

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Кидалов Н.А., Григорьева Н.В., Адамова А.С., Затымин Д.А. Исследование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности хромитового наполнителя при различных способах отверждения 483
- Филяков А.Е., Полосков С.И., Ерофеев В.А., Шолохов М.А. Виртуальное исследование условий возникновения неметаллических включений при многопроходной сварке плавящимся электродом трубопроводов 488

Кузнечно-штамповочное производство

- Дмитриев А.М., Коробова Н.В. Повышение целесообразности холодной объемной штамповки деталей из железных порошков в сопоставлении с деталями из малоуглеродистых сталей 494
- Галкин В.И., Головкин П.А., Фесенко С.А. Совершенствование процесса горячей объемной штамповки П-образных поковок из сплавов ВТ14 и ВТ23 502

Прокатно-волочильное производство

- Лехов О.С., Билалов Д.Х. Напряжения в системе бойки—полоса при получении листов из меди на установке непрерывного литья и деформации 508

Материаловедение и новые материалы

- Смирнов С.В., Овчинников В.В. Структура листовых заготовок из титанового сплава ВТ6С после локального деформирования при импульсном нагреве электрическим током 512
- Редькина Н.В., Бугров Ю.В. Влияние различных режимов термоциклической обработки на механические свойства элинварного сплава 44НХТЮ 520

Информация

- Заготовка трубная по ГОСТ 34636—2020 (марки стали, химический состав и сортамент) 524

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.
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.
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

- Kidalov N.A., Grigor'eva N.V., Adamova A.S., Zatyamin D.A. Study of hydrous sodium silicate film structure on surface of chromite filler at various curing methods 483
- Filyakov A.E., Poloskov S.I., Erofeev V.A., Sholokhov M.A. Virtual study of conditions for occurrence of non-metallic inclusions under consumable-electrode multiple-pass welding of pipe-lines 488

Forging and Stamping Production

- Dmitriev A.M., Korobova N.V. Increasing in expediency of cold forging of parts made of iron powders in comparison with parts made of low-carbon steels 494
- Galkin V.I., Golovkin P.A., Fesenko S.A. Improvement of hot forging process of П-shaped forgings from VT14 and VT23 alloys 502

Rolling and Drawing Production

- Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Stresses in anvil—strip system during production of copper sheets in continuous casting and deformation installation 508

Physical Metallurgy and New Materials

- Smirnov S.V., Ovchinnikov V.V. Structure of sheet blanks from VT6S titanium alloy after local deformation during pulse heating by electric current 512
- Red'kina N.V., Bugrov Yu.V. Effect of different types of thermal cycling treatment on mechanical properties of 44NKhTYu elinvar alloy 520

Information

- Tube billet according to GOST 34636—2020 (steel grades, chemical composition and range) 524

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 621.742.4

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-11-483-487

Н.А. Кидалов, Н.В. Григорьева, А.С. Адамова, Д.А. Затымин
(Волгоградский государственный технический университет)

Исследование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности хромитового наполнителя при различных способах отверждения*

Представлены результаты исследования пленок водного силиката натрия (жидкостекольные пленки) на поверхности огнеупорного хромитового наполнителя при различных способах отверждения: конвективная сушка, продувка углекислым газом (CO₂-процесс), добавление жидкого отвердителя. Показано влияние структуры жидкостекольной пленки на прочностные характеристики образцов. Выявлено влияние способа отверждения на формирование жидкостекольной пленки на огнеупорном наполнителе.

Ключевые слова: жидкое стекло; хромитовый песок; конвективная сушка; CO₂-процесс; органический эфир; жидкостекольная пленка.

The results of hydrous sodium silicate films (liquid glass films) on the surface of refractory chromite filler with various curing methods: convective drying, blowing carbon dioxide (CO₂-process), the addition of liquid hardener are presented. The effect of the liquid glass film structure on the strength characteristics of the samples is shown. The effect of the curing method on the formation of liquid glass film on refractory filler is revealed.

Keywords: water glass; chromite sand; convective drying; CO₂-process; organic ether; liquid glass film.

В литейном производстве жидкостекольные смеси имеют широкое распространение при единичном и серийном изготовлении форм и стержней [1, 2].

Жидкое стекло является основой для придания прочности смеси, образуя при затвердевании пленку и мосты (манжеты) между зёрнами песка, обладает высокой прочностью и адгезией к огнеупорному наполнителю (кварцевый или другие) [3, 4]. Процесс отверждения может осуществляться на воздухе при нагреве или продувкой теплого воздуха, либо с использованием специальных химических добавок — отвердителей жидкого стекла.

Применение различных способов отверждения приводит к сокращению энергетических,

трудовых и экономических затрат. Также существенная экономия достигается тем, что связующий материал — жидкое стекло — имеет низкую стоимость, к тому же данный материал не токсичен и не дефицитен [5].

В качестве наполнителя использовали хромитовый песок, который широко применяют при изготовлении стальных отливок с использованием стержневых и облицовочных смесей, а также обеспечивает более дешёвую альтернативу специальным наполнителям, таким как циркон, при этом уменьшая или устраняя дефекты литья, связанные с кварцевым песком.

При относительно высокой температуре плавления хромитовый песок имеет относительно низкую (1100 °С) температуру спекания, а смеси на его основе обладают высокой прочностью. Зона конденсации влаги в сырой форме на основе хромита образуется на значительно

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90111.

большей глубине, чем в смесях на кварцевом песке за счет более высокой теплопроводности. Хромитовый песок инертен к оксидам железа, при температурах плавления железоуглеродистых сплавов и выше в атмосфере любого газа плохо смачивается жидким металлом. Именно эти факторы предотвращают образование химического и механического пригара, ужимин, улучшают условия кристаллизации металла при изготовлении крупных стальных отливок. Также из-за высокой теплопроводности и теплоаккумулирующей способности хромитового песка возможно направленное затвердевание отливки [6].

Цель работы — исследование структуры пленки водного силиката натрия на поверхности хромитового наполнителя при различных способах отверждения и влияние ее на прочностные характеристики жидкостекольных смесей.

Для проведения экспериментов были приготовлены цилиндрические образцы из жидкостекольной смеси. Составы жидкостекольных

смесей и способы их отверждения приведены в табл. 1.

В качестве жидкого отвердителя использован бутилацетат — органическое вещество класса сложных эфиров.

С помощью двухлучевого электронного сканирующего микроскопа "Versa 3D" после отверждения образцов исследовали структуру и элементный анализ (рис. 1) пленок жидкого стекла на огнеупорном наполнителе.

На рис. 2, а представлены структуры жидкостекольной пленки на зернах огнеупорного хромитового наполнителя после конвективной сушки.

Пленка жидкого стекла на хромитовом песке имеет глобулярную (вздутую) структуру за счет процесса испарения воды, входящей в состав жидкого стекла, при этом надрывов пленки небольшое количество, поверхность сплошная в сравнении с подобными образцами на кварцевом песке [8]. Это происходит благодаря высокому коэффициенту теплоаккумуляции хромита ($2380 \text{ Вт} \cdot \text{с}^{1/2}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$) в сравнении

1. Составы смесей и способы их отверждения

| Шифр смеси | Состав смесей, % | | | Способ отверждения |
|------------|----------------------------|---------------|--------------------|--|
| | Песок хромитовый AFS 45-55 | Жидкое стекло | Эфир (бутилацетат) | |
| 1 | 94 | 6 | — | Конвективная сушка в сушильном шкафу при температуре 150...180 °С в течение 20 мин |
| 2 | | | | Продувка углекислым газом (CO ₂ -процесс) в течение 5 мин в закрытом коробе |
| 3 | | | 1 (сверх 100 %) | Добавление в смесь органического эфира |

| Element | Weight % | Atomic % | Net Int. | Element | Weight % | Atomic % | Net Int. | Element | Weight % | Atomic % | Net Int. |
|---------|----------|----------|----------|---------|----------|----------|----------|---------|----------|----------|----------|
| OK | 45,32 | 58,48 | 1244,81 | CK | 12,57 | 21,78 | 17,75 | OK | 30,13 | 52,96 | 1291,82 |
| NaK | 19,23 | 17,27 | 493,98 | OK | 21,91 | 28,5 | 159,48 | FeL | 7,2 | 3,63 | 50,64 |
| MgK | 1,3 | 1,1 | 40,49 | NaK | 23,2 | 21 | 381,64 | MgK | 6,16 | 7,13 | 252,01 |
| AlK | 1,78 | 1,38 | 55,75 | SiK | 34,78 | 25,77 | 1046,14 | AlK | 10,11 | 10,54 | 415,09 |
| SiK | 26,42 | 19,42 | 806,63 | CrK | 4,88 | 1,95 | 62,17 | SiK | 1,39 | 1,39 | 55,82 |
| CrK | 5,96 | 2,37 | 19,99 | FeK | 2,65 | 0,99 | 24,94 | CrK | 45,01 | 24,35 | 223,04 |

а)

б)

в)

Рис. 1. Результаты исследования распределения химических элементов на поверхности пленки водного силиката натрия:

а — после конвективной сушки; б — после продувки углекислым газом; в — после добавления жидкого отвердителя

с $1628 \text{ Вт} \cdot \text{с}^{1/2} / (\text{м}^2 \cdot \text{К})$ для кварцевого песка), зона конденсации влаги в сырой форме на его основе образуется на значительно большей глубине, чем в смесях на кварцевом песке.

Приведенные на рис. 2, б структуры жидкостекольной пленки на образце после продувки углекислым газом имеют трещины в местах соприкосновения зерен наполнителя (манжетах). Образование трещин объясняется процессом усадки в момент образования гелекремниевой кислоты в процессе отверждения.

Как видно из рис. 2, б, на пленке наблюдаются кристаллы, образованные при протекании процесса карбонизации, что подтверждается наличием углерода в ходе проведения элементного анализа (см. рис. 1, б), провоцируя надрывы пленки и ее отслоение от огнеупорного наполнителя.

Структуры жидкостекольной пленки на зернах хромитового песка после отверждения жидким эфиром показаны на рис. 2, в. Жидкостекольная пленка (см. рис. 1, в) имеет моно-

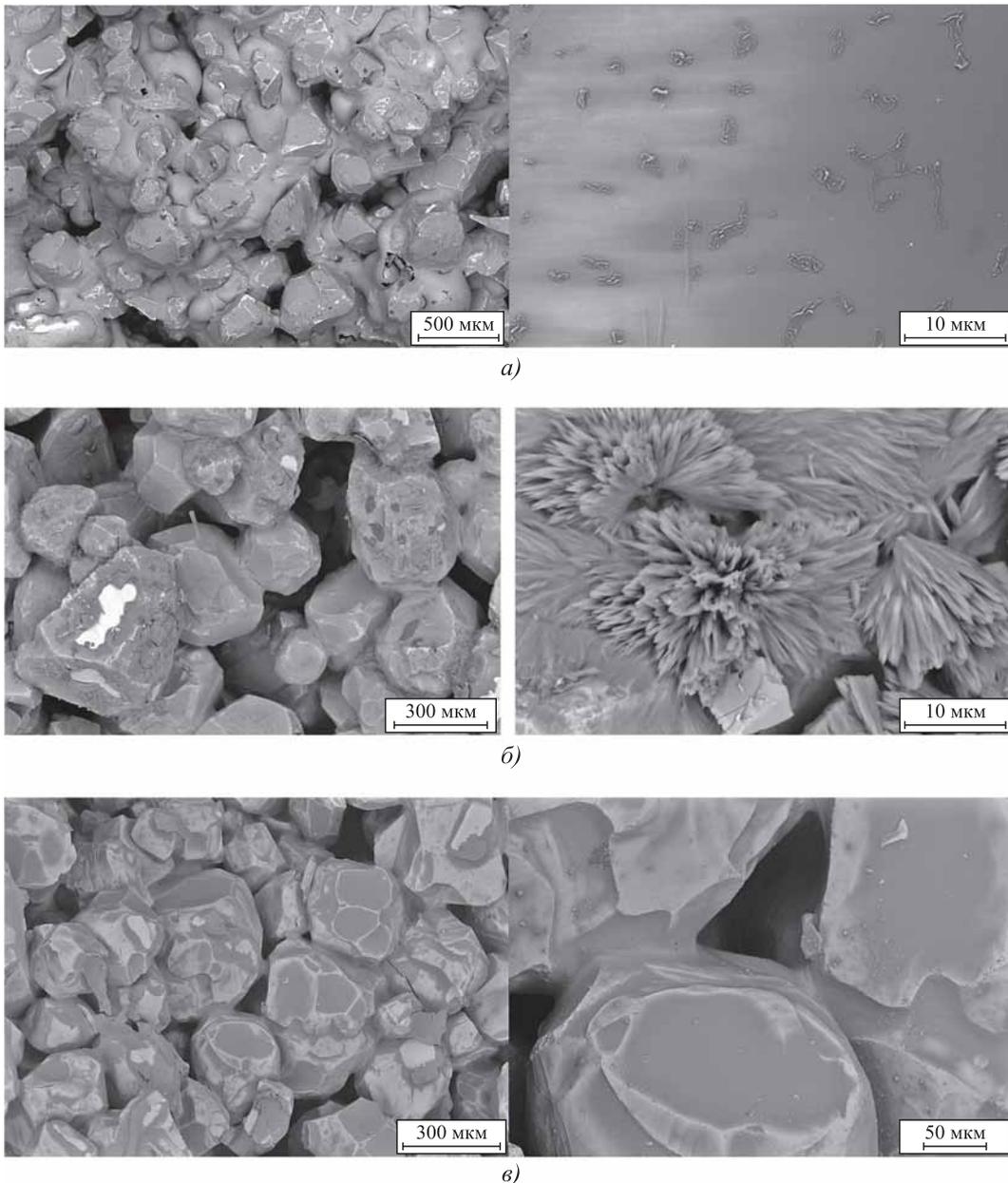


Рис. 2. Структуры жидкостекольной пленки на зернах огнеупорного хромитового наполнителя: а — после конвективной сушки; б — после продувки углекислым газом; в — после добавления жидкого отвердителя

2. Свойства хромитовой жидкостекольной смеси с добавлением жидкого отвердителя при различном времени выдержки

| Время выдержки на воздухе, ч | Предел прочности при сжатии, 10^5 Па | Осыпаемость, % |
|------------------------------|--|----------------|
| 0,5 | 0,99 | 0,4 |
| 1 | 1,5 | 0,5 |
| 2 | 1,85 | 0,7 |
| 4 | 4,4 | 0,1 |
| 24 | 25 | 0,07 |

литную структуру без явных повреждений, трещины практически отсутствуют в сравнении с рассмотренными выше образцами, из чего можно сделать вывод, что образцы, отверждаемые эфирами, покажут высокие прочностные показатели.

После отверждения первыми двумя способами образцы подвергали испытанию на прочностные характеристики (предел прочности при сжатии, осыпаемость). При добавлении в смесь жидкого отвердителя образцы вначале были выдержаны на воздухе от 0,5 до 24 ч. В табл. 2 приведены свойства образцов с добавлением жидкого отвердителя при различном времени выдержки.

Для сравнительного анализа прочностных характеристик в качестве контрольных показателей для смесей, отвержденных эфиром, были выбраны значения предела прочности при сжатии и осыпаемости образца, выдержанного на

воздухе в течение 24 ч (как лучший показатель). Значения предела прочности при сжатии и осыпаемости жидкостекольных смесей при различных способах отверждения представлены на рис. 3.

Исследования показали, что физико-механические свойства образцов удовлетворяют техническим требованиям, предъявляемым к формовочным и стержневым смесям.

Как видно из рис. 3, образцы, отвержденные конвективной сушкой, обладают максимальным пределом прочности при сжатии и минимальной осыпаемостью среди испытываемых образцов, что объясняется изменением структуры жидкостекольной пленки на поверхности огнеупорного наполнителя. Пленка имеет глобулярную структуру (см. рис. 2, а) за счет выкипания воды, входящей в состав жидкого стекла, при конвективной сушке, при этом надрывов не наблюдается, структура сплошная.

Образцы, отвержденные конвективной сушкой и продувкой углекислым газом, имеют дефекты структуры, на пленке видны трещины в результате усадки силикатного связующего и протекающего процесса карбонизации, сопровождающегося ростом кристаллов. Протекание данных процессов приводит к возникновению напряжений и надрезов пленки. При этом зерна песка оказываются не настолько прочно связаны между собой, что при механическом воздействии легко отделяются друг от друга. Предел прочности при сжатии при данном способе отверждения минимальный, а осыпаемость максимальная в сравнении с испытываемыми образцами.

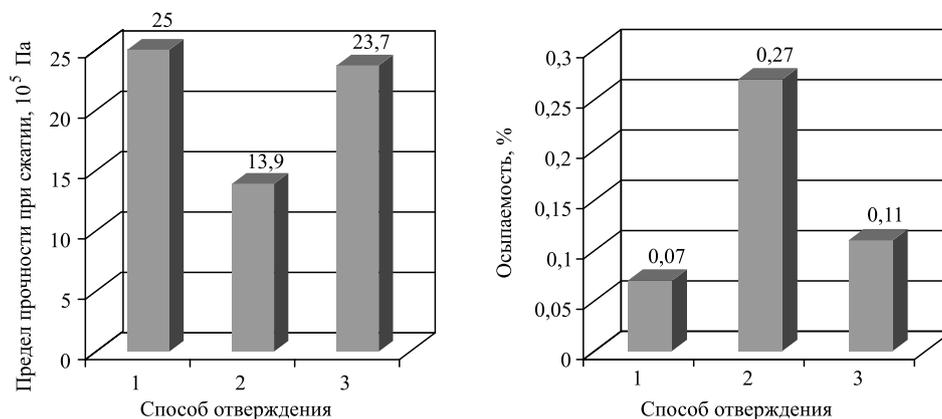


Рис. 3. Предел прочности при сжатии и осыпаемость жидкостекольных смесей при различных способах отверждения:

1 — после конвективной сушки; 2 — после продувки углекислым газом; 3 — при отверждении эфиром

На образцах, в состав которых вводили сложный эфир, структура гладкая и не имеет явных дефектов, при этом предел прочности при сжатии достаточно высокий, а осыпаемость низкая среди испытываемых образцов.

Изучение поведения пленки силикатного связующего на поверхности огнеупорного наполнителя при различных способах отверждения позволит в дальнейшем прогнозировать процесс структурообразования жидкостекольных смесей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жуковский С.С., Кваша Ф.С. Изготовление стержней из жидкостекольных смесей в массовом производстве отливок // Литейщик России. 2012. № 7. С. 41—44.
2. Жуковский С.С., Болдин А.Н. Технология литейного производства: формовочные и стержневые смеси. Брянск: БГТУ, 2002. 470 с.
3. Кукуй Д.М., Андрианов Н.В. Теория и технология литейного производства. Формовочные материалы и смеси: учеб. пособие. Мн.: БНТУ, 2005. 390 с.

4. Корнеев В.И., Данилов В.В. Жидкое и растворимое стекло. Санкт-Петербург: Стройиздат, 1996. 216 с.

5. Повышение эффективности использования жидкостекольных смесей. Ч. 4. Комбинированное упрочнение / А.Н. Крутилин, Ю.Ю. Гуминский, О.А. Русевич, Л.В. Кульбицкая // Литье и металлургия. 2018. № 4 (93). С. 38—44.

6. Болдин А.Н. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: справочник. М.: Машиностроение, 2006. 507 с.

7. Влияние способов отверждения жидкостекольной смеси на прочностные характеристики и структуру литейной формы / Н.А. Кидалов, Н.В. Григорьева, А.С. Адамова, Д.А. Зятямин // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. 2019. № 10 (233). С. 78—81.

*Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук,
nich@vstu.ru;*

*Наталья Владимировна Григорьева;
Анна Сергеевна Адамова, канд. техн. наук;
Денис Андреевич Зятямин*



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**

А.Е. Филяков, С.И. Полосков
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
В.А. Ерофеев (Тульский государственный университет),
М.А. Шолохов (Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Виртуальное исследование условий возникновения неметаллических включений при многопроходной сварке плавящимся электродом трубопроводов

Проанализированы причины возникновения неметаллических включений в виде шлаков, оксидов и сульфидов сложного состава при многопроходной дуговой сварке. Предположено, что межслойные несплавления и шлаковые включения формируются на поверхности валиков предшествующих проходов при наличии на ней остатков шлака в кратерах, возникающих при кратковременных прерываниях горения дуги, либо несплавлений на кромках разделки. Виртуальное исследование выполнено с помощью физико-математической модели, особенностями которой является фиксация уровня расплава на фронте кристаллизации сварочной ванны и введение в нее описания неметаллических включений, заполняющих полости в поверхностном кратере, либо несплавления у боковой стенки разделки. Приведены результаты численного моделирования процесса переплавки остатков шлака на разных режимах сварки и при различных размерах шлакового включения. Показано, что при значительной глубине кратеров или несплавлений, соизмеримых с толщиной наплавляемого слоя, создать условия для их всплытия на поверхность сварочной ванны затруднительно даже при предельно допустимом токе дуги.

Ключевые слова: многопроходная сварка; плавящийся электрод; модель сварочной ванны; шлаковые включения; несплавления; численное моделирование.

