0,8	—	—	0,05	0,15	2,71
—	8111	0,30...1,1	0,40...1,0	0,10	0,10	0,05	0,05	0,10	0,8	—	—	0,05	0,15	2,71
—	8176	0,03...0,15	0,40...1,0	—	—	—	—	0,10	—	0,03 Ga	0,05	0,15	—	2,71

Примечания: 1. Отношение содержания Fe к Si для сплава марки АМСН2 должно быть не менее 1,2.  
 2. По требованию потребителя возможно изготовление сплава марки АМСН2 с массовой долей Zn не более 0,05 %.  
 3. При производстве катанки из сплавов марок 8030 и 8176, предназначенной для изготовления проволоки электротехнического назначения, содержание элементов должно соответствовать следующим требованиям:  
 — для сплава марки 8030: не более 0,07 % Si; от 0,35 до 0,45 % Fe; от 0,15 до 0,19 % Cu; 0,02 % Mg; 0,04 % Zn; 0,01 % Ga; сумма элементов (Ti + V + Mn + Cr) составляет не более 0,015 %.  
 — для сплава марки 8176: не более 0,07 % Si; от 0,40 до 0,50 % Fe; 0,01 % Cu; 0,02 % Mg; 0,04 % Zn; 0,01 % Ga; сумма элементов (Ti + V + Mn + Cr) составляет не более 0,015 %.  
 Прочие элементы: каждый — 0,03 %; сумма — 0,15 %.

9. Алюминиевые сплавы системы Al—Mg—Li

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %											Плотность, кг/дм <sup>3</sup>					
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Li	Zr	Дополнительные указания	Прочие элементы		Al				
												Каждый			Сумма			
Буквенное	Цифровое																	
ВАД23 (Д23)	1230	0,3	0,3	4,8...5,8	0,4...0,8	0,05	0,1	0,15	0,9...1,4	—	0,1...0,25 Cd	0,05	0,1	Остальное			2,72	
ВАД23пч	1230пч	0,1	0,15	4,8...5,8	0,4...0,8	0,03	0,1	0,03...0,15	0,9...1,4	—	0,1...0,25 Cd	0,05	0,1	Остальное			2,72	

10. Алюминиевые сплавы, предназначенные для изготовления проволоки для холодной высадки

Обозначение марки		Массовая доля элемента, %											Al				
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Дополнительные указания	Прочие элементы						
											Каждый	Сумма					
Буквенное	Цифровое																
Д1П	1117	0,5	0,5	3,8...4,5	0,4...0,8	0,4...0,8	—	0,1	0,1	—	—	—	—	0,05	0,1	Остальное	
Д16П	1167	0,5	0,5	3,8...4,5	0,3...0,7	1,2...1,6	—	0,1	0,1	—	—	—	—	0,05	0,1	Остальное	
Д19П	1197	0,3	0,3	3,2...3,7	0,5...0,8	2,1...2,6	—	0,1	0,1	0,0002...0,005 Be	—	—	—	0,05	0,1	Остальное	
АМг5П	1557	0,4	0,4	0,2	0,2...0,6	4,7...5,7	—	—	—	—	—	—	—	0,05	0,1	Остальное	
В48П	—	0,15	0,2	0,3...0,6	0,2...0,4	1,35...1,80	—	4,5...5,1	0,05...0,10	0,07...0,20 Zr 0,05...0,20 Cd	—	—	—	0,05	0,1	Остальное	
К48П	—	0,15	0,2	0,7...1,0	0,2...0,4	1,7...2,2	—	4,6...5,2	0,06...0,11	0,2 Ce 0,1 La	—	—	—	0,05	0,1	Остальное	
В95П	1957	0,3	0,3	1,4...2,0	0,3...0,5	2,0...2,6	0,1...0,25	5,5...6,5	—	—	—	—	—	0,05	0,1	Остальное	

Примечания. 1. Ce и La вводят в сплав марки К48П по требованию потребителя, в таблице приведены расчетные массовые доли Ce и La.  
 2. Повышение массовой доли Zr свыше 0,12 % и введение Be и Cd в сплав В48П проволока по согласованию между изготовителем и потребителем.  
 3. Сплавы марок Д18, В65, АД1, АМг2, используемые для изготовления проволоки для холодной высадки, по нормативной документации, согласованной между изготовителем и потребителем, дополнительно маркируют буквой "П".