The causal factors for the occurrence of non-metallic inclusions in the form of slags, complex oxides and sulfides under multi-pass arc welding analyzed. It is assumed that lack of fusion in interlayers and slag inclusions are formed on the surface of the beads of previous passes if slag residues in craters exist arising from short interruptions of arc burning, or lack of fusion at bevelled edges. The virtual study is carried out using physical and mathematical model, the features of which are fixing the level of the melt at the solidified front of the weldpool and introducing into it description of non-metallic inclusions filling cavities in the surface crater or lack of fusion at the side face of the groove. The results of numerical simulation of the remelting process of slag residues in different welding modes and with different sizes of slag inclusion are presented. It is shown that, with significant depth of craters or lack of fusion, comparable with the thickness of the deposited layer, it is difficult to create conditions for their rise to the surface of the weldpool even at the maximum permissible arc current.

Keywords: multi-pass welding; consumable electrode; weldpool model; slag inclusions; lack of fusion; numerical simulation.

Введение. Сварные соединения относятся к наиболее ответственным элементам магистральных трубопроводов, своевременно выявленные дефекты на которых могут привести к негативным последствиям даже через десятилетия их безопасной эксплуатации [1]. Поэтому только минимизация дефектов и их своевременное выявление гарантируют надежность трубопроводных систем с обеспечением их эксплуатационных параметров и качественных характеристик к расчетным теоретическим значениям. Для этого при выполнении сварочных работ на стадии строительства нефтегазо-

проводов широко используют процедуры мониторинга, позволяющие сравнивать данные о процессе сварки с требованиями НТД и фиксировать возможные отклонения [2, 3].

При проведении исследований применяют разнообразные сенсорные системы, обеспечивающие оптическое и ультразвуковое зондирование, инфракрасную подсветку каплепереноса, лазерное профилометрирование разделки, фиксацию акустических сигналов, термического и радиографического зондирования [4, 5]. Однако непосредственно при мониторинге процессов сварки в полевых (производственных)

условиях, как правило, ограничиваются фиксацией тока и напряжения, реже — скорости сварки и расхода защитного газа.

Фиксация параметров процесса сварки и их возможных отклонений, как факторов, определяющих качество соединений, позволяет не просто фиксировать возможные отклонения параметров, но и прогнозировать качество сварных соединений [6]. Такой подход способствует переходу от реактивного реагирования на возможные дефекты сварных соединений к проактивному управлению и прогнозированию качества сварочных работ.

В работе [7] проанализирован весь спектр сварочных дефектов и приведены статистические данные об их распространенности при строительстве магистральных трубопроводов. Наглядно показано, что даже при реализации автоматических способов сварки, общий объем которых при строительстве магистральных трубопроводов к настоящему времени приближается к 90 %, могут встречаться характерные полостные дефекты, проявляющиеся как источники зарождения усталостных трещин. Устранение подобных дефектов всегда связано с определенными трудностями [8]. В большинстве случаев подобные полостные дефекты формирования швов заполнены шлаком, другими неметаллическими включениями, не имеющими когерентной связи с металлом шва.

Известно [9], что неметаллические включения поступают в сварочную ванну извне либо образуются в ней как результат физико-химических процессов. Извне неметаллические включения поступают в сварочную ванну вместе с электродным металлом в виде частиц покрытия, флюса или как результат неполного удаления шлаковой корки от предыдущих проходов. Наиболее часто такие включения поступают в сварочную ванну при сварке покрытыми электродами либо порошковой проволокой, однако в небольшом количестве они образуются даже при сварке в газовых смесях.

Образованию большинства включений, возникающих при физико-химических процессах в сварочной ванне, способствует обогащение жидкого металла примесями вследствие ликвационных явлений на границах зерен, а также из-за предельной растворимости компонентов в различных фазах. Зачастую эти процессы могут затрагивать даже ближайшие участки зоны термического влияния [10]. Размеры,

объем и содержание неметаллических включений определяются температурой формирования сварных соединений.

Выполненный в работе [11] рентгенофазовый анализ показал, что при сварке плавящимся электродом металл сварного шва содержит кристаллические фазы FeS (сульфид железа), Fe₂O₃ (оксид железа), SiO₂ (оксид кремния), Al₂O₃ (оксид алюминия), MnO (оксид марганца). Высока вероятность, что они могут входить в состав и более сложных компонентов, таких как сложный оксид FeO + Fe₂O₃, сложные сульфиды марганца, содержащие оксиды (FeO, MnO, SiO) и FeS, железомарганцевые силикаты, поверхность которых обогащена соединением SiO₂ в результате взаимодействия жидкого металла с кремнием; алюмосиликатную шпинель SiO₂ + Al₂O₃.

В процессе сварки эти микрокомпоненты неметаллических включений могут частично оплавляться и растворяться в матрице с последующей коалесценцией и перемещением к границе вновь сформированных зерен, с выделением в виде более крупных дисперсных или пленочных образований [12]. При последующих проходах высока вероятность, что эти полостные дефекты не будут переплавлены и в них не поступит расплавленный металл сварочной ванны из-за противодействия сил поверхностного натяжения. Вследствие коалесценции дисперсные или пленочные образования будут и дальше укрупняться и заполнять полости с меньшим парциальным давлением, чем на границах зерен. Поэтому полостные дефекты вследствие диффузии будут полностью или частично заполнены шлаком из оксидов указанных элементов.

В этой связи можно утверждать, что неметаллические включения в большинстве случаев являются следствием заполнения первичных дефектов формирования швов, таких как внутренние поры и пустоты, а также неровности поверхности, наплывы, кратеры и несплавления. Однако они могут концентрироваться и в матрице на границах зерен. Именно поэтому неметаллические включения выделены в отдельную группу дефектов, возникающих при реализации процессов сварки.

Последствия подобных негативных явлений при сварке приведены на рис. 1, а, б. Характерные кратеры на поверхности предыдущих проходов, возникающие при обрывах и коротких замыканиях дуги, показаны на рис. 1, в.

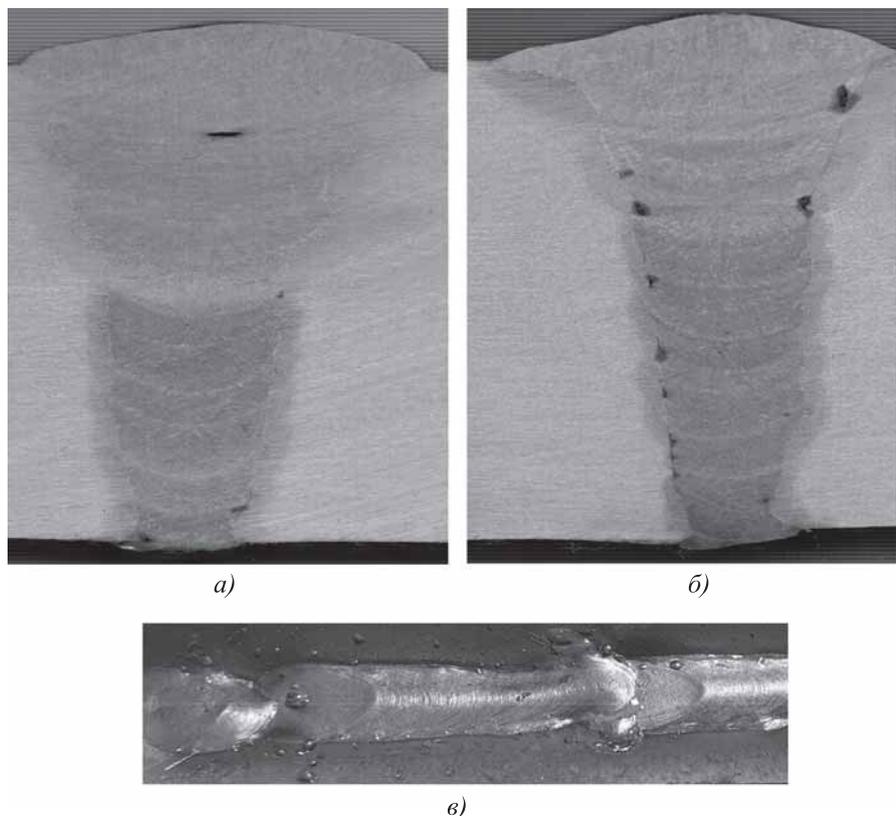


Рис. 1. Характерное расположение шлаковых включений при сварке многопроходного шва:

а — между слоями; *б* — по кромкам и в корне шва; *в* — кратеры на поверхности прохода шлаковых включений

Таким образом, изучение условий возникновения неметаллических включений, заполнения ими полостных дефектов и минимизация последствий являются актуальными задачами.

Цель работы — исследование условий возникновения шлаковых включений и путей их минимизации при многопроходной дуговой сварке плавящимся электродом кольцевых стыков магистральных трубопроводов.

В работах [13, 14] показано, что возмущения в энергетическом контуре дуги приводят к формированию кратеров, которые при сварке многопроходных швов могут приводить к появлению межваликовых несплавлений, а возмущения в тепловом контуре дуги — к несплавлениям по кромкам.

Среди основных причин несплавлений по кромкам следует особо выделить недостаточное оплавление дугой боковых стенок разделки из-за недостаточно близкого подвода к ним дуги, что особенно часто наблюдается с уменьшением угла раскрытия кромок [15], либо при недостаточно большой частоте и размахе поперечных колебаний дуги в разделке [16].

При автоматической сварке канавки и кратеры у кромок могут возникать вследствие неточности ориентации электрода относительно кромки стыка, возникающей из-за кривизны тонких проволок и биений проволоки в мундштуке. При ручной и механизированной сварке, когда поперечные колебания задаются сварщиками, их параметры особенно нестабильны. Причиной возникновения кратера может быть блуждание дуги при изменении формы электрода при отрыве капли и/или формы поверхности сварочной ванны при поглощении ею капель электродного металла. Таким образом, возникновение скрытых дефектов в многопроходном шве определяется числом и длительностью обрывов дуги, а также трудно контролируемыми параметрами колебаний горелки.

Для оценки условий формирования дефектов при наличии кратеров в валиках предыдущих

проходов и несплавлений у боковой стенки разделки выполнено физико-математическое моделирование формирования сварочной ванны и шва при дуговой сварке последующих проходов. Использована компьютерная модель, описанная в работе [17]. Основой модели является система нестационарных уравнений теплопроводности и равновесия поверхности сварочной ванны, граничные условия которых учитывают тепловое и силовое воздействие дуги. Особенность модели — фиксация уровня расплава на фронте кристаллизации сварочной ванны, что позволяет воспроизвести формирование кратеров и выпуклостей на поверхности сварного шва при кратковременных прерываниях горения дуги.

Для воспроизведения формирования шлаковых включений в модель ввели заполнение кратеров слоем шлака с учетом его теплофизических свойств. При моделировании задавали поверхность стыка (рис. 2) с частично заполненной V-образной разделкой кромок стыка С17 (ГОСТ 16037—80) на листах из стали 09Г2С толщиной 24 мм при скорости сварки 6 мм/с и токе дуги 186 А.

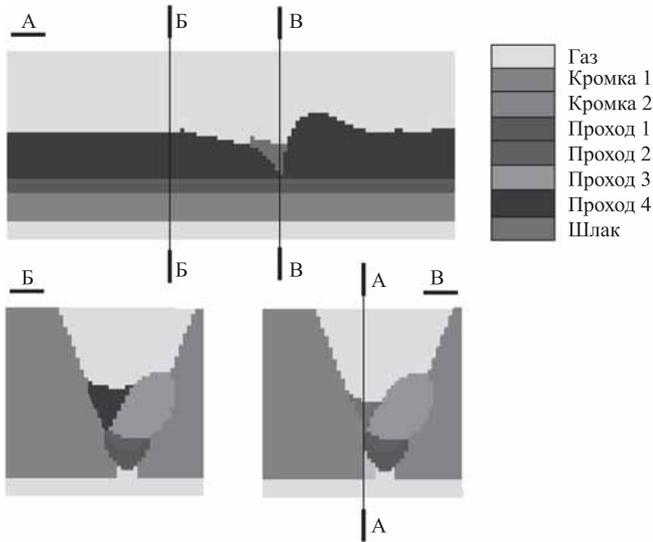


Рис. 2. Форма разделки стыка, полученная при моделировании процесса формирования заполняющего прохода с кратковременным прерыванием дуги

На поверхности стыка воспроизведено формирование кратера и выпуклости поверхности шва при кратковременном (0,2 с) прерывании горения дуги. Изменение формы поверхности частично заполненной разделки кромок и наличие неметаллических включений в виде шлака в полости учитывали при сварке следующего прохода, приняв, что теплофизические свойства среды внутри кратера соответствуют свойствам шлака (рис. 3).

При проведении виртуальных исследований приняли, что температура большинства неме-

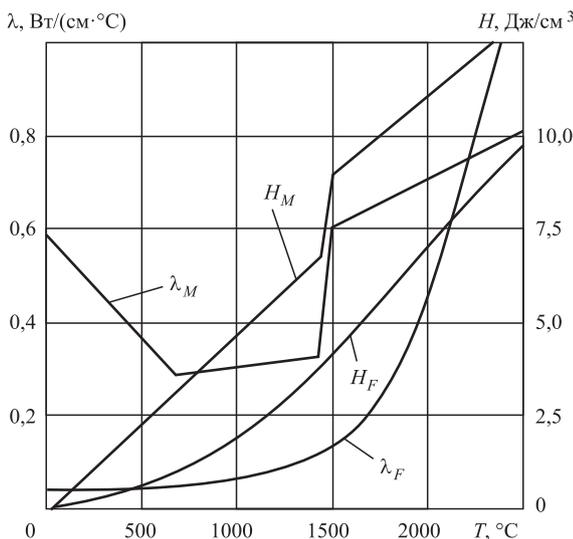


Рис. 3. Зависимость объемной энтальпии низколегированной стали H_M и шлака H_F и их теплопроводностей λ_M , λ_F от температуры T

таллических включений (шлаков), при которой их вязкость снижается до значений, когда он способен течь под действием силы тяжести, составляет 1200...1400 °С, т.е. немного ниже температуры плавления Fe. В ходе сварки шлак в кратере нагревается при соприкосновении с жидким металлом сварочной ванны. Так как при температуре плавления стали вязкость шлака невелика, а плотность существенно меньше плотности металла, то приняли, что шлак, попавший в сварочную ванну, всплывает и удаляется из расплава ванны. Шлак в той части кратера, стенки которого не расплавились, не удаляется и формируется шлаковое включение.

На рис. 4 показаны результаты моделирования формирования сварочной ванны и шлакового включения при сварке 5-го заполняющего прохода в смеси газов (80 % Ar + 20 % CO₂) проволокой Св08Г2С диаметром 1,2 мм, подаваемой со скоростью 100 мм/с. Задавали поперечные колебания горелки с амплитудой ±2 мм и периодом 0,3 с при смещении от плоскости симметрии стыка 2 мм (расположение над наиболее глубокой частью частично заполненной разделкой кромок). Скорость сварки 5 мм/с;

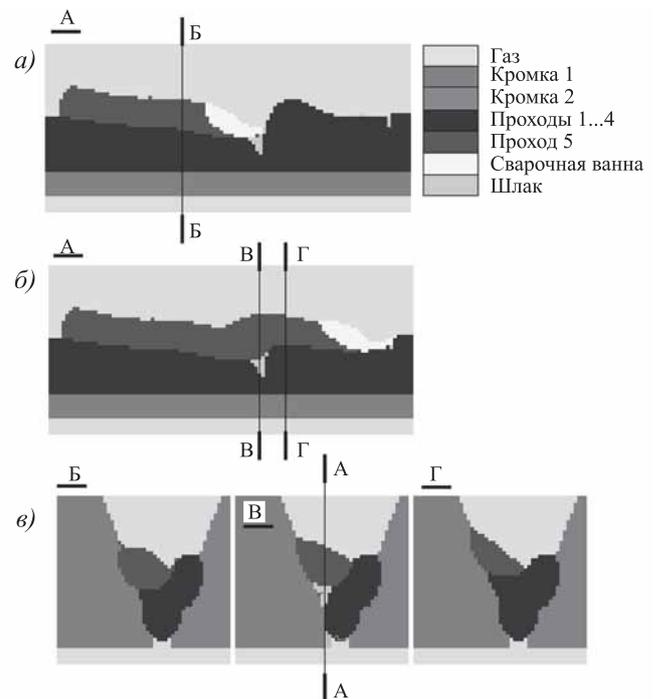


Рис. 4. Формирование сварочной ванны, шва и шлакового включения при наличии полости, заполненной флюсом:

a — продольное сечение в момент нахождения дуги над полостью со шлаком; *б* — после переплава полости; *в* — поперечные сечения шва

ток дуги 178 А; напряжение дуги 29 В; длина дуги 3,3 мм.

Форма сечения металла (см. рис. 4), наплаваемого в проходе с полостью, существенно изменяется из-за влияния формы поверхности металла и наличия шлака. Очевидно, что на размеры неметаллического включения значительно влияют его объем и режим сварки. Влияние этих факторов оценивали по зависимости остаточного объема не всплывшего неметаллического включения (шлака) из полости при изменении параметров режима сварки.

Влияние количества шлака на формирование неметаллических включений изучали, моделируя формирование сварочной ванны и шва при разном начальном объеме неметаллических включений (шлака) в полости (рис. 5, см. обложку).

При незначительном количестве шлака в полости весь его объем сохраняется в неметаллическом включении. При большом заполнении полости большая часть шлака выплавляется и он всплывает на поверхность ванны. Поэтому с увеличением начального объема V_0 шлака в полости объем шлакового включения V_h нелинейно возрастает (рис. 5, з).

Степень удаления шлака из кратера определяется глубиной переплава дугой металла, который зависит от режима сварки, в первую очередь от тока дуги (рис. 6, см. обложку).

Объем остаточного шлака в полости предыдущего прохода уменьшается при снижении скорости сварки (рис. 7, см. обложку), но степень уменьшения заметно меньше, чем при увеличении тока дуги, при постоянных значениях погонной энергии. Это объясняется тем, что при увеличении тока дуги возрастает не только погонная энергия, но и давление дуги на сварочную ванну, что обеспечивает большее проплавление металла и соответствующее удаление шлака.

Можно утверждать, что шлаковые включения формируются при неровных поверхностях предшествующих валиков, заполненных шлаком, если глубина проплавления предшествующего слоя меньше толщины слоя прилипшего шлака. Кратеры и выпуклости, возникающие при случайных прерываниях дуги, являются зонами, в которых локальная толщина слоя шлака наиболее велика и из которых шлак при зачистке поверхности металла перед сваркой последующего прохода трудно удаляется.

Из этого следует, что при оценке вероятности возникновения межслойных несплавлений, заполненных неметаллическими включениями, достаточно учитывать только прерывания горения дуги, длительность которых вызывает формирование кратеров глубиной, превышающей высоту переплава металла при выполнении наплавочного прохода, который частично переплавляет слой металла с такими кратерами. При оценке вероятности возникновения несплавлений у кромок разделки, заполненных неметаллическими включениями, помимо глубины несплавлений следует учитывать и ширину образовавшихся полостей для гарантированного переплава таких полостей и создания условий для всплытия шлака при последующем проходе.

Таким образом, при прогнозировании качества сварных соединений трубопроводов по результатам мониторинга необходимо учитывать параметры технологии выполнения не только текущего, но и последующих проходов.

Выводы

1. Возникновение неметаллических включений (шлаковых включений) при дуговой многопроходной сварке обусловлено наличием поверхностных кратеров на поверхности шва и несплавлений у боковой поверхности разделки, глубина и ширина которых превышает глубину проплавления металла при сварке последующего прохода.

2. Численное моделирование формирования сварочной ванны при переплавке кратеров со шлаком показало, что шлаковые включения формируются при неровных поверхностях предшествующих валиков, заполненных шлаком, если глубина проплавления предшествующего слоя меньше толщины слоя прилипшего шлака.

3. При мониторинге тока и напряжения дуги достаточно учитывать только прерывания ее горения, длительность которых вызывает формирование кратеров и выпуклостей валиков глубиной и высотой, превышающих глубину переплава металла при выполнении наплавочного прохода, который частично переплавляет слой металла с кратерами и выпуклостями.