11. Алюминиевые сплавы, предназначенные для изготовления сварочной проволоки

Обозначение марки сплава	Массовая доля элемента, %															
	Основные компоненты								Примеси, не более							
	Al	Mg	Min	Fe	Si	Ti	Be	Zr	Fe	Si	Zn	Cu	Mg	Прочие примеси	Сумма всех примесей	
СвА99	Не менее 99,99	—	—	—	—	—	—	—	0,003	0,003	0,003	—	—	0,001	0,010	
СвА97	Не менее 99,97	—	—	—	—	—	—	—	0,015	0,015	0,005	—	—	0,01	0,03	
СвА85Т	Остальное	—	—	—	0,2...0,5	—	—	—	0,04	0,04	0,01	0,01	—	—	0,08	
СвА5	Не менее 99,5	—	—	0,2...0,35	0,10...0,25	—	—	—	—	—	0,015	—	—	0,05	0,5	
Св1201		6,0...6,8 Cu	0,2...0,4	—	0,05...0,15 V	0,1...0,2	—	0,1...0,25	0,15	0,08	—	0,02	—	0,01	0,3	
СвАМц		—	1,0...1,5	0,3...0,5	0,2...0,4	—	—	—	—	—	0,1	0,05	0,1	0,1	1,35	
СвАМГ3		3,2...3,8	0,3...0,6	—	0,5...0,8	0,15	—	—	0,5	—	0,05	—	—	0,1	0,85	
СвАМГ5		4,8...5,8	0,5...0,8	—	—	0,1...0,2	0,002...0,005	—	0,4	0,4	0,05	—	—	0,1	1,4	
Св1557		4,5...5,5	0,2...0,6	—	—	0,07...0,15 Cr	0,002...0,005	0,2...0,35	0,3	0,15	0,05	—	—	0,1	0,6	
СвАМГ6		5,8...6,8	0,5...0,8	—	—	0,1...0,2	0,002...0,005	—	0,4	0,4	0,1	—	—	0,1	1,2	
СвАМГ61		5,5...6,5	0,8...1,1	—	—	—	0,0001...0,0003	0,002...0,12	0,4	0,4	0,05	—	—	0,1	1,15	
Св1577пч		5,5...6,5	0,5...0,8	—	—	0,1...0,2 Cr	—	0,15...0,25	0,15	0,1	0,1	—	—	0,05	0,5	
СвАМГ63		5,8...6,8	0,5...0,8	—	—	—	0,002...0,005	0,15...0,35	0,05	0,05	0,05	—	—	0,01	0,15	
СвАК5		—	—	—	4,5...6,0	0,1...0,2	—	—	0,6	—	0,2	—	—	0,1	1,0	
СвАК10		—	—	—	7,0...10,0	0,15	—	—	0,6	—	0,1	0,10	—	0,1	1,1	

Примечания. 1. Отношение содержания Fe к Si для всех марок сплавов, кроме марок СвАМГ3, СвАК5, СвАК10, должно быть больше 1.  
 2. В сплавах марок СвАМГ3 и СвАК10 допускается массовая доля остаточного Ti до 0,15 %.  
 3. По требованию потребителя в сплаве марки СвАК5 содержание Fe должно быть не более 0,3 %.

12. Алюминиевые сплавы, предназначенные для изготовления сварочной проволоки (продолжение)

Обозначение марки сплава	Массовая доля элемента, %													Прочие элементы		Al
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Be	Zr	Ce	Cd	Сумма			
													Каждый	Сумма		
														Остальное		
Св1570	0,2	0,3	0,1	0,2...0,6	5,3...6,3	—	0,1	0,01...0,05	0,0002...0,0050	0,05...0,15	—	0,17...0,27	0,05	0,15		
Св1571	0,2	0,3	0,15	0,3	5,8...6,8	0,05...0,15	0,2	0,02...0,05	0,0005...0,005	0,05...0,15	0,001...0,01	0,2...0,5	0,05	0,15		
Св1575	0,01...0,1	0,02...0,15	0,02...0,1	0,3...0,7	5,5...6,1	0,02...0,12	0,06 Ni	0,01...0,06	0,0003...0,005	0,18...0,25	0,01 В	0,20...0,28	0,05	0,1		
Св1587	0,05...0,2	0,05...0,3	0,02...0,1	0,4...0,9	4,8...5,6	0,05...0,15	0,08 Ni	0,02...0,08	0,0003...0,005	0,1...0,18	0,01 В	0,1...0,18	0,05	0,1		
Св1597	0,1	0,15	0,1	0,5...0,8	5,5...6,5	0,1...0,2	0,1	0,01...0,05	0,0001...0,0050	0,05...0,25	—	0,36...0,50	0,05	0,1		

Примечания. 1. В сплаве Св1571 массовая доля В должна составлять от 0,001 до 0,005 %.  
 2. Массовая доля V в сплаве Св1587 должна составлять от 0,003 до 0,03 %, в сплаве Св1575 от 0,002 до 0,02 %.  
 3. Отношение содержания Fe к Si должно быть больше 1.