4. При определении параметров мониторинга необходимо учитывать параметры технологии выполнения не только текущего, но и последующих проходов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Система обеспечения надежности сварных соединений магистральных газопроводов на основе инновационных научно-методических и технологических решений / С.В. Алимов, Е.М. Вышемирский, С.В. Нефедов С.В. и др. // Территория Нефтегаз. 2016. № 10. С. 82—86.
2. Колесников О.И., Юшин А.А., Гончаров Н.Г. Анализ применения автоматизированных систем контроля выполнения сварочных работ на объектах трубопроводного транспорта // Наука и технологии трубопроводного транспорта нефти и нефтепродуктов. 2018. Т. 8. № 6. С. 686—691.
3. Филяков А.Е. Современные методы прогнозирования качества при сварке магистральных трубопроводов // Сб. статей XI Междунар. науч. конф. "Передовые инновационные разработки. Перспективы и опыт использования, проблемы внедрения в производство". Казань: Конверт, 2019. Т. 2. С. 64—66.
4. Zhang Y.M. Real-time weld process monitoring. Cambridge: Woodhead Publishing, 2008. 312 p.
5. Alfaro S.C.A. Sensors for quality control in welding // Soldagem & Inspeção. 2012. Vol. 17. No. 3. P. 192—200.
6. Филяков А.Е., Шолохов М.А. Пути решения проблем оперативного прогнозирования качества сварных соединений магистральных трубопроводов // Вестник ДГТУ. 2020. Т. 20. № 1. С. 42—50.
7. Филяков А.Е. Технологические аспекты возникновения дефектов при сварке магистральных трубопроводов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 8. С. 343—348.
8. Проблемы безопасности ремонтных сварочных работ на нефтепроводах без остановки перекачки продукта / С.С. Полосков, С.И. Смирнов, И.Э. Оськин, О.И. Колесников // Технологии гражданской безопасности. 2013. Т. 10. № 1 (35). С. 92—96.
9. Деев Г.Ф., Пацкевич И.Р. Дефекты сварных швов. Киев: Наукова думка, 1984. 208 с.
10. Кривоносова Е.А., Лодягина Т.В. Влияние термического цикла сварки на трансформацию неметаллических включений в зоне термического влияния при сварке стали 16Г2АФ // Известия Самарского научного центра РАН. 2013. Т. 15. № 6—2. С. 391—394.
11. Федосеева Е.М., Игнатов М.Н., Летагин И.Ю. Влияние повторного термического цикла сварки на образование неметаллических включений в многослойных сварных швах трубных сталей // Сварка и диагностика. 2011. № 2. С. 18—21.
12. Головкин В.В., Походня И.К. Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей // Автоматическая сварка. 2013. № 6. С. 3—11.
13. Nguyen T.C., Weckman D.C., Johnson D.A. The discontinuous weld bead defect in high-speed gas metal arc welds // Welding Journal. 2007. Vol. 86. No. 11. P. 360—372.
14. Оценка качества формообразования стыкового шва труб по энергетическим характеристикам дуги и параметрам ванны / Э.А. Гладков, Г.Г. Чернышов, К.А. Садыров и др. // Сварочное производство. 1988. № 6. С. 12—13.
15. Чернышов Г.Г., Панков В.В., Маркушевич И.С. Влияние параметров режима на формирование пристеночного валика при сварке в глубоководную разделку // Сварочное производство. 1984. № 12. С. 14—16.
16. Бузорова Д.С., Шолохов М.А. Влияние технологических параметров на формирование пристеночного валика при многопроходной сварке в защитных газах // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2013. № 9. С. 81—86.
17. Физико-математическая модель влияния отклонений энергетических параметров дуги на образование дефектов при сварке трубопроводов / А.Е. Филяков, С.И. Полосков, В.А. Ерофеев, М.А. Шолохов // Сварка и диагностика. 2020. № 2. С. 16—22.

Алексей Евгеньевич Филяков,
filyakov.92@mail.ru;

Сергей Иосифович Полосков, д-р техн. наук;
Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук;
Михаил Александрович Шолохов, д-р техн. наук



УДК 621.777.24

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-11-494-501

А.М. Дмитриев, Н.В. Коробова

(Московский государственный технологический университет "Станкин")

Повышение целесообразности холодной объемной штамповки деталей из железных порошков в сопоставлении с деталями из малоуглеродистых сталей

Сопоставлено качество деталей типа глубоких цилиндрических стаканов, изготовленных холодной объемной штамповкой из малоуглеродистой стали и спеченных заготовок из железного порошка. Описаны технологические процессы производства порошковых деталей на железной основе и пресовое оборудование, применяемые в машиностроении и в порошковой металлургии. Рассмотрена холодная объемная штамповка порошковых заготовок и заготовок из малоуглеродистых сталей, производимых на прессе, специализированном для выдавливания с созданием активно направленных напряжений контактного трения между деформируемой заготовкой и матрицей. Показано, что холодное выдавливание деталей типа стаканов с активно направленными напряжениями контактного трения позволяет изготовить детали из порошка на железной основе, имеющие плотность, равную 98...99 % от теоретической плотности железа. Однако детали, изготовленные из малоуглеродистой стали, имеют предел прочности, превышающий это значение у порошковых деталей. Порошковые стаканы не имеют анизотропии свойств, характерной для стаканов из малоуглеродистых сталей.

Ключевые слова: стаканы глубокие цилиндрические; стаканы стальные; стаканы из железных порошков; выдавливание холодное; силы контактного трения активно направленные; прочность; анизотропия свойств.

The quality of parts such as deep cylindrical cups made by cold forging from low-carbon steel and sintered billets from iron powder is compared. Technological processes from production of iron-based powder parts and press equipment used in mechanical engineering and in powder metallurgy are described. Cold forging of powder billets and billets from low-carbon steels is carried out on press specialized for extrusion with the creation of actively directed contact friction stresses between the deformable billet and the die. It is shown that cold extrusion of cup-type parts with actively directed contact friction stresses makes it possible to manufacture parts from iron-based powder with density equal to 98...99 % of the theoretical iron density. However parts from low-carbon steel have strength limit greater than that of powder parts. Powder cups do not have the anisotropy of properties typical for cups from low-carbon steels.

Keywords: deep cylindrical cups; steel cups; cups made of iron powders; cold extrusion; actively directed contact friction forces; strength; anisotropy of properties.

Введение. Сопоставление качества деталей из различных материалов проведено для холодной объемной штамповки (ХОШ) осесимметричных деталей с полостями большой глубины, расположенными вдоль оси деталей. В качестве примера на рис. 1 показаны изготовленные авторами статьи с использованием ХОШ детали из железного порошка.

Порошковые материалы всегда дороже литых (компактных) материалов с аналогичным

химическим составом. В машиностроении их используют потому, что порошковые изделия хорошо работают в узлах трения. Также из порошков можно сделать такие композиции, которые невозможно получить в виде расплава и литого компактного материала. Порошковые изделия могут иметь специальные служебные свойства.

В данной статье рассмотрены детали, изготовленные ХОШ, которая имеет преимуще-



Рис. 1. Стаканы, изготовленные ХОШ из порошковых заготовок

ства в сравнении с другими технологическими процессами: ХОШ изготавливают детали, нуждающиеся только в доводочных операциях, не связанных со значительным удалением металла в отход; изготовленные детали имеют высокий квалитет (малую шероховатость) их поверхности.

Изготовленные ХОШ детали имеют комплекс механических характеристик, отличающийся от соответствующего комплекса в исходных заготовках из прокатанного или литого материала. При ХОШ изменение комплекса механических характеристик деталей имеет природу, связанную с физикой металлов. Изменение характеристик происходит из-за упрочнения материала, являющегося следствием холодной пластической деформации зерен, сопровождающейся увеличением количества несовершенств их кристаллической структуры и затруднением внутризеренного смещения атомов по плоскостям скольжения.

В то же время, как было отмечено в работе [1], изготовленные ХОШ детали обладают существенной анизотропией свойств. Изготовление из металлопроката деталей исследуемой формы характеризуется продолжительным течением металла заготовки в формируемую стенку детали. Поэтому анизотропия механических свойств изделия выражена в большей степени по сравнению с ХОШ плоских деталей.

Для уменьшения анизотропии свойств заготовок, изготавливаемых ХОШ из металлопроката, перспективна штамповка деталей из металлических порошков. После штамповки порош-

ковые заготовки подвергают спеканию в печах с защищающей от окисления газовой средой. Химическую однородность отдельных частиц порошка, их размеры и кристаллическое строение обеспечить значительно проще, чем при изготовлении деталей из металлопроката.

При производстве деталей из порошков на железной основе дополнительное, к указанным выше, преимущество ХОШ в сравнении с горячей штамповкой состоит в следующем. При ХОШ отсутствует окисление не только поверхности изготовленной порошковой детали, но и поверхностей отдельных зерен. При горячей штамповке порошковых заготовок окисление поверхностей зерен препятствует протеканию между зернами при последующем спекании диффузионных процессов и получению высококачественного изделия (не рассматривается малопродуктивная и дорогостоящая горячая штамповка заготовок в газостатах, выполняемая в среде инертных газов, защищающих заготовки от окисления).

К основным материалам, используемым при производстве порошковых деталей, относятся железные порошки, к вспомогательным — смазывающие вещества, которые должны обеспечить хорошую уплотняемость порошковой смеси. В качестве смазочного материала чаще всего применяют порошок стеарата цинка в количестве 0,5...1 % мас. Приготавливаемую в специальных смесителях, а при крупносерийном производстве после смесителей еще и в усреднителях, смесь железного порошка с порошком стеарата цинка называют шихтой.

Рассматриваемая форма деталей при изготовлении их из порошка предъявляет особые требования к прессам. Причина этого пояснена рис. 2.

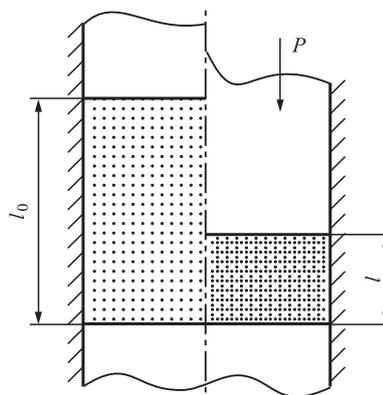


Рис. 2. Схема уплотнения засыпанного порошка в закрытой матрице

При формировании образцов цилиндрической формы из порошков на железной основе порошок засыпают в матрицу и осуществляют одностороннее или двухстороннее его уплотнение пуансонами диаметром, равным диаметру матрицы. Исходя из соотношений насыпной плотности порошка и плотности формованного образца, получают высоту образца l примерно в 2,5 раза меньше высоты l_0 , с которой засыпанный порошок размещается в матрице (см. рис. 2). Поэтому прессы для формования порошковых изделий должны иметь большие ходы исполнительных органов (ползунов) и большие расстояния между рабочим столом и ползуном (большие закрытые высоты).

Выпускаемые порошковые пресс-автоматы имеют небольшие ходы деформирующих порошок инструментов и высоты засыпных камер в матрицах [2—4]. Автоматами они названы потому, что снабжены бункерными и подающими устройствами для засыпки порошка в штампы.

Пример пресс-формы для формования заготовки стакана к пресс-автомату приведен на рис. 3. Приведенная на рис. 3 пресс-форма сконструирована на основе концепции о том, что во всех элементах изготавливаемой детали порошок должен быть уплотнен с одинаковыми изменениями между его исходной (засыпной) плотностью и плотностью этого элемента после уплотнения порошка.

Пресс-форма (см. рис. 3) состоит из пресс-штемпеля 1 , матрицы 2 , пуансона 3 и оправки 4 . После заполнения порошком полости матрицы, ограниченной оправкой и пуансоном, пресс-штемпель 1 опускается, уплотняя порошок, одновременно опускаются матрица 2 и оправка 4 , обеспечивая схему двухстороннего формования и получение равноплотной формованной заготовки. Оправка 4 опускается до тех пор, пока шток гидроцилиндра привода оправки не достигнет регулируемого упора, смонтированного в прессе, после чего дно и стенки формируемой детали дополнительно уплотняются при неподвижной оправке.

Для расчета размерных цепей рабочих элементов пресс-формы используют следующие параметры: $H_{\text{п}}$ — ход ползуна прессы; $H_{\text{в}}$ — ход выталкивателя прессы; H_1 — расстояние от нижнего торца верхней плиты пресс-формы до верхнего торца (зеркала) матрицы; H_2 — максимальное расстояние от зеркала матрицы до нижней плоскости плиты опоры пуансона;

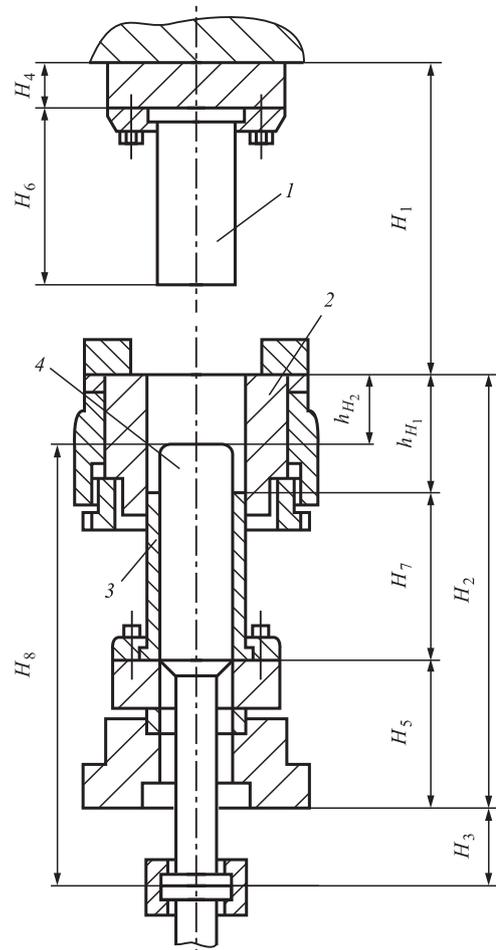


Рис. 3. Пресс-форма для формования заготовки стакана

H_3 — максимальное расстояние от торца штока цилиндра перемещения оправки до нижней плоскости плиты опоры пуансона; H_4 — толщина прокладки; H_5 — толщина набора из плиты опоры пуансона и прокладки; h_{H_1} — насыпная высота порошка для формования стенки детали; h_{H_2} — насыпная высота порошка для формования донной части детали; h — высота детали; h_1 — толщина дна детали.

Длину H_6 пресс-штемпеля 1 и длину H_7 пуансона 3 определяют из следующих соотношений:

$$H_1 + h_{H_1} = H_{\text{п}} + H_4 + H_6 + h, \text{ откуда}$$

$$H_6 = H_1 + h_{H_1} - (H_{\text{п}} + H_4 + h),$$

$$H_7 = H_2 - (H_{\text{в}} + H_5).$$

В рассматриваемой пресс-форме оправка 4 опускается до упора на ход, определяемый по соотношению $S = (h_{H_1} - h_{H_2}) - (h - h_1)$.

Длину оправки рассчитывают по формуле

$$H_8 = (H_2 + H_3) - (H_{\text{в}} - H_1) - S.$$

Используя приведенные данные, составляют методику расчета, позволяющую избежать ошибок при проектировании элементов пресс-форм и сокращающую этап технологической подготовки производства.

На рис. 3 видно, что приведенная конструкция пресс-формы предназначена для формования невысоких деталей типа стакана с неглубокой полостью. Если для высоких деталей из размерного ряда выбирать пресс-автомат, то, руководствуясь требованиями к рабочим ходам его исполнительных элементов и размерам засыпных камер пресс-форм, придется выбрать пресс-автомат с большим запасом по создаваемой им силе по сравнению с силой, необходимой для формования порошковой заготовки детали. Эксплуатация такого пресса будет происходить при низком КПД.

Отсутствие прессов, необходимых для производства осесимметричных деталей с полостями глубиной, в несколько раз превышающей диаметр, свидетельствует о том, что специалисты в области порошковой металлургии не разрабатывали процессы производства таких деталей.

Указанная выше концепция о том, что во всех элементах изготавливаемой детали порошок должен быть одинаково уплотнен, имеет существенный недостаток. Сформованные на пресс-автоматах полуфабрикаты деталей из порошков на железной основе железа имеют остаточную пористость 13...15 %. Невозможность уменьшения остаточной пористости в деталях путем увеличения уплотняющей порошок силы объяснена в работах [3, 5—7]. После формования полуфабрикаты деталей с указанной пористостью удаляются с зеркала матрицы оператором вручную и также вручную укладываются в поддоны. Поддоны загружают в печь для спекания деталей.

Детали из железных порошков спекают в методических печах с созданием восстановительной газовой среды, в качестве которой используют водород или диссоциированный аммиак. В печах предусмотрены три температурные зоны. В первой зоне, имеющей температуру 500...600 °С, проводится выжиг из спекаемых полуфабрикатов стеарата цинка, во второй зоне — непосредственно спекание полуфабрикатов при 1050...1100 °С, в третьей зоне спеченную деталь охлаждают в защитной газовой среде до температуры примерно 600 °С. Дальнейшее охлаждение проводится на воздухе.

После спекания деталь представляет собой твердое тело с остаточной пористостью.

В статье описана технология производства ХОШ деталей типа высоких стаканов, изготовленных из порошков на железной основе, имеющих глубокие осевые полости и обладающие плотностью, близкой к 100 %. При этом применение порошковых пресс-автоматов обязательным не является. При их наличии они могут быть применены на этапе формования исходных цилиндрических порошковых заготовок.

Впервые приведены обладающие научной новизной результаты сравнительного исследования прочностей изготовленных с применением ХОШ стаканов из прутковых заготовок из малоуглеродистых сталей и из заготовок, сформованных и спеченных из железного порошка.

Для увеличения сопротивления усталости выдавливающих полости в деталях пуансонов и повышения плотности изготавливаемых порошковых деталей для ХОШ применены созданные по чертежам авторов статьи специализированные прессы. На этих прессах реализовано выдавливание с активно направленными напряжениями трения на контакте деформируемой заготовки с матрицей.

Основная часть

Применение при производстве порошковых деталей прессов, созданных для ХОШ деталей из малоуглеродистых сталей. При производстве деталей рассматриваемого типа из железного порошка можно применить ХОШ, используя сформованную и спеченную, не имеющую полости заготовку цилиндрической формы, аналогично обычной заготовке, отрезанной от прутка.

Если исходная заготовка изготовлена из легированной порошковой стали, то при ХОШ возникают очень большие удельные силы, действующие на выдавливающий полость пуансон. При этом пуансон может не удовлетворять предъявляемому к нему требованию по сопротивлению усталости при штамповке, а в предельном случае — сразу разрушается. Эта проблема аналогична проблеме, возникающей при ХОШ стаканов из компактных сталей.

Авторы статьи на протяжении ряда лет разрабатывают технологические операции и специализированное прессовое оборудование для ХОШ выдавливанием с активно направленными

напряжениями контактного трения на внешней поверхности выдавливаемой заготовки. Действующие на поверхности заготовки активно направленные напряжения контактного трения позволяют частично разгрузить выдавливающий заготовку пуансон и повысить его сопротивление усталости. Созданное специализированное оборудование применяют при производстве деталей из заготовок из малоуглеродистых сталей и деталей из сформованных и спеченных заготовок из порошков на железной основе.

При изготовлении высоких исходных порошковых заготовок для последующей штамповки полых деталей схему одностороннего формования (см. рис. 2) используют редко. Это связано с существенной неравномерностью плотности заготовки, сформованной перемещением относительно матрицы только верхнего пуансона. Более распространена схема двухстороннего уплотнения, при котором одновременно с формирующим порошок пуансоном, движущимся, как правило, сверху, в том же направлении перемещается матрица. Нижний пуансон, по отношению к которому перемещается матрица, неподвижен. При двухстороннем формовании скорость перемещения матрицы в том же направлении, как у верхнего пуансона, в 2 раза меньше скорости этого пуансона.

В условиях использования универсальных гидравлических прессов с верхним расположением ползуна при выполнении двухстороннего формования заготовок матрицу удерживают в состоянии "на весу" на этапе засыпки в нее порошковой шихты заранее отмеренного объема. Удержание матрицы в указанном состоянии может быть осуществлено, например, несложным устройством (рис. 4). К матрице 4 диаметрально симметрично по ее внешней поверхности крепятся шарнирно два рычага 3, внутри которых также расположены шарниры. Противоположные концы рычагов крепятся шарнирно к тягам 2, вставленным в Т-образные пазы в ползуне 1 прессы.

Матрица при засыпке в нее порошковой шихты висит на рычагах, как показано на рис. 4, слева, на такой высоте, чтобы расстояние между ее нижним торцом и верхним торцом установленной на столе прессы закаленной прокладки было равно ходу нижнего пуансона, совершаемого им при формовании заготовки. При этом нижний пуансон вставляется в полость

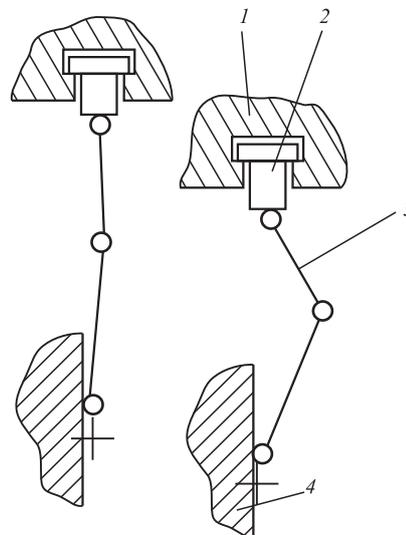


Рис. 4. Устройство для удержания матрицы "на весу" при засыпке в нее порошковой шихты для двухстороннего формования заготовки

матрицы и при этом опирается на закаленную прокладку, установленную через подкладную плиту на столе прессы.