## 13. Ближайшие зарубежные аналоги отечественных марок алюминия и алюминиевых сплавов

Обозначения марок по российской классификации	ЕН	ISO	Aluminum Association Inc
АД000	EN AW-1080A EN AW-Al 99,8(A)	AW-1080 A AW-Al 99,8	1080, 1085, 1090, 1180, 1185
АД00	EN AW-1070A EN AW-Al 99,7	AW-1070 A AW-Al 99,7	1070, 1075, 1170, 1175
АД00Е	—	AW-1370 AW-E-Al 99,7	—
АД0	EN AW-1050A EN AW-Al 99,5	—	1050, 1055, 1060, 1065, 1250
АД0Е	EN AW-1050A EN AW-Al 99,5	AW-1350 AW-E-Al 99,5	1050, 1055, 1060
АД1	EN AW-1235 EN AW-Al 99,35	—	1230, 1235, 1345
АД	EN AW-1200 EN AW-Al 99,0	AW-1200 AW-Al 99,0	1200
Д1	EN AW-2017A EN AW-Al Cu4MgSi(A)	AW-2017 AW-Al Cu4MgSi	2017
АК4 АК4-1 АК4-1ч	EN AW-2618A EN AW-Al Cu2Mg1,5Ni	—	2618
Д16	EN AW-2024 EN AW-Al Cu4Mg1	AW-2024 AW-Al Cu4Mg1	2024
Д18	EN AW-2117 EN AW-Al Cu2,5Mg	AW-2117 AW-Al Cu2.5Mg	2117
1201	EN AW-2219 EN AW-Al Cu6Mn	AW-2219 AW-Al Cu6Mn	2219, 2319, 2419
Д16ч	EN AW-2124 EN AW-Al Cu4Mg1(A)	—	2124
АК8	EN AW-2014 EN AW-Al Cu4SiMg	AW-2014 AW-Al Cu4SiMg	2014, 2214
АК6-1	—	—	2031
АМц	EN AW-3003 EN AW-Al Mn1Cu EN AW-3103 EN AW-Al Mn1	AW-3003 AW-Al Mn1Cu AW-3103 AW-Al Mn1	3003, 3103
ММ	EN AW-3005 EN AW-Al Mn1Mg0,5	AW-3005 AW-Al Mn1Mg0,5	3005, 3006, 3007
Д12	EN AW-3004 EN AW-Al Mn1 Mg1	AW-3004 AW-Al Mn1Mg1	3004, 3104
АМг1	EN AW-5005 EN AW-Al Mg 1(B)	AW-5005 AW-Al Mg1	5005, 5006, 5205, 5250
АМг1,5	EN AW-5050 EN AW-Al Mg1,5(C)	AW-5050 AW-Al Mg1,5	—
АМг2	EN AW-5051A EN AW-Al Mg2(B)	—	5051

Обозначения марок по российской классификации	ЕН	ISO	Aluminum Association Inc
АМг2,5	EN AW-5052 EN AW-Al Mg2,5	AW-5052 AW-Al Mg2,5	5052
АМг3С	—	AW-5254 AW-Al Mg3	5254
АМг3	EN AW-5754 EN AW-Al Mg3	AW-5754 AW-Al Mg3	5754
АМг3,5	EN AW-5154A EN AW-Al Mg3,5(A)	AW-5154 AW-5154 A AW-Al Mg3,5	5154
АМг4	EN AW-5086 EN AW-Al Mg4	AW-5086 AW-Al Mg4	5086
АМг4,5	EN AW-5082 EN AW-Al Mg4,5 EN AW-5083 EN AW-Al Mg4,5Mn0,7	AW-5082 AW-Al Mg4,5 AW-5083 AW-Al Mg4,5Mn0,7	—
АМг5	—	AW-5056 AW-Al Mg5Cr	5056
АД31	EN AW-6060 EN AW-Al MgSi EN AW-6063 EN AW-Al Mg0,7Si	AW-6060 AW-Al MgSi AW-6063 AW-Al Mg0,7Si	6060, 6063
АД31Е	—	AW-6101 AW-6101 A AW-E-Al MgSi	—
АД33	EN AW-6061 EN AW-Al MgSiCu EN AW-6061 A EN AW-Al MgSiCu(A)	AW-6061 AW-Al MgSiCu	6061
АВ	—	—	6151
АД35	EN AW-6082 EN AW-Al SiMgMn EN AW-6351 EN AW-Al SiMg0,5Mn	AW-6082 AW-Al Mg0,7Si AW-6351 AW-Al SiMg0,5Mn	6082, 6351
1915	EN AW-7005 EN AW-Al Zn4,5Mg1,5Mn	—	—
В95	EN AW-7075 EN AW-Al Zn5,5MgCu	AW-7075 AW-AlZn5,5MgCu	7075

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 12.02.2020. Подписано в печать 09.04.2020. Формат 60 × 88 1/8.  
 Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.  
 Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солишнз".  
 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**  
 Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.



# 80 лет

## Виталию Петровичу Чекалову,

**доктору технических наук, профессору,  
Президенту Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина,  
почетному работнику высшего профессионального образования РФ,  
действительному члену Академии электротехнических наук РФ,  
члену Международного союза металлургов**

Виталий Петрович Чекалов родился 29 февраля 1940 г. По окончании школы в 1957 г. он начал обучение в МВТУ им. Н.Э. Баумана на кафедре "Обработка металлов давлением" и после его окончания в 1963 г. был оставлен для педагогической работы на кафедре "Машины и технология обработки металлов давлением". В 1968 г. поступил в аспирантуру ЦНИИчермет им. И.П. Бардина и в 1975 г. под научным руководством д-ра техн. наук, профессора А.И. Зимина защитил кандидатскую диссертацию на тему "Разработка и применение метода рентгенокино съемки для исследования процесса пластического течения металла при прокатке".

В 1976 г. был направлен с группой специалистов-металлургов за рубеж для приемки оборудования по производству холоднокатаных динамных электротехнических сталей, не выпускаемых в то время в СССР.

С 1977 г. В.П. Чекалов — ведущий специалист и руководитель научно-исследовательских работ по освоению технологии производства и пуску первого в СССР отделения сталей на Череповецком металлургическом комбинате и первого в Европе цеха динамных электротехнических сталей на Новолипецком металлургическом комбинате.

Виталий Петрович — автор промышленного внедрения новых электротехнических сталей марок 2215, 2216, 2315 с уровнем магнитных свойств, превышающим мировые аналоги.

С 1991 по 2000 г. он являлся генеральным директором научно-производственного акционерного общества "Техномет-НТ".

В 2000 г. В.П. Чекалов защитил диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук на тему "Разработка технологии и освоение промышленного производства холоднокатаной изотропной электротехнической стали с целью отказа от импорта". В 2005 г. начал педагогическую работу в качестве профессора МИСиС.

В.П. Чекалов — руководитель более 40 внедренных научно-исследовательских работ по технологии производства динамных электротехнических сталей, четырех книг и более 160 брошюр, статей, более 50 изобретений и патентов РФ, многие из которых внедрены в промышленность.

В настоящее время Виталий Петрович — председатель Совета ветеранов ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", член редакционной коллегии журнала "Проблемы черной металлургии и материаловедения", член ГЭК НИТУ "МИСиС" и МГХПА им. С.Г. Строганова.

В.П. Чекалов являлся организатором и учредителем Союза кузнецов СССР (1989 г.), учредителем Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина (1997 г.). С 2009 г. по настоящее время он является президентом Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина.

За большой практический вклад в производство, научные успехи и педагогическую работу Виталий Петрович награжден почетным знаком Министерства черной металлургии СССР и памятным серебряным знаком МИСиС, медалями "Ветеран труда", "В память 850-летия Москвы". В.П. Чекалов — трижды лауреат Всероссийского выставочного центра за цикл работ в области технологии производства холоднокатаных динамных электротехнических сталей.

Научная, педагогическая и общественная деятельность Виталия Петровича в области металлургии, технологии обработки металлов давлением и кузнечного прикладного искусства в качестве президента Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина широко известна в нашей стране и во многих зарубежных странах.

За большой вклад в развитие Российской кузнечной академии имени А.И. Зимина награжден орденом "Золотая подкова".

**Коллектив редакции и редакционный совет нашего журнала поздравляют  
Виталия Петровича с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, благополучия и дальнейшей  
плодотворной деятельности!**