После засыпки в матрицу шихты в полость матрицы вставляют верхний пуансон, на его верхний торец устанавливают закаленную прокладку такой толщиной, чтобы не осталось зазора между ней и рабочей поверхностью ползуна, и осуществляют рабочий ход ползуна. Даже на начальном этапе уплотнения засыпанной в матрицу шихты сила контактного трения между поверхностью полости матрицы и шихтой удерживает матрицу от опускания ее на стол прессы, и при внедрении верхнего и нижнего пуансонов происходит двухстороннее формование заготовки. Оба пуансона одновременно навстречу друг другу углубляются в полость матрицы. Рычаги 3 складываются относительно промежуточного шарнира и не оказывают влияния на формование заготовки.

Исходные для ХОШ порошковые заготовки, изготовленные с помощью двухстороннего формования, спекают в печах в среде восстановительных или инертных газов. Спеченные заготовки имеют остаточную пористость 13...15 %.

В связи с необходимостью исключения этой остаточной пористости разработанная схема ХОШ выдавливанием с активно направленными напряжениями контактного трения для заготовки, сформованной и спеченной из порошка на железной основе (рис. 5), отличается от схемы ХОШ выдавливанием с активно направленными

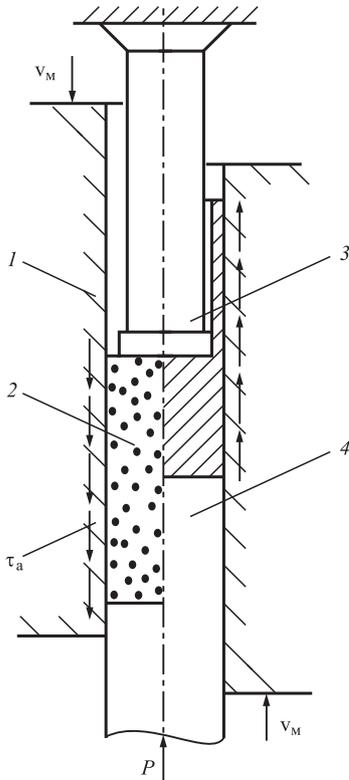


Рис. 5. Схема выдавливания спеченной порошковой заготовки с активно направленными напряжениями контактного трения:

P — деформирующая заготовку сила; v_M — скорость матрицы

ми напряжениями контактного трения, применяемой для заготовки из малоуглеродистой стали.

На первом этапе выдавливания для исключения остаточной пористости в исходной заготовке принудительно перемещают матрицу 1 со скоростью v_M и создают по всей поверхности контакта заготовки с матрицей напряжения контактного трения τ_a (см. рис. 5, слева) в направлении, противоположном истечению материала деформируемой заготовки 2 в стенку стакана. Заготовка при этом продвигается контрпуансоном 4 с силой P , а пуансон 3 осуществляет выдавливание ее полости.

На втором этапе создают напряжения контактного трения τ_a (рис. 5, справа), способствующие деформированию заготовки 2 и разгружающие пуансон 3 . Для этого принудительно перемещают матрицу 1 в направлении истечения материала со скоростью v_M , превышающей скорость истечения. Используют прессы, имеющие дополнительный привод для принудительного перемещения матрицы и создания активно направленных напряжений контактного

трения. Такие прессы описаны в работах [6, 7]. Штамповка на них позволяет повысить плотность деформируемой заготовки и одновременно снизить удельную силу на пуансоне.

При деформировании заготовки из компактной стали используют только второй этап выдавливания.

Сравнение пределов прочности деталей из малоуглеродистой стали и железного порошка. Из стали 20 детали штамповали без предварительного отжига заготовок. Значения пределов прочности таких деталей, изготовленных холодным выдавливанием, следующие [8, 9]. При степени деформации стальной заготовки 44,5 % $\sigma_B = 853$ МПа, а при степени деформации 56,3 % $\sigma_B = 917$ МПа.

Сопоставление указанных пределов прочности стальных деталей проведено с пределом прочности деталей из порошка ПЖВ2.160.28. Поскольку пределы прочности порошковых деталей зависят от их плотностей, данные по плотностям γ деталей из рассматриваемого порошка и их пределах прочности $\sigma_B^{эксп}$, заимствованные из работ [5, 6], приведены в таблице.

В результате корреляционного анализа [10] определена связь между пределом прочности $\sigma_B^{эксп}$ образца и его плотностью γ . Рассчитанный коэффициент парной корреляции $r = 0,924$. Это подтверждает, что корреляционная связь между сопоставляемыми величинами значима. Также эта связь является сильной, что подтверждается превышением расчетного значения коэффициента над табличным значением, взятым даже при доверительной вероятности, большей чем 99 %.

Плотность и пределы прочности деталей, изготовленных из порошка ПЖВ2.160.28

| Плотность γ , г/см ³ | Предел прочности, МПа | |
|--|-----------------------|-------------------|
| | $\sigma_B^{эксп}$ | $\sigma_B^{расч}$ |
| 5,7 | 62 | 77,5 |
| 6,4 | 120 | 147,3 |
| 7,25 | 218 | 232,1 |
| 7,05 | 190 | 212,1 |
| 6,65 | 199 | 172,2 |
| 6,75 | 202,4 | 182,2 |
| 7,51 | 257,4 | 258 |
| 6,47 | 186,8 | 154,3 |

По методике, приведенной в [10], получена зависимость, связывающая прочность формованного и спеченного порошкового образца с его плотностью:

$$\sigma_B = 99,74\gamma - 491,04. \quad (1)$$

Рассчитанные с применением зависимости (1) значения предела прочности $\sigma_B^{расч}$ приведены в таблице. Из таблицы видно, что значения $\sigma_B^{эксп}$ и $\sigma_B^{расч}$ несколько различаются между собой. Это связано с тем, что данная формула характеризует линейную зависимость, а на практике зависимость нелинейная. Однако задачей данного исследования является общая оценка предела прочности, достигаемого при изготовлении деталей рассматриваемого типа из железного порошка. Для такой оценки использование зависимости (1) является приемлемым.

Сравнение значений пределов прочности деталей, изготовленных из стали 20 и из железного порошка ПЖВ2.160.28, показало, что у стальных деталей предел прочности превышает этот же показатель у деталей, изготовленных из железного порошка. То, что сталь 20 содержит 0,17...0,24 % С, а порошок ПЖВ2.160.28 не содержит углерода, не меняет принципиально результаты проведенного сравнения, поскольку установленное различие пределов прочности существенное.

Как было отмечено выше, детали, штампованные из отрезанных от прутка сплошных заготовок, обладают большой анизотропией свойств. Они имеют существенную полосча-

тость структуры и при большой прочности на растяжение вдоль их оси их прочность в поперечном направлении существенно меньше.

При изготовлении деталей типа стаканов ХОШ из порошковых заготовок достигаемая их прочность, численно указанная выше, одинакова в разных направлениях, т.е. изотропна. Это особенно важно для получения изделия со специальными служебными свойствами.

На рис. 6 [3, 4, 6] приведены данные о распределении плотностей в стаканах, изготовленных холодным выдавливанием из спеченных порошковых заготовок, полученных ХОШ по схеме, приведенной на рис. 5. Показано распределение плотности в стаканах, изготовленных из порошка ПЖВ2.160.28 при различных скоростях матрицы. Заготовки были сформованы при двухстороннем уплотнении порошка по традиционной схеме и спечены. Спекание проводили в среде водорода при температуре 1150 °С в течение 1,5 ч. Перед ХОШ заготовки смазывали пастой дисульфида молибдена.

На рис. 6, а показаны результаты закрытой прошивки заготовок при отношении диаметра матрицы к диаметру пуансона $R = 1,5$, а на рис. 6, б — при $R = 1,25$. Относительная скорость перемещения матрицы v_M определяется как частное от деления скорости (с учетом направления) перемещения матрицы на скорость перемещения продвигающего заготовку пуансона. При положительном значении v_M направления перемещения матрицы и пуансона совпадают между собой (см. рис. 6, б). При отри-

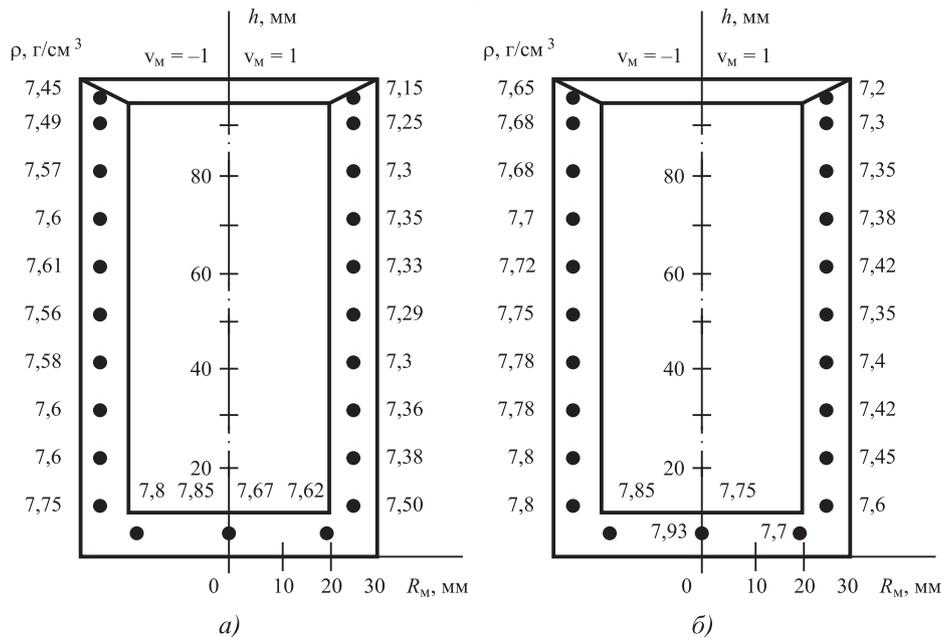


Рис. 6. Распределение плотности в изделиях при $R = 1,5$ (а) и $R = 1,25$ (б) в зависимости от направления перемещения матрицы

цательном значении v_m направление перемещения матрицы противоположно направлению перемещения пуансона между собой (см. рис. 6, а).

Из рассмотрения рис. 6 следует, что направление напряжений контактного трения между матрицей и деформируемой заготовкой на первом этапе выдавливания существенно влияет на распределение плотности в изделиях. Неравномерность распределения плотности при скорости матрицы $v_m = -1$ в 2,5 раза меньше, чем при скорости $v_m = 1$ (1,8 и 4,9 % соответственно). Помимо снижения неравномерности распределения плотности, средняя плотность изготавливаемых деталей типа стаканов повышается на 3...6 % в сравнении с выдавливанием стаканов из спеченных порошковых заготовок по традиционной схеме.

Подстановкой приведенных на рис. 6 значений плотностей в зависимость (1) определено, что пределы прочности в разных точках сечений исследуемых деталей, изготовленных при использовании рационально направленных напряжений контактного трения в соответствии со способом, показанным на рис. 5, составляют от 252 до 300 МПа.

Заключение. Пределы прочности порошковых деталей существенно зависят от их плотностей. Для достижения максимального предела прочности порошковых деталей разработан технологический процесс их изготовления ХОШ с активно направленными напряжениями контактного трения, позволивший изготовить детали с плотностью, достигающей 99 % от теоретической плотности железа.

Сравнение значений пределов прочности деталей, изготовленных из стали 20 и из железного порошка ПЖВ2.160.28, показало, что у стальных деталей предел прочности превышает этот же показатель у деталей, изготовленных из железного порошка даже при плотности последних, близкой к 100 % от теоретической плотности железа. Однако стальные детали обладают существенной анизотропией свойств. При сравнении с деталями из порошка на железной основе рассматривали предел прочности стальных деталей, определенный в направлении продолжительного течения металла в стенки глубоких стаканов. Вследствие этого при определении предела прочности стальных деталей анизотропия свойств проявилась наиболее существенно.

Описанный в статье технологический процесс позволяет упростить и удешевить производство деталей типа глубоких стаканов, обладающих изотропными свойствами и для этого

изготавливаемых из порошков на железной основе, в сравнении с технологическими процессами и прессовым оборудованием, традиционными для порошковой металлургии. При этом будет достигнуто качество изделий (их высокие плотность, предел прочности и низкая шероховатость поверхностей), не достигаемое специалистами в области порошковой металлургии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сторожев М.В., Попов Е.А.** Теория обработки металлов давлением: учебник для вузов. Изд. 4-е, перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1977. 423 с.
2. **Клячко Л.И., Уманский А.М., Бобров В.М.** Оборудование и оснастка для формования порошковых материалов. М.: Металлургия, 1986. 336 с.
3. **Прогрессивные** технологические процессы штамповки деталей из порошков и оборудование / Г.М. Волкогон, А.М. Дмитриев, Е.П. Добряков и др.; под общ. ред. А.М. Дмитриева, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1991. 320 с.
4. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков; под ред. А.М. Дмитриева. 2-е изд., перераб. и доп.; под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.
5. **Dmitriev A.M., Korobova N.V., Badalyan A.Zh.** Development and Research of Formation Technologies on Specialized Presses with Subsequent Sintering of High-Density Details from Iron-Based Powders // Journal of Mining Institute. 2019. Vol. 236. P. 216–228. DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216.
6. **Специализированное** штамповочное оборудование и выбор его технологических параметров / А.М. Дмитриев, Ф.В. Гречников, Н.В. Коробова. Самара: Изд-во Самарского научного центра РАН, 2016. 334 с.
7. **Исследование** высокоплотных порошковых цилиндрических заготовок, сформованных на специализированных гидравлических прессах / Н.В. Коробова, А.М. Дмитриев, Н.С. Толмачев, А.Ю. Аксененко // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 7. С. 15–19.
8. **Григорьев С.Н., Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Механические характеристики конструкционных углеродистых сталей при холодной объемной штамповке и их описание аппроксимирующими зависимостями // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 12. С. 23–26.
9. **Использование** изменения механических характеристик конструкционных углеродистых сталей при холодной объемной штамповке / А.М. Дмитриев, Ф.В. Гречников, Н.В. Коробова, Н.С. Толмачев // Вестник машиностроения. 2015. № 4. С. 54–56.
10. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. 304 с.

Александр Михайлович Дмитриев,
член-корр. РАН, д-р техн. наук;

Наталья Васильевна Коробова, д-р техн. наук,
mt-6@yandex.ru

В.И. Галкин (Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)),

П.А. Головкин (АО "Плутон", г. Москва),

С.А. Фесенко (АО "Уральский завод гражданской авиации", г. Москва)

Совершенствование процесса горячей объемной штамповки П-образных поковок из сплавов VT14 и VT23

Исследовано влияние температурных параметров деформации и формы заготовки на структуру и свойства П-образных штампованных поковок из титановых сплавов VT14 и VT23.

Ключевые слова: титановые сплавы; деформация; температура; механизмы деформации; деформационный разогрев; фазовые превращения; структура; комплексное легирование; критериальный подход; целевой параметр; трещиностойкость.

The effect of temperature deformation parameters and the workpiece shape on the structure and properties of П-shaped die forgings made of the VT14 and VT23 titanium alloys.

Keywords: titanium alloys; deformation; temperature; deformation mechanisms; deformation heating; phase change; structure complex alloying; criterial approach; target parameter; crack resistance.

Общие положения. Силовые детали типа П-образных кронштейнов (рис. 1) — одни из типовых в конструкциях авиационной и ракетно-космической техники, несут высокие нагрузки и выполняются из высокопрочных сплавов, включая титановые. При этом применяют классические сплавы типа VT14 [1] и более современные, разработанные на основе комплексного легирования, такие как VT23 [2].

Характерной особенностью титановых сплавов является их большая теплопередача при относительно небольшой теплопроводности [3], что означает быстрое охлаждение заготовок при ковке и горячей штамповке и одновременно — риск резкого локализованного разогрева в зонах

сдвиговых деформаций. При этом происходит самолокализация этих зон, в которых могут протекать нежелательные фазовые превращения [4, 5].

Уровень вызываемых изменением объемного коэффициента различных фаз [4, 6] напряжений может приводить к разрушению материала штампованных поковок даже без приложения дополнительных нагрузок [5]. Последнее особо актуально для классических титановых сплавов, не имеющих защиты от этих явлений в виде комплексного легирования [2]. Поэтому повышение вязкости разрушения K_{Ic} и ограничение скорости роста усталостной трещины (СРТУ) [7], часто объединяемых в понятие

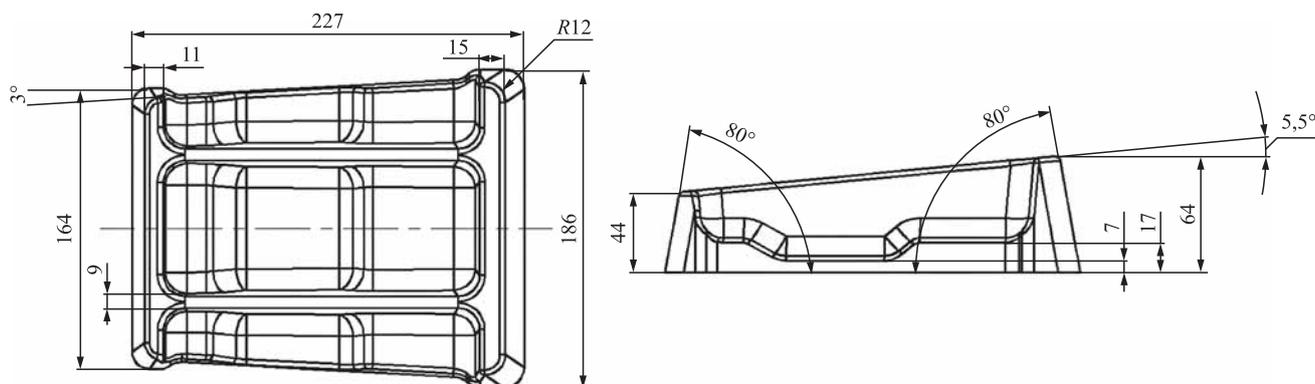


Рис. 1. Общий вид и основные размеры П-образной поковки кронштейна

трещиностойкости [8, 9], являются одной из основных задач при разработке технологических процессов деформации титановых сплавов.

Геометрия П-образных штампованных поковок определяет сложность их формообразования как на молотах, так и на прессах. Нередки случаи неполного оформления поковок и образования дефектов типа "зажим". Однако главная проблема получения — обеспечение заданного фазового и структурного состояния их материала ввиду склонности титановых сплавов к фазовым превращениям, высокой эндотермии $\alpha \rightarrow \beta$ -перехода и др. [1—4]. Пониженная трещиностойкость при ненадлежащей структуре поковок из титановых сплавов является существенной проблемой. Структура корзиночного плетения с размером β -зерна 250 мкм обеспечивает такой же предел выносливости на базе 10^7 циклов, как глобулярная структура с размером β -зерна 16 мкм, а пластинчатая структура обеспечивает большую вязкость разрушения, чем глобулярная, но несколько худшие пластичность и СРТУ [10].

Исследования показали, что сочетание математического моделирования и классических металлографических методов является эффективным средством прогнозирования структуры и свойств материала поковок и готовых деталей, включая размер зерна, фазовые характеристики и уровень внутренних напряжений [4, 5, 11].

Критериальный подход к постановке задачи горячей штамповки. При построении системы разработки технологических процессов как элемента подготовки производства актуально установление целевых параметров, симплексных и комплексных критериев, которые определены как критические [12].

На основе этих критериев могут быть сформулированы обоснованные подходы к построению технологических процессов горячей объемной штамповки заготовок из различных материалов. Подход, при проектировании заготовки и штампа базирующийся на принципе поверхностей, на построении кинематической схемы течения металла в соответствии с законом наименьшего сопротивления деформации, подробно проработан в ряде исследований [13, 14]. Такой подход позволяет облегчить процесс заполнения штампа, а также использовать оборудование с наибольшей эффективностью и в щадящем режиме, однако не всегда обеспечивает заданную проработку материала

поковки, условия достижения которой, как правило, находятся в прямом с ним противоречии.

Другой подход состоит в том, что конфигурация штамповой оснастки определяется профилем готовой детали, и поэтому для управления деформационными процессами изменяют конфигурацию заготовки и градиент ее температур с инструментом [4, 5]. Такой подход с использованием программных средств на базе метода конечных элементов обеспечивает хорошие результаты [11]. При этом целевым параметром является не экономичное получение поковки и загрузки оборудования, а обеспечение заданной структуры и свойств материала готовой детали.

Процесс разработки процесса штамповки целесообразно рассматривать также со стороны разработки алгоритма предпочтений [15], который с заданной степенью вероятности обеспечивает достижение заданных целевых параметров для деталей различной степени ответственности по требованиям АП-25 [16] или аналогичным. Важность установления целевых параметров усиливается тем, что современные средства математического моделирования предусматривают разбиение заготовки на несвязанные с ее металлографической структурой конечные элементы, поэтому результаты расчетов имеют отклонения от действительного состояния материала поковки.

Постановка и условия эксперимента. Численно характеризовать геометрические параметры П-образных поковок можно с помощью отношения высоты ребра к толщине полотна поковки, являющегося основанием данного ребра. Важно, что исследуемая поковка имеет переменное соотношение высоты ребра к толщине полотна и поэтому является типовой, что отражено на рис. 2 (см. обложку) и в табл. 1. Математическое моделирование процесса формирования штампованной поковки кронштейна проводили с использованием программного продукта DeForm3.0.Ver.5.0 [17].

Данные о реологии металлического материала при температурах деформации были взяты из [6, 18]. При расчетах усредненный фактор трения заготовки об инструмент принят равным 0,4 [19].

Заготовки $\varnothing 90 \times 200$ мм массой 5,9 кг нагревали в камерных газовых печах до температур, приведенных в табл. 2. Масса штамповки после обрезки облоя составляла 4,4 кг. Темпера-

1. Поперечные сечения П-образных поковок кронштейнов

| | Номер сечения | Размер, мм | | | | | H:B |
|---|---------------|------------|----|----|-----|---|------|
| | | L | B | H | A | b | |
| | 1 | 160 | 17 | 27 | 68 | 7 | 1,59 |
| | 2 | 163 | 21 | 38 | 69 | | 1,81 |
| | 3 | 167 | 14 | 32 | 70 | | 2,29 |
| | 4 | 170 | 11 | 36 | 71 | | 3,27 |
| 5 | 174 | 10 | 43 | 72 | 4,3 | | |

2. Температуры нагрева заготовок под штамповку

| Параметр | Деформация при осадке заготовки, % | | | | | |
|--------------------------|------------------------------------|------|------|------|------|------|
| | 0 | | 50 | | 70 | |
| | BT14 | BT23 | BT14 | BT23 | BT14 | BT23 |
| Нагрев под штамповку, °C | 930 | 890 | 930 | 890 | 930 | 890 |
| Температура поковки, °C: | | | | | | |
| T_{max} | 1190 | 1078 | 1110 | 965 | 1040 | 912 |
| T_{min} | 507 | 502 | 512 | 646 | 514 | 768 |
| Накопленная деформация: | | | | | | |
| φ_{max} | 17,4 | 16,4 | 9,2 | 7,8 | 8,1 | 7,4 |
| φ_{min} | 0,6 | 0,9 | 1,4 | 1,6 | 1,8 | 2,0 |

туры нагрева заготовок назначали исходя из рекомендованных интервалов для сплавов BT14 и BT23 [21]: 920...940 и 880...910 °C, а также интервалов превращения ($\alpha + \beta$) ↔ β (940...980 °C для сплава BT14 и 900...940 °C для сплава BT23) и рекристаллизации сплавов (925...960 °C для сплава BT14 и 850...880 °C для сплава BT23). Время нагрева исходной прутковой заготовки 80...90 мин [20].

Деформацию с применением ковочно-штамповочного гидравлического пресса силой 50 МН с насосно-аккумуляторным приводом осуществляли при скорости перемещения подвижной траверсы в зависимости от нагрузки 50...20 мм/с. Для уменьшения неравномерности деформационных процессов при формировании поковки кронштейна перед штамповкой предварительно осажённые в поперечном образующей заготовки направлении (на плашку) заготовки подогревали в печах до исходной температуры нагрева в течение 30...40 мин тем больше, чем больше толщина подогреваемой заготовки [20].

Перед использованием штампы из стали 5ХНМ с параметром шероховатости штампо-

вых знаков не выше $Rz = 3,2$ мкм нагревали до 300^{+10} °C [21], на их рабочие поверхности с помощью кисти наносили водно-графитовую смазку АГ-4М [22]. Охлаждали поковки не внавал на шамотном полу.

Для полного заполнения профиля штампа с глубокими полостями при использовании гидравлических прессов бывает необходимо превышение размера заготовки относительно расчетного [21], поскольку неполное оформление поковки потребовало бы ее подогрева и доштамповки. Ввиду невозможности обеспечить минимально необходимую степень деформации после нагрева в случае штамповки титана и его сплавов это часто недопустимо [20]. Поэтому расчетное заполнение облойной канавки установлено в размере 70 % против установленных [21] 30 %.

Исходя из положений критериального подхода, подразумевающего в качестве целевых параметров получение заданных размера зерна и типа деформированной структуры [22], в качестве переменных приняты температура и геометрия заготовки при неизменной геометрии штампа. Для получения трещиностой-

кой деформированной структуры равноосного, пластинчатого, без видимых границ исходных β -зерен и корзинчатого типов [23] принято решение провести деформацию с нагрева до приведенных в табл. 2 температур. При этом для ограничения локализации сдвиговых деформаций и связанных с ними разогрева и фазовых превращений может быть использовано управление механизмами деформационных процессов [24]. Картины распределения накопленных деформаций по сечению штампованных поковок из исходных и осажённых заготовок в линиях Лагранжа представлены на рис. 2 и 3 (см. обложку).

Для снятия напряжений в материале поковок их отжигали в электрических печах. Рекомендованные режимы отжига для сплавов ВТ14 и ВТ23 совпадают: 750 °С при выдержке 40...50 мин, охлаждение на воздухе [25]. С учетом температур рекристаллизации и фазовых превращений сплавов [26] такой отжиг не изменяет принципиально структуру материала поковок.

Для оценки влияния изменения режимов деформации на структуру материала поковок проводили его металлографический анализ в точках с максимальными, минимальными и промежуточными значениями накопленных деформаций. Использовали микроскоп Olympus. Исследование выполняли на травленных образцах при увеличении 400. Анализ микроструктур материала поковок осуществляли путем сравнения с эталонными структурами, предусмотренными требованиями ВИАМ [26].

Результаты эксперимента и их анализ. Расчетные значения максимальных и минимальных накопленных деформаций и температур материала поковок, полученных с использованием нагретых до различных температур и подвергнутых или не подвергнутых предварительной деформации заготовок, приведены в табл. 2. Характерные структуры поковок в зонах с различной накопленной деформацией и температурой приведены на рис. 4.

Математическое моделирование и его сопоставление с результатами металлографического

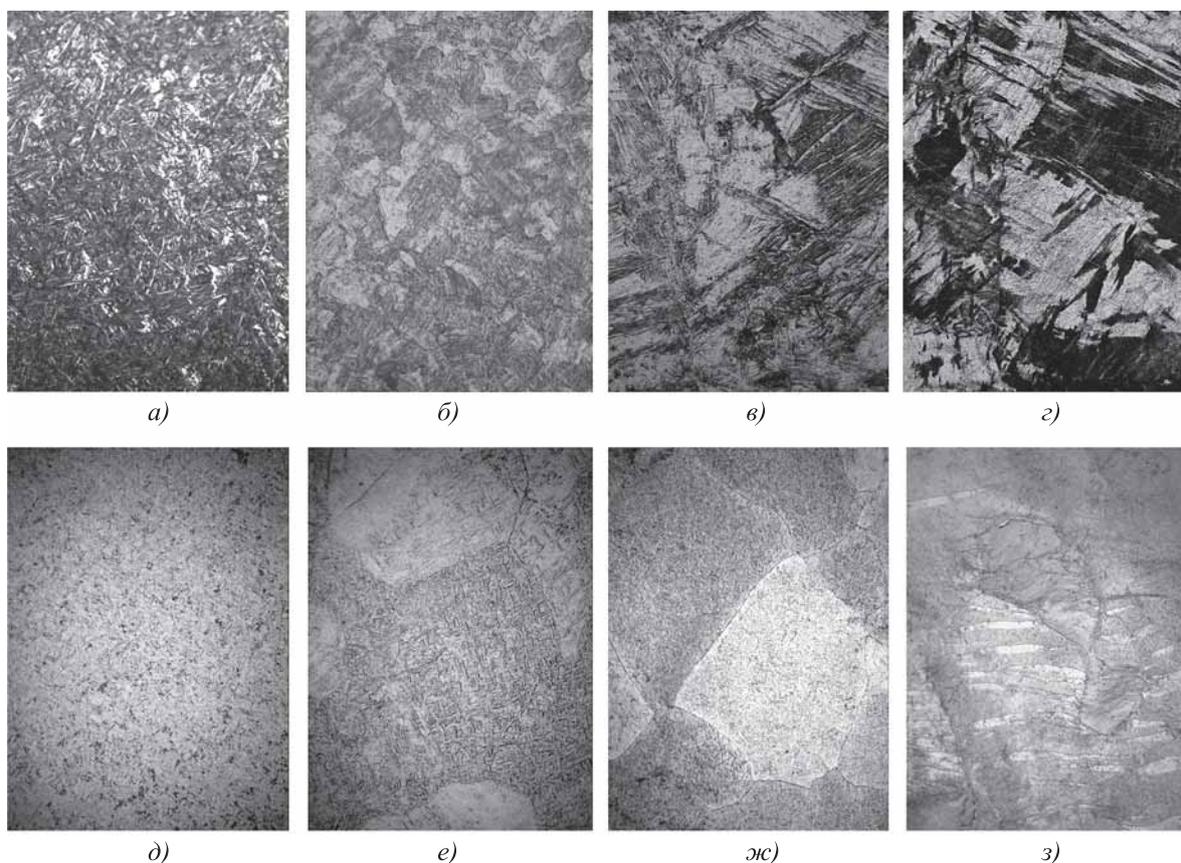


Рис. 4. Типовые структуры поковок из сплава ВТ14 (а—е) и ВТ23 (д—з) в зонах с различной накопленной деформацией и температурой. $\times 400$

исследования материала штампованных поковок показало следующее. Базовый процесс штамповки отличается высокой неравномерностью деформационных, тепловых и фазовых процессов. Разброс температур в различных зонах штамповки составил 1190...507 и 1078...502 °С для сплавов ВТ14 и ВТ23 соответственно. Наблюдаются обширные зоны быстро остывающего металлического материала, затрудняющие его течение и разрывающие поля скоростей деформации [27]. Преобразование $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$ формирует материал с минимальным уровнем сопротивления деформации, дополнительно локализуя зоны преобладания межзеренного рекристаллизационно-фазового механизма [4, 24], что особенно характерно для сплава ВТ14 [5].

В материале отожженных поковок из сплава ВТ14 получена мелкозернистая пластинчатая α -структура (см. рис. 4, а, б) и игольчатая α' (α'')-структура (см. рис. 4, в), из сплава ВТ23 — мелкозернистая корзинчатого плетения без видимых границ зерен (см. рис. 4, д) и смешанная, состоящая из равноосной и пластинчатой α -фазы (см. рис. 4, з) [23]. Материал промежуточных зон поковок представлен пластинчатой с видимыми границами исходных β -зерен структурой для сплава ВТ14 (см. рис. 4, в) и пластинчатой без видимых границ или со слабо различимыми границами структурами для сплава ВТ23 (см. рис. 4, е, ж) [23].

Важно, что образование α' -прослоек обусловлено тем, что границы зерен являются областями с повышенным уровнем напряжений сжатия, а удельный объем α -Ti на $\approx 0,17$ % меньше, чем β -Ti [3] при 20 °С, и на $\approx 1,5...5$ % меньше при 950...550 °С [4]. Это значит, что формирование β -хрупкой структуры — следствие скачка температур в областях локализованных деформаций. В результате для сплава ВТ14 структуры в таких зонах не соответствуют допустимым (тип 8 по [26]).

Материал поковок из комплексно-легированного сплава ВТ23 отвечает допустимым структурам в областях с преобладанием внутризеренного и межзеренного механизмов [24], подтверждая свою высокую технологичность [2, 9]. При этом более трещиностойкие типы структур образуются в областях с деформацией 30...70 % [20]. Температура деформации при этом не должна превышать 870 °С для сплава ВТ14 и 840 °С для сплава ВТ23 в условиях ограничения процессов рекристаллизационного

роста зерна и полиморфного превращения $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$ [20, 25].

Учитывая разницу удельного объема α - и β -Ti [3, 4], расчетные поля температур и накопленных деформаций фактически соответствуют эпюрам внутренних напряжений в материале поковки [5]. Из этого следует вывод о необходимости повышения равномерности деформации и преобладания ее внутризеренного механизма, чего можно достичь фасонированием заготовок перед штамповкой.

Результаты математического моделирования получения поковок из исходной заготовки и осажённых на 50 и 70 % заготовок приведены в табл. 2, картина распределения температур и накопленных деформаций в момент 70 % оформления ребер поковок в виде линий Лагранжа показана на рис. 3 (см. обложку). Осадка заготовок обеспечивает преобладание внутризеренной деформации при ограничении самолокализующихся перегретых зон с активно протекающими структурными и фазовыми превращениями.

Моделирование показало, что для штамповки целесообразно применять заготовку, осажённую на 70 %. Тогда максимум температур не превысит 1040 °С для сплава ВТ14 и 912 °С для сплава ВТ23 против 1190 и 1078 °С без операции осадки. Характерно, что минимальная температура при этом изменилась незначительно. Разброс значений накопленных деформаций в контрольных сечениях поковки снизится до 4,6 (8,2...1,8) и 3,7 (7,4...2,0) для сплавов ВТ14 и ВТ23 соответственно против 29,3 (17,6...0,6) и 18,2 (16,4...0,9) при прежней технологии.

Таким образом, в сплаве ВТ23 наблюдается преобладание корзинчатой и пластинчатой структур без видимых границ зерен, для склонного к перегреву сплава ВТ14 обеспечено мелкое зерно без недопустимых перегретых фаз (тип 8 по [26]). Равномерная измельченная структура заданных типов (см. рис. 4, а, б, д, е) обеспечивает минимальный уровень внутренних напряжений, высокую трещиностойкость и стабильность механических свойств материала поковок и деталей.

Выводы

1. Повышение равномерности деформационных процессов является эффективным способом совершенствования структуры материала П-образных поковок из титановых сплавов, снижения внутренних напряжений в поков-

ке, повышения равномерности ее прочностных параметров и трещиностойкости.

2. Базовая технология не обеспечивает получения качественной структуры материала поковок из сплава ВТ14, в зонах локализованных деформаций образуется перегретая структура с β -превращенной фазой α' (α'').

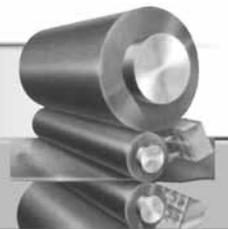
3. Штамповка с учетом предлагаемых решений позволяет путем ограничения межзеренного рекристаллизационно-фазового механизма получать пластинчатую структуру сплава ВТ14, и корзинчатую — комплексно-легированного сплава ВТ23.

4. Построение технологического процесса на основе подхода, когда основным критерием является достижение заданной структуры материала поковок, вполне осуществим в результате изменения формы заготовки и температурных режимов деформации при неизменной конфигурации штамповой оснастки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я. и др.** Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. М.: Металлургия, 1980. 464 с.
2. **Хорев А.И.** Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов. М.: МАП, Машиностроение, 1979. 228 с.
3. **Носова Г.И.** Фазовые превращения в сплавах титана. М.: Металлургия, 1968. 180 с.
4. **Головкин П.А., Фесенко С.А.** Управление деформацией как инструмент обеспечения заданных структуры и свойств поковок из титановых сплавов // Технология машиностроения. 2008. № 8. С. 15–19.
5. **Головкин П.А., Фесенко С.А., Валиахметов С.А.** Комплексное исследование влияния параметров деформации на сопротивление усталости и СРТУ материала Ш-образных поковок из титановых сплавов // Технология металлов. 2011. № 11. С. 21–27.
6. **Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д.** Титановые сплавы разных стран. М.: ВИЛС, 2000. 316 с.
7. **ГОСТ 23207–78.** Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения. М.: Изд-во стандартов, 1978. 48 с.
8. **Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Новосильцева Н.И.** Трещиностойкость титановых сплавов. М.: Металлургия, 1983. 192 с.
9. **Трещиностойкость** поковок из титанового сплава ВТ23 / В.И. Галкин, П.А. Головкин, С.А. Фесенко, С.А. Валиахметов // Технология металлов. 2013. № 8. С. 9–12.
10. **Ананьин С.Н., Кротов Ю.Г., Федорова Т.М. и др.** Определение зависимости предела прочности и сопротивления срезу сплава ВТ14 // Алюминиевые сплавы и специальные материалы: труды ВИАМ. 1975. Вып. 9. С. 44–47.
11. **Галкин В.И.** Об оценке возможностей и перспектив конечно-элементного анализа процессов обработки металлов давлением // Технология легких сплавов. 2012. № 2. С. 9–21.
12. **Горенский Б.М., Лапина Л.А., Любанова А.Ш. и др.** моделирование процессов и объектов в металлургии. Красноярск: Сибирский федеральный ун-т, 2008. 145 с.
13. **Соломонов К.Н.** Совершенствование методов разработки технологических процессов и инструмента для штамповки тонкостенных оребренных поковок на основе графо-аналитического компьютерного моделирования: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М.: МИСиС, 2004. 43 с.
14. **Соломонов К.Н., Костарев И.В.** Методика расчета при штамповке оребренных деталей // Технология легких сплавов. 2002. № 2. С. 28–35.
15. **Галкин В.И., Головкин П.А., Валиахметов С.А.** Обоснование управленческого решения как средство обеспечения целевого параметра изделия // Технология машиностроения. 2017. № 12.
16. **Авиационные правила.** Ч. 25. Нормы летной годности самолетов транспортной категории. Совет по авиации и использованию воздушного пространства. М., 2003. 238 с.
17. <http://www.deform.com>.
18. **Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М.** Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: справочник. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
19. **Алимов А.И.** Определение фактора трения при горячей деформации сплава ВТ6 при помощи инверсного анализа // Известия Тульского государственного университета. Серия "Технические науки". 2017. № 11. Ч. 1. С. 142–147.
20. **ОСТ 92-1185–78.** Штамповки и поковки из титановых сплавов. Типовые технологические процессы. Взамен РМО 1732–65. М.: ВИАМ, 1979. 40 с.
21. **ОСТ 92-3980–76.** Штампы на молоты, прессы, горизонтально-ковочные машины. Расчет и конструирование. М.: ОНТИ-2, 1977. 76 с.
22. **ТУ 113-08-5015184-76–91.** Смазка для горячей штамповки марок АГ-4 и АГ-4М. М.: ООО "КГП", 1991. 18 с.
23. **Колачев Б.А., Мальков А.В.** Физические основы разрушения титана. М.: Металлургия, 1983. 160 с.
24. **Галкин В.И., Головкин П.А., Фесенко С.А.** Влияние механизма деформации на структуру и свойства материала поковок из сплава ВТ20 // Технология металлов. 2013. № 9. С. 12–19.
25. **ПИ № 685–76.** Деформируемые титановые сплавы. Термическая обработка полуфабрикатов и деталей. Взамен ПИ № 685–69 с 10.05.1976. М.: ВИАМ, 1976. 13 с.
26. **Инструкция ВИАМ № 1054–76.** Металлографический анализ титановых сплавов. Взамен ТР 12-600 с 10.02.1974. М.: ВИАМ, МАП, 1976. 14 с.
27. **Дзугутов М.Я.** Напряжения и разрывы при обработке металлов давлением. 2-е изд. М.: Металлургия, 1974. 280 с.

*Виктор Иванович Галкин, д-р техн. наук;
Павел Александрович Головкин, канд. техн. наук,
p.golovkin@pluton.msk.ru;
Сергей Анатольевич Фесенко*



УДК 621.746+621.771

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-11-508-511

О.С. Лехов, Д.Х. Билалов

(Российский государственный профессионально-педагогический университет, г. Екатеринбург)

Напряжения в системе бойки—полоса при получении листов из меди на установке непрерывного литья и деформации

Рассмотрены перспективы развития совмещенных процессов непрерывного литья и деформации для производства листов из цветных металлов и сплавов. Описаны технологические возможности установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации при получении листов из меди. Дана постановка задачи одновременного определения напряженно-деформированного состояния металла в очаге циклической деформации и напряжений в бойках от силы обжатия при получении на установке листов из меди. Результаты расчета получены решением задач упругопластичности и упругости методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS. Приведены закономерности распределения осевых и касательных напряжений в очаге циклической деформации при получении на установке листов из меди. Описаны расчетная схема и характер нагружения бойка при получении на установке листов из меди. Представлены значения и закономерности распределения осевых напряжений в бойках установки в зависимости от силы обжатия.

Ключевые слова: установка; совмещенный процесс; непрерывное литье; боек; очаг деформации; сила; обжатие; напряжение.

The prospects for development of combined continuous casting and deformation processes in production of sheets from nonferrous metals and alloys are considered. Technological possibilities of combined continuous casting and deformation process installation for production of copper sheets are described. Problem of simultaneous determination of stress-strain state of metal in cyclic deformation zone and stresses in anvils on reduction force in the production on installation of copper sheets is given. The calculation results are obtained by solving the problems of elastic-plasticity and elastic by finite element method using the ANSYS package. The regularities for the distribution of axial and tangential stresses in the cyclic deformation zone in the production on installation of copper sheets are presented. Design scheme and loading pattern of anvil in the production on installation of copper sheets is described. The values and regularities of axial stresses distribution in anvils of installation depending on reduction force are presented.

Keywords: installation; combined process; continuous casting; anvil; deformation zone; force; reduction; stress.

Для дальнейшего развития цветной металлургии необходимы создание и внедрение ресурсосберегающих процессов и установок совмещенных процессов непрерывного литья и деформации, что позволит существенно снизить капитальные и эксплуатационные затраты, сократить объем продаж слитков из цветных металлов и сплавов и повысить качество металлопродукции [1, 2].

Разработаны технологический процесс и компактная установка совмещенного про-

цесса непрерывного литья и деформации для производства листовой металлопродукции из цветных металлов и сплавов, превосходящие по технико-экономическим показателям лучшие зарубежные аналоги [1, 2]. Отличительными особенностями установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации является то, что процессы образования оболочки с жидкой фазой, формирования и циклической деформации тонкого сляба и калибровки листа происходят в сборном кристаллизаторе установ-

ки за один проход, что позволяет существенно снизить энергозатраты и улучшить качество листа из цветных металлов и сплавов.

Для оценки новой технологии получения листов из меди на установке важно исследовать напряженное состояние системы бойки—полоса, что позволит оценить качество листов и нагруженность бойков.

Рассмотрен совмещенный процесс непрерывного литья и деформации при получении листов из меди толщиной 3...16 мм и шириной 1000 мм. Толщина оболочки с жидкой фазой при выходе из кристаллизатора 13 мм. Высота и ширина оболочки 100 и 1000 мм соответственно. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации имеет неразъемный кристаллизатор, боковые стенки которого выполнены в виде полукруга с радиусом, равным половине высоты его полости. Угол наклона рабочей поверхности бойка $12,5^\circ$. Эксцентриситет эксцентрикового вала 5 мм. Скорость вытягивания оболочки слитка из кристаллизатора 1,2 м/мин. Частота вращения эксцентриковых валов 60 мин^{-1} . Подача полосы тянущими роликками за время холостого хода 15 мм. Длина наклонной части бойков 220 мм, а калибрующего участка 60 мм.

Рассмотрим процесс получения листов из меди толщиной 3, 8 и 16 мм и шириной 1000 мм. Толщина сляба после смыкания широких стенок оболочки с жидкой фазой равна 30 мм. Температура наружной поверхности сляба 850°C , а осевой зоны 1083°C . Коэффициент трения между стенкой кристаллизатора и медной оболочкой, а также между бойком и медным слябом принят равным 0,3.

Геометрическая модель для расчета дана на рис. 1. В модель входят медная оболочка в кристаллизаторе и за кристаллизатором, очаг деформации и лист. Также в модель входят стенка кристаллизатора и боек.

Для расчета напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации необходимо определить положение сляба из меди, неразъемного кристаллизатора и бойков друг относительно друга.

Рабочая длина неразъемного кристаллизатора, где происходит кристаллизация расплава меди с образованием оболочки, равна 430 мм (см. рис. 1).

Результаты расчета напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации

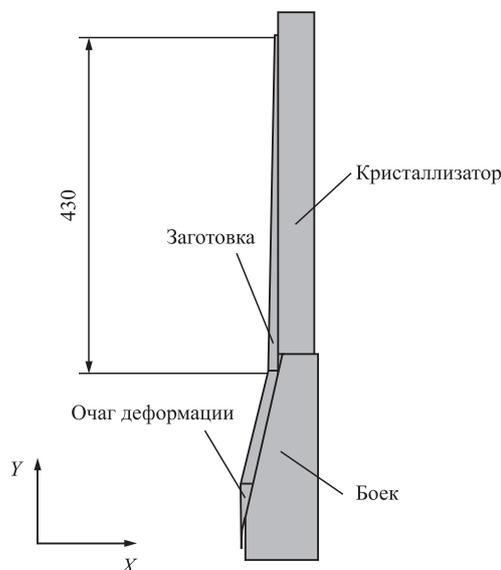


Рис. 1. Модель для расчета очага деформации. Положение показано перед рабочим ходом

при обжатии тонкого сляба из меди представлены в виде эпюр напряжений. На рис. 2 представлен характер распределения напряжений при получении листов толщиной 3 мм из меди. Выборочные результаты по максимальным осевым и касательным напряжениям в очаге циклической деформации приведены в таблице.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в очаге циклической деформации возникают высокие (до -88 МПа) осевые сжи-

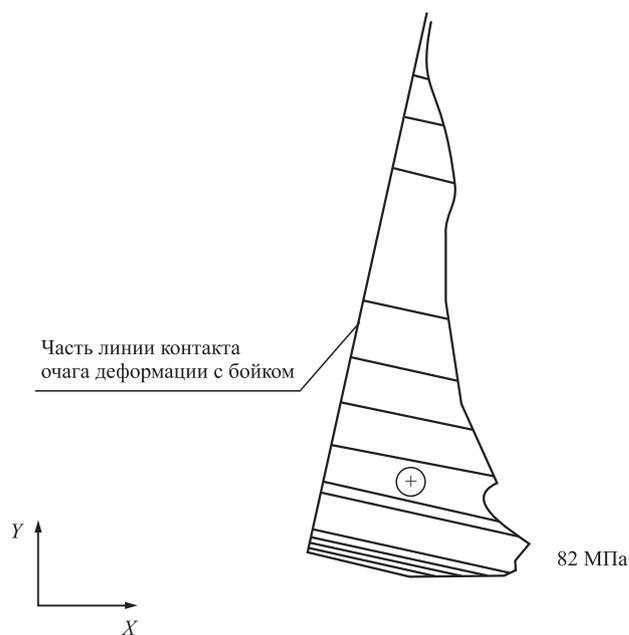


Рис. 2. Характер контактных напряжений на линии контакта очага деформации с бойком

Выборочные результаты по максимальным напряжениям, МПа, в очаге деформации при получении листов из меди на установке непрерывного литья и деформации

| Параметр | Толщина листа, мм | | |
|---|-------------------|--------------|--------------|
| | 3 | 8 | 16 |
| Напряжения в направлении оси X : на оси симметрии на линии контакта очага деформации с бойком | -88,0 -87,0 | -53 -59,0 | -38 -42,0 |
| Напряжения в направлении оси Y : на оси симметрии на линии контакта очага деформации с бойком | -67 50,0 | -35 -23,4 | -22 -11,0 |
| Контактные напряжения | -82,0 | -60 | -40 |
| Касательные напряжения по линии контакта очага деформации с бойком | 21,2 | 15,6 | 12,7 |

мающие напряжения на линии контакта очага деформации с бойком и в осевой зоне полосы, что способствует достаточной проработке литой структуры металла по всей толщине тонкого сляба. Такая схема напряженного состояния металла практически в условиях всестороннего сжатия и в узком температурном интервале позволит обрабатывать малопластичные и труднодеформируемые сплавы из меди и существенно повысить качество листовой металлопродукции из меди и ее сплавов.

Бойки установки непрерывного литья и деформации циклически воспринимают силу обжатия и одновременно температурную нагрузку. Поэтому на первом этапе расчета необходимо определить закономерности распределения напряжений в бойках от силы обжатия при получении листов из меди на установке непрерывного литья и деформации. В качестве граничных условий приняты результаты расчета контактных напряжений, полученных при исследовании напряженно-деформированного состояния металла в очаге циклической деформации при получении листов из меди на установке непрерывного литья и деформации.

Расчет проводили при максимальной нагрузке на бойки, которая возникает при получении листов толщиной 3 мм из меди на установке непрерывного литья и деформации. Материал бойка — сталь 45ХНМ. Материал однороден и изотропен. Теплофизические свойства для данной марки стали приведены в работе [1].

Геометрическая модель бойка без каналов и характер нагрузки на него даны на рис. 3.

Нагрузка приложена на участке бойка от 81 мм от низа бойка до размера 186 мм от низа

бойка. Нагрузка приложена на поверхности S_{1-1} и S_{1-2} .

Нагрузка на боек — это статические граничные условия, в качестве которых использована эпюра осевых напряжений (см. рис. 2), полученная на первом этапе расчета.

Напряженное состояние бойка от воздействия на него только силы обжатия рассчитывали на основе решения объемной задачи

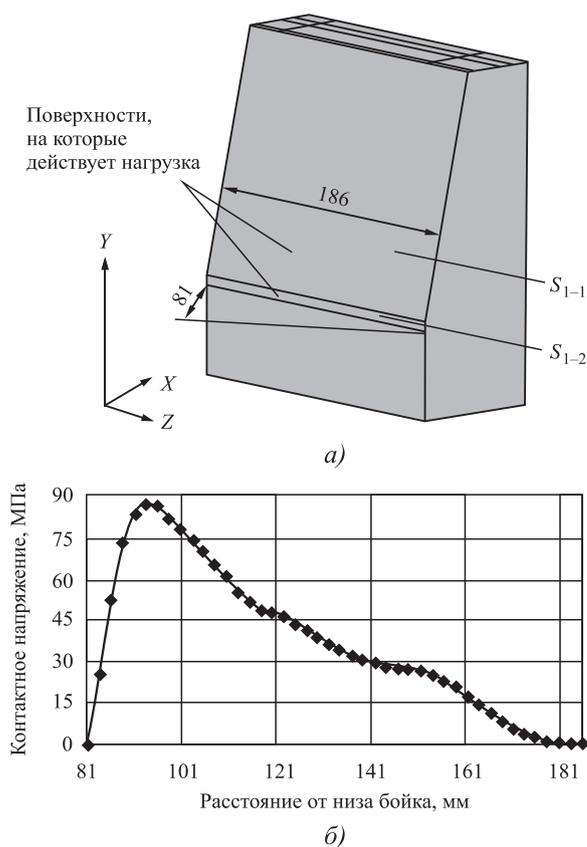


Рис. 3. Геометрическая модель (а) и характер нагружения бойка (б)

теории упругости методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS [1, 3].

Поверхность S_1 является рабочей поверхностью бойка, контактирующей с медью в очаге деформации при обжатии заготовки. На данной поверхности задана сила обжатия. Поверхность S_1 состоит из двух поверхностей $S_1 = S_{1-1} + S_{1-2}$ (см. рис. 3, а).

Поскольку боек симметричен вдоль его длины, то расчет напряженного состояния бойка проведен только для половины длины бойка.

Результаты расчета напряженного состояния бойка без каналов от силы обжатия при получении листов из меди толщиной 3 мм и шириной 1000 мм приведены на рис. 4.

Рисунок 4 характеризует распределение осевых и эквивалентных напряжений от силы обжатия сляба из меди по длине бойка. Осевые напряжения в бойке без каналов распределяются крайне неравномерно.

Максимальные сжимающие напряжения до -85 МПа возникают на контактной поверхности бойка в направлении оси X в зоне очага деформации, а затем по длине бойка снижаются до -79 МПа.

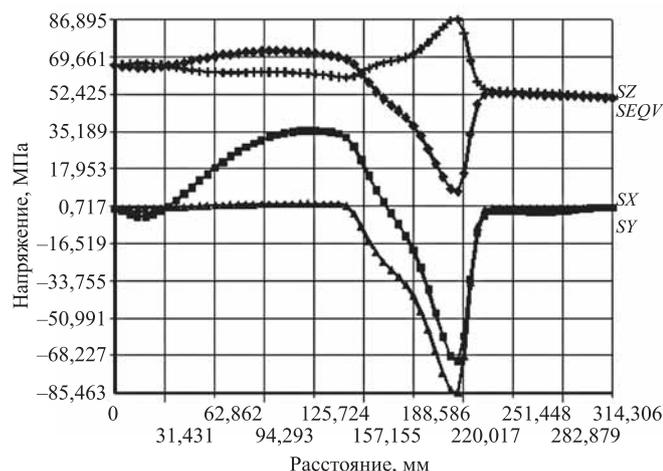


Рис. 4. Характер осевых напряжений в направлении осей X , Y , Z (SX , SY , SZ) и эквивалентных напряжений ($SEQV$) на контактной поверхности бойка от силы обжатия

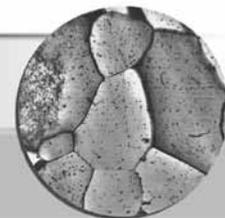
Другой характер распределения по высоте бойка имеют напряжения на контактной поверхности в направлении оси Y , которые из растягивающих напряжений 35 МПа переходят в сжимающие в зоне очага деформации сляба и достигают значения -70 МПа. В направлении оси Z напряжения растягивающие с максимальным значением 66 МПа в верхней части рабочей поверхности бойка, далее в области очага деформации они снижаются до 8 МПа, а затем снова увеличиваются до 52 МПа (см. рис. 4).

Заключение. Поставлена и решена задача определения напряженного состояния системы бойки—полоса при получении листов из меди на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Определены закономерности распределения осевых напряжений в очаге циклической деформации и в бойках установки от силы обжатия тонкого сляба из меди. Установлено, что в очаге циклической деформации реализуется благоприятная схема напряженного состояния металла с позиции улучшения качества листов из меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лехов О.С., Михалев А.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб. Теория и расчет. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2017. 151 с.
2. Лехов О.С., Билалов Д.Х. Технологические возможности установок совмещенных процессов непрерывного литья и деформации для производства металлопродукции // Производство проката. 2016. № 7. С. 24—26.
3. ANSYS. Structural analysis Guide. Rel. 6.0. URL: <http://www.cadfern.ru> (дата обращения: 09.06.2020).

*Олег Степанович Лехов, д-р техн. наук,
mxlehov38@yandex.ru;
Дамир Харасович Билалов, канд. техн. наук*



УДК 691:721.75

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-11-512-519

С.В. Смирнов, В.В. Овчинников (Московский политехнический университет)

Структура листовых заготовок из титанового сплава VT6S после локального деформирования при импульсном нагреве электрическим током

Исследован процесс локального деформирования заготовок в виде тонких дисков из титанового сплава VT6S с применением импульсного нагрева электрическим током и деформирования в нагретом состоянии в электродах машины точечной контактной сварки. Определены рациональные значения параметров процесса (ток импульса, длительность импульса и сила осадки). Анализ микроструктуры сплава VT6S в исходном состоянии и после деформирования с нагревом не выявил существенного укрупнения зерна и образования толстого альфированного слоя. Установлено повышение пластичности сплава VT6S после прохождения импульса тока. При этом в структуре деформированной зоны отмечено наличие двойникования.

Ключевые слова: титановый сплав VT6S; нагрев; импульс тока; микроструктура; альфированный слой; электропластичность.

The local deformation process of blanks in the form of thin discs from VT6S titanium alloy with the use of pulse heating by electric current and deformation in heated state in the electrodes of the point contact welding machine is studied. The rational values of the process parameters (pulse current, pulse duration and precipitation force) are defined. Analysis of the microstructure for the VT6S alloy in its original state and after deformation with heating did not reveal significant increase in grain and the formation of thick alpha layer. The increasing in the plasticity of the VT6S alloy after passing of the current pulse is established. At the same time, in the structure of the deformed zone noted the presence of double.

Keywords: VT6S titanium alloy; heating; current pulse; microstructure; alpha layer; electroplasticity.

Введение. По принятым в машиностроении классификациям соединения деталей из композиционных материалов могут быть отнесены к разъемным и неразъемным, подвижным и неподвижным. Жесткость требований, предъявляемых к конструкциям из композиционных материалов, является основанием для разработки новых технологий их изготовления.

Конструкции соединительных сборочных единиц, изготовленных с применением композиционных материалов, по характеру передачи нагрузок подразделяют на стыковочные и поддерживающие. Наиболее распространены комбинированные и металлопластиковые стыковочные соединения.

Соединения деталей из композиционных материалов подразделяют на три класса [1]:

- 1) сплошные (клеевые, формовочные, сварные);
- 2) механические (резьбовые, клепаные, самозаклинивающиеся, сшивные и игольчатые);
- 3) комбинированные (клееклепаные, клеесшивные, клееигольчатые, клееболтовые, клеерезьбовые и другие сочетания механических и клеевых соединений).

При соединении тонкостенных деталей из композиционных полимерных материалов с деталями из металлических материалов важным фактором является равномерное распределение нагрузки в зоне соединения. Для соединения указанных элементов конструкций достаточно часто применяют игольчатые соединения. Прочность таких соединений близка к прочности материала скрепляемых деталей, а их

долговечность может превышать долговечность болтовых соединений.

В конструкции летательных аппаратов для соединения деталей из композиционных материалов с полимерной матрицей с металлическими деталями используют игольчатые втулки, которые приклепываются к общей ленте. Игольчатые втулки получают методами литья титановых сплавов в металлические формы (кокили). Данный технологический процесс характеризуется высоким уровнем брака по причине образования дефектов в виде пор, рыхлоты и трещин в теле иголок диаметром 2...3 мм.

Одним из путей решения данной проблемы может являться изготовление сварного варианта игольчатой втулки. В этом случае возникают следующие задачи:

— разработка технологии получения конического выступа в центральной части листовой заготовки в виде диска;

— разработка рационального технологического варианта приварки иголок к тарелке игольчатой втулки.

В статье представлены результаты исследования процесса формообразования конического выступа в центральной части тарелки игольчатой втулки при деформировании заготовки в виде тонколистового диска.

Формообразование деталей из листовых заготовок титановых сплавов в настоящее время чаще всего осуществляют в специальных штампах с электроконтактным нагревом заготовок проходящим электрическим током.

Для формообразования конического выступа в тарелке игольчатой втулки из листовой заготовки в виде диска может быть использован местный нагрев за счет импульсного пропуска тока, который обеспечивается на универсальных машинах для контактной точечной сварки (ТЭС). Кроме нагрева машина для контактной точечной сварки может обеспечить деформирование нагретой заготовки за счет привода сжатия электродов с формированием конического выступа требуемых размеров.

Методика проведения экспериментов. Для исследования возможности формообразования конического выступа тарелки игольчатой втулки использовали образцы из титанового сплава ВТ6С толщиной 2,0 мм и диаметром 50 мм. По центру заготовки выполняли отверстие диаметром 8 мм.

Сплав ВТ6С применяли в состоянии после закалки с температуры 850 °С с охлаждением в воде. Микроструктура представляет собой мелкозернистую смесь ($\alpha + \beta$)-фаз с размером зерен α -фазы 10...12 мкм, а β -фазы — 2...4 мкм. Микротвердость исходного образца 3280 МПа.

Сплав ВТ6С относится к мартенситному классу. Фазовый состав: низкотемпературная α -фаза с гексагональной решеткой и высокотемпературная β -фаза с ОЦК-решеткой. При достаточно высоких температурах структура сплава ВТ6 представлена β -фазой, при 800 °С примерно равными количествами α - и β -фаз, а при 550 °С в структуре сплава должно быть всего около 5 % β -фазы. Однако равновесие при температурах ниже 600 °С устанавливается очень долго, и поэтому в реальных условиях содержание β -фазы в сплаве ВТ6 в отожженном состоянии составляет около 10 %.

Процесс формирования конического выступа при импульсном нагреве электрическим током исследовали с использованием специального приспособления (рис. 1). Устройство состоит из матрицы 1, которая установлена на нижнем электроде 2 машины ТЭС, накидной гайки 3 и пуансона 4, на верхнем электроде 5.

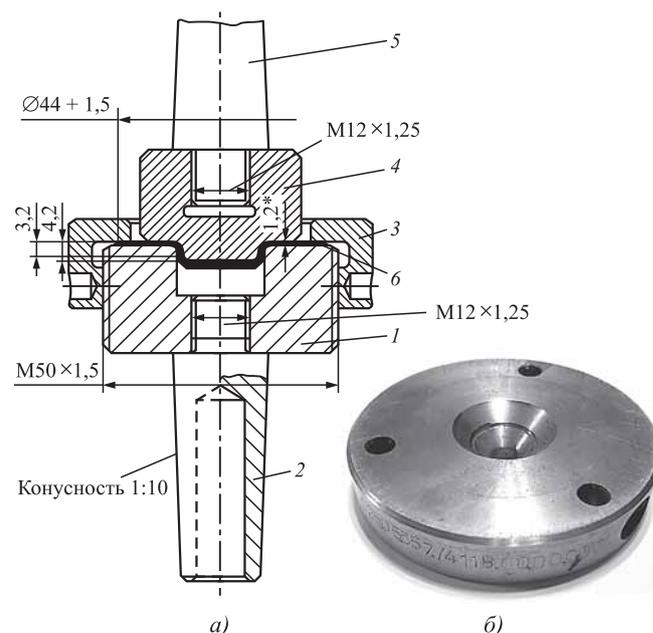


Рис. 1. Схема (а) и внешний вид (б) устройства для деформирования листовых заготовок из титановых сплавов при нагреве:

1 — матрица; 2, 5 — нижний и верхний электроды машины для контактной точечной сварки соответственно; 3 — накидная гайка; 4 — пуансон; 6 — листовая заготовка

1. Ориентировочные режимы контактной точечной сварки пластичного сплава ВТ6С

| Толщина, мм | Радиус сферы электродов, мм | Амплитуда тока в импульсе $I_{имп}$, кА | Длительность импульса t , с | Сила сжатия электродов P , кН | Диаметр ядра точки, мм |
|-------------|-----------------------------|--|-------------------------------|---------------------------------|------------------------|
| 1,2 + 1,2 | 75...100 | 6,5...7,0 | 0,20...0,25 | 2,94...3,4 | 5,5...5,8 |
| 2,0 + 2,0 | 100...150 | 9,0...10,5 | 0,30...0,35 | 4,4...4,9 | 7,0...7,5 |

закрепленного на верхнем электроде 5 машины ТЭС. Заготовка 6 из листа сплава ВТ6С фиксируется в матрице 1 накидной гайкой 3. Для защиты нагретого металла от окисления в матрице 1 выполнены каналы для подачи инертного газа (аргона) во внутреннюю полость матрицы.

В качестве ориентировочных режимов для осуществления нагрева и деформирования листовой заготовки были выбраны режимы точечной сварки пакета из двух заготовок толщиной, равной толщине тарелки игольчатой втулки (табл. 1).

Критериями оптимизации режима нагрева при деформировании дисковых заготовок выбраны следующие параметры:

- равномерная форма и толщина металла конического выступа тарелки игольчатой втулки;
- отсутствие оплавления и окисления металла конического выступа при нагреве под деформирование;

- предотвращение укрупнения зерна металла в зоне нагрева заготовки под деформирование.

Для проведения исследований по формообразованию конического выступа игольчатой втулки, а также для приварки иголок к тарелке втулки использовали машину для контактной точечной сварки током пониженной частоты деталей из сталей и цветных сплавов.

Для оценки влияния температуры нагрева и прилагаемой силы на свойства металла конического выступа проводили испытания образцов из сплава ВТ6С на статическое растяжение в соответствии с ГОСТ 6996—66.

Испытание образцов выполняли на стенде "Инстрон ТТ-ДМ" — универсальный прибор для проведения прецизионных исследований свойств материалов под нагрузкой. Стенд снабжен высокочувствительной электронной системой с измерительными головками, в которых используются тензометрические датчики для записи прилагаемых сил.

Металлографический анализ структуры сварных соединений проводили с помощью оптической микроскопии. Применяли следующие методы микроскопии или контрастирования

(режимы получения изображения): светлопольный, дифференциальный интерференционный контраст. Для исследований использовали оптический микроскоп Axio Imager K1 фирмы Carl Zeiss. Микроскоп оснащен пятью объективами с увеличением от 5 до 100, что обеспечивает увеличение микроскопа от 50 до 1000.

Результаты экспериментов и их обсуждение. При горячей листовой штамповке титановых сплавов структура и механические свойства полученных деталей в значительной степени определяются условиями горячего деформирования: температурой и временем нагрева; равномерностью нагрева металла перед деформированием; температурой начала и окончания процесса деформирования; скоростью деформирования; разовой и суммарной степенями деформации; схемой осуществления процесса деформации.

Температура нагрева заготовок максимальна перед деформированием. Для горячего деформирования листовых заготовок из титановых сплавов температуру нагрева выбирают в зависимости от марки сплава, но, как правило, эта температура значительно ниже температуры полиморфного превращения.

Обычно температуру нагрева заготовок под деформирование выбирают в диапазоне 850...1150 °С, т.е. выше 1000 °С, когда титановые сплавы имеют высокую технологическую пластичность. Однако нагрев до таких температур при горячей штамповке не обеспечивает хорошей структуры и удовлетворительных механических свойств полученных заготовок. Поэтому для деформирования используют верхний предел двухфазной ($\alpha + \beta$)-области, т.е. 860...960 °С [2, 3].

Для определения температуры нагрева для горячего деформирования образцов ВТ6С были проведены испытания образцов сплава ВТ6С при повышенных температурах нагрева. Для этого испытываемый образец, установленный между зажимами разрывной машины, помещали в цилиндрическую печь сопротивления. Для предотвращения окисления испытываемого образца внутрь печи подавался аргон.

2. Влияние температуры нагрева образцов сплава ВТ6С на его механические свойства

| Температура нагрева, °С | Временное сопротивление σ_b , МПа | Относительное удлинение δ , % |
|-------------------------|--|--------------------------------------|
| 20 | 820 | 18 |
| 100 | 720 | 20 |
| 200 | 620 | 22 |
| 300 | 610 | 19 |
| 400 | 600 | 18 |
| 500 | 530 | 20 |
| 600 | 420 | 22 |
| 700 | 350 | 25 |
| 800 | 270 | 30 |
| 900 | 190 | 38 |
| 1000 | 140 | 49 |
| 1100 | 85 | 40 |

Результаты определения механических характеристик сплава ВТ6С при повышенных температурах приведены в табл. 2.

Результаты выполненных экспериментов показали, что в диапазоне температур 800...900 °С исследуемый сплав имеет временное сопротивление 190...270 МПа при относительном удлинении 30...38 %. Поэтому температура нагрева 850...950 °С была взята за базовую для определения параметров импульса тока машины контактной точечной сварки.

При пластическом деформировании листовой заготовки из титанового сплава ВТ6С толщиной 2,0 мм ее нагрев осуществляется проходящим электрическим током в соответствии со схемой, представленной на рис. 2.

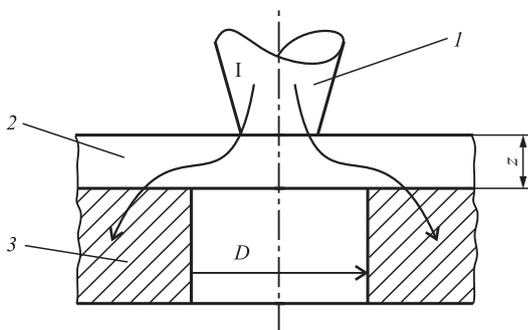


Рис. 2. Схема нагрева листовой заготовки из титанового сплава импульсом электрического тока:

1 — электрод машины контактной точечной сварки; 2 — заготовка; 3 — нижний электрод машины (матрица); D — диаметр части заготовки, нагреваемой под деформированием; z — толщина листовой заготовки; I — направление линий тока

За счет прохождения электрического тока через заготовку в ней выделяется тепловая энергия, Дж:

$$Q_{\text{имп}} = 0,24I_{\text{имп}}^2 Rt, \quad (1)$$

где R — электрическое сопротивление цилиндра диаметром D и толщиной z из материала детали, Ом.

Сопротивление детали можно определить по формуле

$$R = \rho \frac{4z}{\pi D^2}, \quad (2)$$

где ρ — удельное сопротивление материала заготовки при комнатной температуре, мкОм·м.

Выделяющаяся при прохождении тока в материале заготовки энергия вызывает нагрев заготовки; температура в конечный момент времени определяется следующим выражением (при условии, что нагрев выполняется единичным импульсом):

$$T_k = \frac{Q_{\text{имп}}}{cm}, \quad (3)$$

где c — удельная массовая теплоемкость материала заготовки, Дж/(кг·°С); m — масса нагреваемой заготовки, кг.

Масса нагреваемой заготовки:

$$m = \gamma \frac{\pi D^2 z}{4}, \quad (4)$$

где γ — плотность титана (титанового сплава), $\gamma = 4500 \text{ кг/м}^3$.

Искомая амплитуда тока в импульсе будет определяться выражением

$$I_{\text{имп}} = \sqrt{\frac{cm\Delta T}{Rt}}, \quad (5)$$

где ΔT — разница между конечной температурой нагреваемой заготовки при деформировании и начальной температурой.

Подставляя в (5) выражения для определения массы детали m и ее сопротивления R, получаем

$$I_{\text{имп}} = 5,03D^2 \sqrt{\frac{\Delta T}{t}}. \quad (6)$$

Из формулы (6) следует, что повышение амплитуды тока в импульсе для достижения необходимой температуры нагрева под деформирование будет происходить с увеличением площади (диаметра) нагреваемой зоны, разности температур заготовки до и после прохождения

тока, а также с уменьшением длительности импульса.

Полученные расчетные данные показали, что для нагрева листовых заготовок перед деформированием будет достаточно осуществить пропускание импульса тока 3,0...5,0 кА при его длительности 0,1...0,5 с.

Использование режимов контактной точечной сварки для формирования конического выступа не представляется возможным из-за слишком узкой зоны разогрева деформируемого металла, ограниченной диаметром верхнего электрода (пуансона) контактной машины.

При этом остальной металл заготовки остается слабо разогретым и в момент сжатия электродов он находится в малопластичном состоянии. В результате в области основания конического выступа тарелки возникают трещины и наблюдается отрыв выступа от основания. Также условия деформирования металла вызывают быстрый износ пуансона и матрицы.

Были проведены эксперименты по влиянию амплитуды тока в импульсе на температуру нагрева заготовки. Для измерения температуры нагрева заготовки применяли сканирующий микропирометр, датчик которого был размещен в специальном канале в нижнем электроде (в матрице).

Результаты измерения температуры нагрева заготовки при варьировании амплитуды тока в импульсе представлены на рис. 3. Из представленной зависимости следует, что при постоянной длительности импульса (0,32 с) увеличение амплитуды тока в импульсе сопровождается повышением температуры нагрева заготовки.

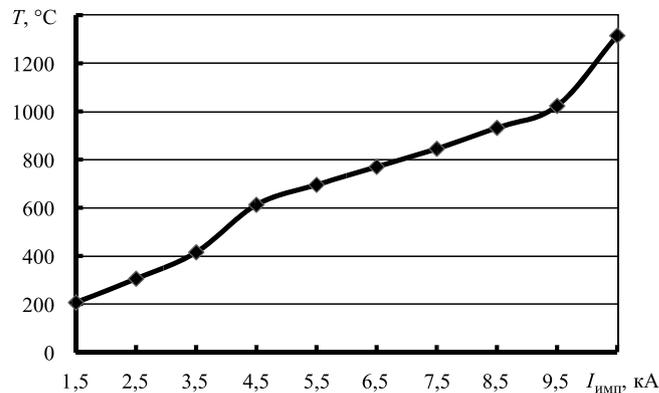
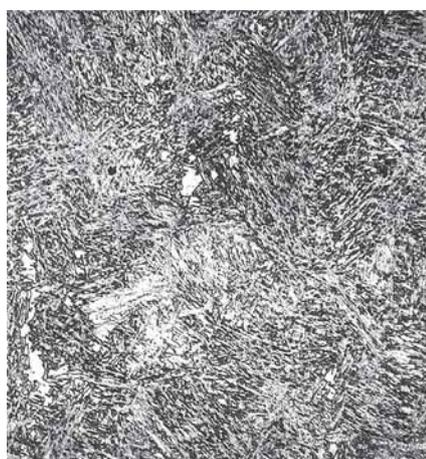


Рис. 3. Влияние амплитуды тока в импульсе на температуру нагрева центральной области листовой дисковой заготовки из сплава ВТ6С толщиной 2,0 мм. Длительность импульса 0,32 с

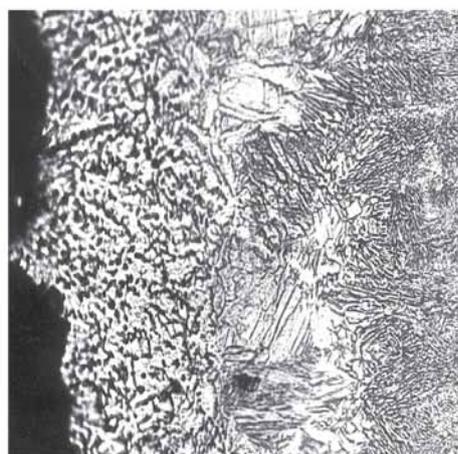
При этом температура пластичного состояния сплава ВТ6С (750...900 °С) достигается при амплитуде тока в импульсе 5,5...7,0 кА. Дальнейшее его увеличение сопровождается резким нарастанием температуры нагрева заготовки до 950...1400 °С, что сопровождается существенным укрупнением зерна (рис. 4, а).

Диаметр зоны нагрева варьируется в диапазоне 18...25 мм во всем исследованном диапазоне значений амплитуды тока в импульсе. При значениях амплитуды тока в импульсе, превышающих 10,5 кА, отмечается подплавление поверхности заготовки в зоне контакта ее поверхности с пуансоном (верхним электродом контактной машины) (рис. 4, б).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что для увеличения диаметра области нагрева заготовки перед деформированием



а)



б)

Рис. 4. Микроструктуры поверхности тарелки игольчатой втулки при амплитуде тока в импульсе 6,5 кА (а) и 10,5 кА (б). Длительность импульса 0,32 с. $\times 200$

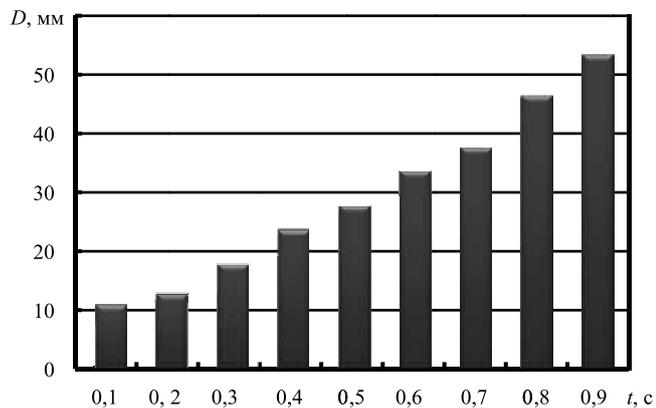


Рис. 5. Влияние длительности импульса на диаметр D зоны дисковой заготовки из сплава ВТ6С, нагретой выше $650\text{ }^{\circ}\text{C}$. Амплитуда тока в импульсе $5,5\text{ кА}$

целесообразно увеличить время протекания тока, т.е. перейти к более мягким режимам нагрева заготовки.

Увеличение длительности импульса тока (рис. 5) приводит к расширению области заготовки, нагретой выше $700\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для диаметра тарелки и размеров конического выступа, соответствующих конструкторской документации на игольчатую втулку, диаметр зоны нагрева составляет $34\text{...}38\text{ мм}$ и достигает для амплитуды тока в импульсе $5,5\text{ кА}$ за $0,5\text{...}0,7\text{ с}$.

Помимо амплитуды тока в импульсе и длительности его протекания на характер формирования конического выступа в тарелки иголь-

чатой втулки влияет скорость нарастания силы сжатия электродов. Скорость деформирования более $35\text{...}40\text{ мм/с}$ приводит к образованию отрыва по образующей выступа [4].

Заготовка тарелки игольчатой втулки после деформирования конического выступа, полученная по рекомендуемым режимам, показана на рис. 6. Поверхность конического выступа не имеет морщин, складок, трещин и других дефектов.

Анализ микроструктуры металла в зоне нагрева и формовки выступа показал, что она практически идентична микроструктуре металла заготовки на участках, не подвергавшихся нагреву.

Для оценки механических свойств металла выступа образцов (их центральную часть) из листа сплава ВТ6С толщиной 2 мм подвергли импульсному нагреву с помощью машины контактной точечной сварки в специальном приспособлении. Схема нагрева образцов для механических испытаний полностью имитировала схему нагрева заготовки под формирование выступа за исключением включения силы осадки электродов. Результаты испытаний представлены в табл. 3. Анализ полученных результатов показал, что механические свойства металла конического выступа тарелки игольчатой втулки после его формовки полностью со-

3. Механические свойства листов сплава ВТ6С толщиной $2,0\text{ мм}$ в зависимости от варианта обработки

| Состояние образца | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % |
|--|------------------|----------------------|--------------|
| Прокатка + отжиг ($650\text{ }^{\circ}\text{C}$, 24 ч , аргон) | 920...935 | 760...780 | 9...11 |
| Имитация нагрева под формовку ($720\text{ }^{\circ}\text{C}$, $0,6\text{ с}$) | 870...895 | 725...750 | 12...16 |



Рис. 6. Заготовка тарелки втулки после деформирования с нагревом в электродах машины контактной точечной сварки с наружной (а) и внутренней (б) сторон

ответствует свойствам листа сплава ВТ6С после низкотемпературного отжига.

В сплаве ВТ6С деформируемость связана с морфологией вторых фаз. В случае равноосной зеренной ($\alpha + \beta$)-структуры деформируемость выше в сравнении с деформируемостью мартенситных игол β' -фазы. Аналогичные зависимости для исследованного сплава наблюдаются и при деформировании без приложения импульса тока. Отличительной особенностью кривых "напряжение—перемещение" при воздействии импульсным током является появление скачков напряжения, каждый из которых соответствует одиночному импульсу тока.

Направление (верх, вниз) и амплитуда скачка напряжения различны и зависят от химического состава сплава, структурного состояния. При наличии фазового превращения при деформации наблюдаются оба вида скачков напряжения, при их отсутствии присутствуют только скачки вниз (рис. 7).

Температура нагрева заготовки тарелки игольчатой втулки, наличие газовой защиты инертным газом и скорость сжатия электродов (пуансона и матрицы) существенно влияют на структуру поверхностного слоя деформируемой заготовки.

На образование окисленного (альфированного) слоя влияет расход инертного газа, подаваемого внутрь матрицы. При расходе аргона менее 1,5 л/мин с внешней стороны конического выступа наблюдается появление цветов побежалости (рис. 8, а). Микроанализом в сечении

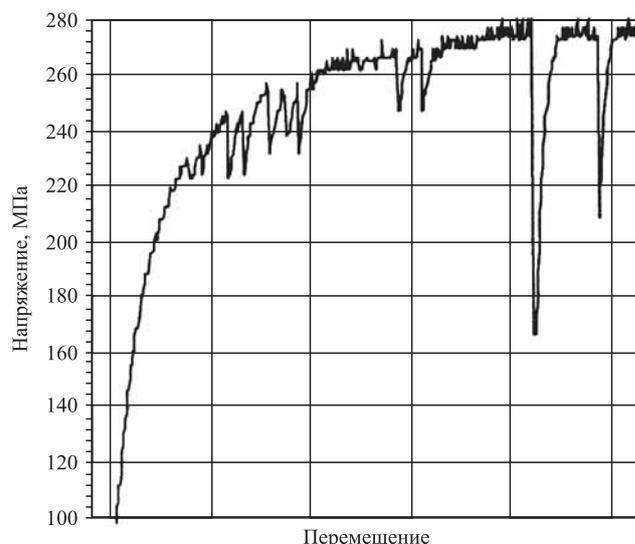


Рис. 7. Кривая растяжения с одиночными импульсами тока для сплава ВТ6С толщиной 2,0 мм

заготовки по зоне формовки выступа установлено наличие на поверхности грубоигольчатого альфированного слоя (рис. 8, б).

Однако, несмотря на присутствие на поверхности заготовки альфированного слоя при расходе аргона менее 1,5 л/мин, глубина окисления материала заготовки тарелки игольчатой втулки при нагреве до 850 °С не превышает 0,05...0,12 мм, что обусловлено малой длительностью пребывания металла в нагретом состоянии.

Эксперименты выявили существенное влияние на структуру металла в зоне выступа скорости сжатия электродов машины контактной

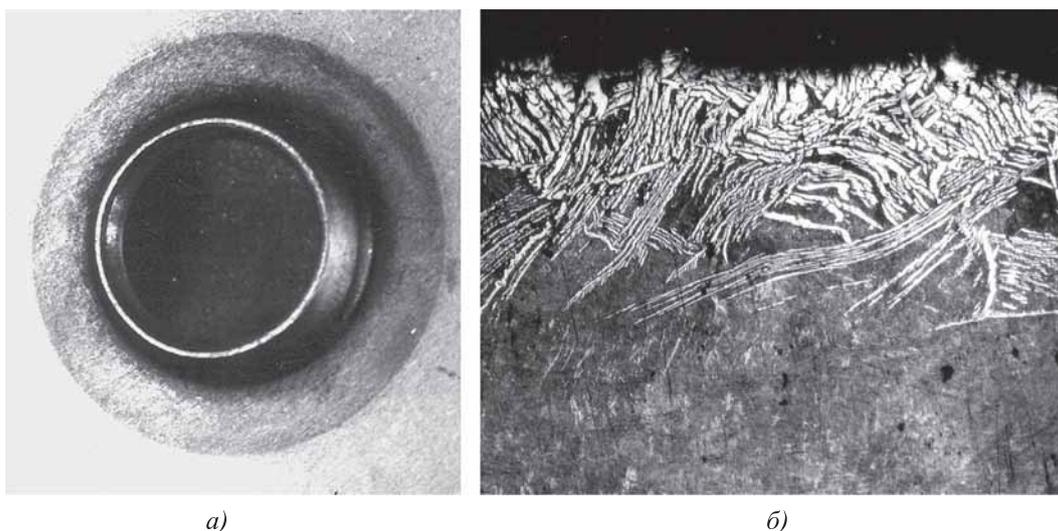


Рис. 8. Цвета побежалости на внешней поверхности выступа (а) и альфированный слой (б, $\times 63$) при расходе аргона менее 1,5 л/мин

точечной сварки (скорость деформирования). Металлографическим анализом установлено, что при нагреве заготовки импульсом тока до 850...950 °С и скорости деформирования 15...20 мм/с наблюдается формирование крупнозернистой структуры, близкой по характеру к структуре перегрева. Увеличение скорости деформирования до 30...40 мм/с и более способствует образованию мелкозернистой структуры в данном диапазоне температур нагрева.

Повышение скорости деформирования более 40 мм/с (особенно более 60 мм/с) приводит к возникновению трещин, идущих от края заготовки в зоне радиуса перегиба. При этом фрактографический анализ показал хрупкий характер изломов по трещинам с наличием вторичных трещин и межзеренного разрушения.

На основании полученных результатов можно заключить, что оптимальное значение скорости деформирования составляет 22...30 мм/с.

Выводы

1. Установлена возможность нагрева и деформирования листовых заготовок тарелки игольчатой втулки из титанового сплава ВТ6С в электродах машины для контактной точечной сварки.

2. Выполнены расчеты значений амплитуды тока в импульсе во вторичном контуре машины для контактной точечной сварки, обеспечивающие нагрев заготовки до температуры 850...900 °С. Для толщины заготовки 2,0 мм расчетное значение амплитуды тока в импульсе равно 3,5...5,0 кА при длительности импульса 0,2...0,5 с.

3. Температура пластичного состояния заготовок из сплава ВТ6С достигается при амплитуде тока в импульсе 4,5...5,5 кА (длительность импульса 0,4...0,6 с). Увеличение амплитуды

тока в импульсе сопровождается значительным ростом размера зерна в деформируемом материале, а при амплитуде тока в импульсе более 10 кА образуется подплавление поверхности заготовки в зоне ее контакта с пуансоном.

4. На формирование выступа в заготовке помимо амплитуды тока в импульсе и его длительности влияет скорость деформирования (скорость сжатия электродов). Скорость деформирования 22...30 мм/с способствует качественному формированию геометрической формы выступа и образованию мелкозернистой структуры деформированного металла.

5. Импульсный нагрев благодаря малой длительности пребывания металла заготовки в нагретом состоянии обеспечивает даже при незначительном расходе аргона практически полное устранение образования альфированного слоя на поверхности конического выступа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы. М.: Университетская книга, Логос, 2006. 252 с.
2. **Материаловедение** и технология металлов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюшин и др. М.: Высшая школа, 2001. 638 с.
3. Дальский А.М., Барсукова Т.М., Вязов А.Ф. и др. Технология конструкционных материалов. 6-е изд. М.: Машиностроение, 2005. 592 с.
4. **Овчинников В.В., Смирнов С.В., Гуреева М.А.** Исследование процесса локального деформирования листовых заготовок из титановых сплавов с импульсным нагревом электрическим током // Машиностроение и инженерное образование. 2007. № 1. С. 35—41.

*Сергей Вячеславович Смирнов;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru*

Н.В. Редькина, Ю.В. Бугров

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

Влияние различных режимов термоциклической обработки на механические свойства элинварного сплава 44НХТЮ

Приведены результаты влияния экспериментальных режимов термоциклической обработки элинварного сплава 44НХТЮ на его механические свойства.

Ключевые слова: термоциклическая обработка; сплав 44НХТЮ; механические свойства.

The results of the effect of experimental regimes of thermocyclic treatment of elinvar 44NKhTYu alloy on its mechanical properties are presented.

Keywords: thermocyclic treatment; 44NKhTYu alloy; mechanical properties.

Экспериментально разработанные режимы термоциклической обработки (ТЦО) позволяют получать различные комплексы механических свойств для сплава 44НХТЮ, а также существенно увеличить наряду с высокой вязкостью твердость и прочность данного материала и интенсифицировать сам процесс, вследствие чего повышаются долговечность работы и стойкость к растрескиванию в процессе эксплуатации соответствующих изделий, что не достижимо с помощью стандартных режимов. Разработка такого режима ТЦО является перспективным и востребованным направлением в современной металлургии.

Цель работы — исследование влияния различных экспериментальных режимов термического циклирования сплава 44НХТЮ на его механические свойства.

В результате испытаний на статическое растяжение образцов, обработанных по различным режимам ТЦО, были получены диаграммы растяжения.

Аустенитный сплав 44НХТЮ, химический состав которого приведен в табл. 1, состоящий из γ - и γ' -фаз с ГЦК-решетками, обладает достаточно высокой пластичностью.

Исследования механических свойств сплава 44НХТЮ проводили на образцах в состоянии после различных режимов термоциклической обработки (табл. 2), где во всех случаях вместо

закалки использовали режим первичной ТЦО: 910 °С, 2 мин \leftrightarrow 20 °С, 3 цикла (охлаждающая среда — вода) [1]. Схему первичной ТЦО разрабатывали с учетом исследований работы [2]. Стандартный режим термической обработки согласно ГОСТ 14117—85: закалка (910 \pm 10) °С, 30 мин, охлаждение водой; старение 690 °С, 3 ч (общее время обработки 210 мин). Во всех случаях вторичной ТЦО охлаждающей средой служила вода.

Из табл. 2 следует, что при разработке всех экспериментальных режимов вторичной ТЦО выбраны повышенные температуры превращений, что сделано для интенсификации непрерывного распада, для повышения прочности и исключения охрупчивания сплава 44НХТЮ [3]. На схеме диаграммы растяжения (рис. 1, а) видно, что небольшое начальное приложенное напряжение P вызывает деформацию, которая является всегда упругой и ее величина находится в прямой зависимости от напряжения (участок I). Диаграммы по режимам № 1—12 схожи в данном случае. Протяженность участка II по режимам № 1—12 резко отличается. Чувствительные элементы работают в упругой области с очень малой остаточной деформацией, поэтому такого запаса пластичности вполне достаточно для надежной работы приборов [4]. Участки III диаграмм по режимам № 1—12 схожи.

1. Химический состав сплава 44НХТЮ (ГОСТ 10994—74), % мас.

| C | Si | Mn | Ni | Cr | S | P | Ti | Al |
|------|-----------|-----------|-------------|-----------|----------|---|-----------|-----------|
| | | | | | не более | | | |
| 0,05 | 0,3...0,6 | 0,3...0,6 | 43,5...45,5 | 5,0...5,6 | 0,02 | | 2,2...2,7 | 0,4...0,8 |

2. Режимы вторичной ТЦО сплава 44НХТЮ

| Номер режима обработки | Режим вторичной ТЦО |
|------------------------|---|
| 1 | 750 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 700 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 600 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла |
| 2 | 750 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 700 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 600 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 500 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла |
| 3 | 750 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 700 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 600 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 500 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 400 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла |
| 4 | 750 °С ↔ 20 °С, 3 цикла, 15 мин + 700 °С ↔ 20 °С, 3 цикла, 15 мин + 600 °С ↔ 20 °С, 3 цикла, 15 мин + 500 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 400 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 340 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла |
| 5 | 750 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 700 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 600 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 700 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 750 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла |
| 6 | 690 °С, 2 мин ↔ 340 °С, 15 мин, 3 цикла |
| 7 | 690 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 340 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 690 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 340 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 690 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 340 °С, 15 мин ↔ 20 °С, 3 цикла |
| 8 | 690 °С, 10 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 340 °С, 10 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 690 °С, 10 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 340 °С, 10 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 690 °С, 10 мин ↔ 20 °С, 3 цикла + 340 °С, 10 мин ↔ 20 °С, 3 цикла |
| 9 | 690 °С, 60 мин + 340 °С, 120 мин (комбинированное старение) |
| 10 | 690 °С, 60 мин + 340 °С, 180 мин (комбинированное старение) |
| 11 | 750 °С ↔ 20 °С, 1 цикл, 15 мин + 700 °С ↔ 20 °С, 1 цикл, 15 мин + 600 °С ↔ 20 °С, 1 цикл, 15 мин |
| 12 | 750 °С ↔ 20 °С, 3 цикла, 15 мин + 700 °С ↔ 20 °С, 3 цикла, 15 мин + 600 °С ↔ 20 °С, 3 цикла, 15 мин + (-60 °С) ↔ 20 °С, 3 цикла, 15 мин |

Механические свойства сплава 44НХТЮ определяли при растяжении пятикратных образцов с рабочим диаметром 3 мм по ГОСТ 1497–84. Испытания проводили на универсальной разрывной машине УМЭ-10ТМ со скоростью деформирования 5 мм/мин и разверткой диаграммы растяжения по деформации

в масштабе ~50. Размеры образцов до и после испытания измеряли с помощью микрометра и компаратора ИЗА-2 с точностью 10⁻² мм.

По диаграммам растяжения образцов строили кривые для определения показателей деформационного упрочнения согласно уравнениям [5, 6]:

$$S = S_0 \varepsilon^n; \tag{1}$$

$$S = \sigma_T + B\sqrt{\varepsilon}, \tag{2}$$

где $S = P/F = (1-\varepsilon)P/F_0$ — истинное сопротивление деформации; $\varepsilon = \ln(1/(1-\psi))$ — истинная деформация; S_0 — постоянная, равная напряжению течения при $\varepsilon = 1$; $\sigma_T = P/F_0$ — предел текучести; n — показатель деформационного упрочнения; $B = dS/d\sqrt{\varepsilon}$ — коэффициент деформационного упрочнения; P — текущая сила; F_0, F — исходная и текущая площади поперечного сечения образца; ψ — текущее сужение.

При анализе хрупкости стали использовали обобщенную характеристику механических свойств материалов —

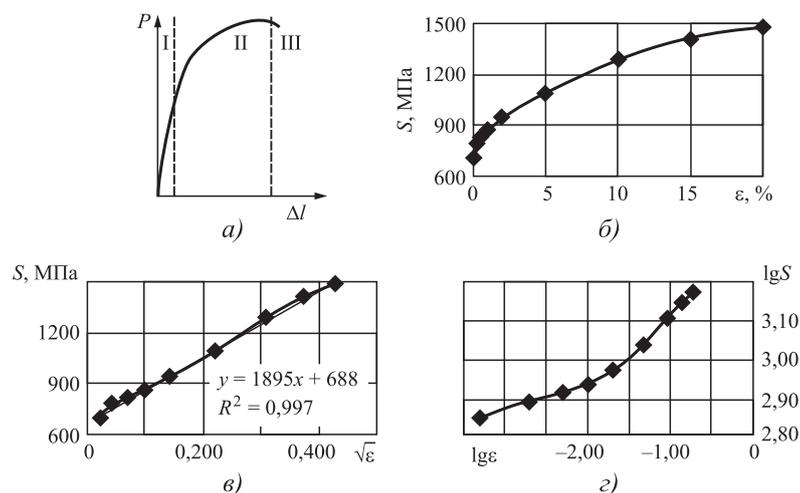


Рис. 1. Типичные кривые деформационного упрочнения при растяжении сплава 44НХТЮ:

а — схема диаграммы растяжения сплава 44НХТЮ после ТЦО; б — в координатах $S-\varepsilon$; в — $S-\sqrt{\varepsilon}$; г — $\lg S-\lg \varepsilon$

3. Механические свойства сплава 44НХТЮ после ТЦО по различным режимам

| Номер ТЦО | σ_T | $\sigma_{0,2}$ | σ_B | S_k | $\delta_k, \%$ | ϵ_k | W | B | HRC |
|-----------|------------|----------------|------------|-------|----------------|--------------|------|------|-----|
| | МПа | | | | | | МПа | | |
| 1 | 768 | 851 | 1274 | 1229 | 23 | 0,65 | 808 | 1754 | 43 |
| 3 | 745 | 838 | 1274 | 1241 | 24 | 0,59 | 740 | 1895 | 42 |
| 4 | 767 | 845 | 1281 | 1241 | 22 | 0,50 | 628 | 1776 | 37 |
| 6 | 690 | 746 | 1171 | 1103 | 27 | 0,67 | 759 | 1698 | 38 |
| 9 | 700 | 751 | 1281 | 1249 | 25 | 0,87 | 1096 | 1719 | 41 |
| 11 | 833 | 908 | 1317 | 1317 | 19 | 0,29 | 379 | — | 40 |
| 12 | 852 | 883 | 1325 | 1284 | 24 | 0,78 | 1015 | 1812 | 41 |

удельную энергоёмкость разрушения W , определяемую по формуле [7]

$$W = 0,5 (\sigma_B + S_k) \epsilon_k, \quad (3)$$

где $S_k = P_k/F_k$ — истинное сопротивление разрыву; P_k, F_k — сила и площадь поперечного сечения шейки образца в момент разрыва; $\epsilon_k = \ln(1/(1 - \psi_k))$ — истинная предельная деформация.

Полученные при испытании на растяжение механические свойства сплава 44НХТЮ после различных режимов ТЦО приведены в табл. 3.

Из табл. 3 видно, что вторичная ТЦО после первичной ТЦО по всем экспериментальным режимам (см. табл. 2) позволяет получить высокие твердость и прочность (конструкторские требования к сплаву 44НХТЮ 32 HRC) и при этом повышенную вязкость, что свидетельствует о достаточной диффузионной подвижности атомов за приемлемое время, необходимой для распада раствора в необходимой степени, вследствие чего образуются интерметаллиды, за счет которых происходит упрочнение сплава 44НХТЮ, что было исследовано в работе [3].

Распад полученного в результате вторичной ТЦО пересыщенного твердого раствора, имеющий избыточную плотность дефектов кристаллического строения, таких как вакансии и дислокации, протекает без инкубационного периода, о чем свидетельствует отсутствие площадки текучести на диаграмме разрушения в результате испытаний на разрыв (см. рис. 1).

Упрочнение обусловлено преимущественно блокированием дислокаций скоплениями атомов внедрения, быстрая миграция которых к дефектам осуществляется в основном посред-

ством совместного перемещения с парными деформационными вакансиями. Вторую стадию отличает умеренное и относительно медленно протекающее упрочнение, связанное непосредственно с образованием дисперсных частиц избыточной фазы [3].

После всех режимов ТЦО получено относительное удлинение более 15 %, что обеспечивает высокое сопротивление к зарождению и распространению трещин по сравнению со стандартной термической обработкой по ГОСТ 14117—85.

На рис. 1 приведены кривые деформационного упрочнения в области равномерной деформации (до P_{max}) при растяжении сплава 44НХТЮ после различных режимов ТЦО.

На рис. 1, б кривая деформационного упрочнения имеет вид параболы, свидетельствующий об уменьшении коэффициента упрочнения $K = dS/d\epsilon$ с увеличением степени деформации стали.

На рис. 1, в показана линейная зависимость истинного сопротивления деформации в соответствии с уравнением (2). При этом коэффициент $B = 1895$ МПа характеризует не только интенсивность деформационного упрочнения стали, но и влияние увеличения плотности дислокаций [5]

$$\tau = \tau_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (4)$$

где τ_0 — напряжение трения решетки; $\alpha = 0,5...1,5$ — постоянная, зависящая от типа кристаллической решетки; G — модуль сдвига; b — вектор Бюргера; ρ — плотность дислокаций.

Кривая деформационного упрочнения (см. рис. 1, г), построенная в соответствии

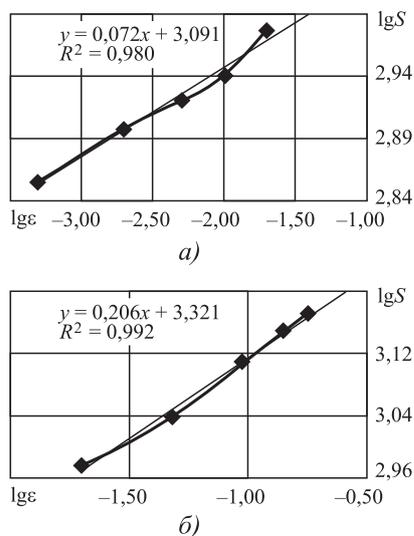


Рис. 2. Стадии кривой низкого (а) и интенсивного (б) деформационного упрочнения сплава 44НХТЮ

с уравнением (1), имеет вид ломаной линии, отражающей стадии низкого и интенсивного деформационного упрочнения, часто наблюдаемые у аустенитных сталей (рис. 2).

Из рис. 2 следует, что деформационное упрочнение на первой стадии (см. рис. 2, а) меньше, чем на второй (см. рис. 2, б), что подтверждает высокую склонность сплава 44НХТЮ к деформационному наклепу.

Заключение. Режимы ТЦО позволяют значительно сократить время проведения термической обработки и при этом получить требуемый уровень пластичности и прочности, необходимые при работе упругих чувствительных элементов. Изменением режима термоциклической

обработки сплава 44НХТЮ можно варьировать его окончательные механические свойства в зависимости от требований к изделиям из этого сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Редькина Н.В. Разработка схем термоциклической обработки на примере сплава 44НХТЮ // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева. 2013. № 5. С. 358—361.
2. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. Л.: Машиностроение, 1989. 255 с.
3. Бараз В.Р., Стрижак В. Эливарные сплавы: особенности состава, структуры и свойств. Ч. 1 // Национальная металлургия. 2003. № 4. С. 95—98.
4. Мукажанов Е.Б. и др. Особенности изменения механических свойств дисперсионно-твердеющего сплава 47ХНМ при закалке и старении // Известия Томского политехнического университета. 2007. Т. 311. № 2. С. 123—126.
5. Бугров Ю.В. О методике построения кривых деформационного упрочнения металлов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. № 8. Т. 81. С. 62—64.
6. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1998. 400 с.
7. Бугров Ю.В. Определение удельной работы пластической деформации при растяжении металлов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. № 3. С. 66—68.

Наталья Викторовна Редькина,
rednatvik@gmail.com;

Юрий Владимирович Бугров, канд. техн. наук

Заготовка трубная по ГОСТ 34636—2020* (марки стали, химический состав и сортамент)

ГОСТ 34636—2020 распространяется на непрерывнолитую и горячедеформированную трубные заготовки из нелегированной и легированной стали, предназначенные для производства бесшовных труб.

1. Марки стали и химический состав

1.1. Трубную заготовку изготавливают из стали марок с химическим составом: Ст2сп, Ст3сп и Ст4сп — по ГОСТ 380; спокойной — по ГОСТ 1050; по ГОСТ 4543; 65, 70, 75, 80, 85, 60Г, 65Г и 70Г — по ГОСТ 14959; 15Х5М — по ГОСТ 20072; А, С, Д, ДБ, 10Г2А, 12Г2А, 12Х2НВФА (ЭИ712), 18Г2, 32Г2, 36Г2С, 37Г2С, 37ХГФ, 38ХНМ и 60ХФА — по табл. 1; С-55, 0ХМ, 0ХН3М — согласованным при оформлении заказа между изготовителем и заказчиком.

Допускается изготовление трубной заготовки из стали других марок с химическим составом, согласовываемых при оформлении заказа, в том числе из перечисленных марок стали с химическим составом по другим согласованным документам.

1.2. В трубной заготовке из стали марок, указанных в табл. 1, допускаются отклонения по химическому составу стали от норм, приведенных в табл. 1. Отклонения не должны превышать для трубной заготовки из стали марок: А, С, Д и ДБ — норм по ГОСТ 380, за исключением массовой доли серы (S) и фосфора (P), отклонения по которым не допускаются; 10Г2А, 12Г2А, 18Г2, 32Г2 — норм по ГОСТ 1050; 12Х2НВФА (ЭИ712), 36Г2С, 37Г2С, 37ХГФ, 38ХНМ — норм по ГОСТ 4543; 60ХФА — норм по ГОСТ 14959.

Отклонения по химическому составу стали марок С-55, 0ХМ, 0ХН3М согласовывают при оформлении заказа.

1.2.1. По согласованию изготовителя с заказчиком допускаются другие отклонения по химическому составу стали в трубной заготовке.

1.3. По требованию заказчика трубную заготовку поставляют с нормированным углеродным эквивалентом $C_{\text{ЭКВ}}$. Нормы углеродного эквивалента $C_{\text{ЭКВ}}$ согласовывают при оформлении заказа.

1.4. По требованию заказчика трубную заготовку поставляют с нормированной массовой долей водорода в жидкой стали. Норму массовой доли водорода в жидкой стали согласовывают при оформлении заказа.

2. Сортамент

2.1. Непрерывнолитая трубная заготовка (НЛЗ)

2.1.1. Трубную заготовку поставляют диаметром от 145 до 600 мм включительно.

2.1.2. Размеры и предельные отклонения размеров трубной заготовки должны соответствовать требованиям, указанным в табл. 2.

2.1.3. По согласованию изготовителя с заказчиком трубную заготовку поставляют:

- других размеров по диаметру и длине;
- с другими предельными отклонениями размеров;

- мерной длиной (МД) и кратной мерной (КД) в пределах немерной длины, указанной в табл. 2.

2.1.4. Овальность трубной заготовки не должна выводить диаметр трубной заготовки за предельные отклонения диаметра.

2.1.5. Отклонение от прямолинейности (кривизна) любого участка трубной заготовки на 1 м длины должно быть не более 2,5 мм. Общее отклонение от прямолинейности (кривизна) должно быть не более 0,3 % длины трубной заготовки. По согласованию изготовителя с заказчиком общее отклонение от прямолинейности (кривизна) трубной заготовки диаметром свыше 410 мм должно быть не более 0,5 %.

2.2. Горячедеформированная трубная заготовка (ГДС, ГДН)

2.2.1. Трубную заготовку поставляют диаметром от 70 до 410 мм включительно.

* Дата введения ГОСТ 34636—2020 1 октября 2020 г. Введен впервые.

ИНФОРМАЦИЯ

1. Химический состав стали по ковшовой пробе, % мас.

| Марка стали | C | Mn | Si | Cr | Ni | W | V | Mo | S | P | Cu |
|--|----------------|-------------|-------------|---------------|---------------|-------------|-------------|---------------|---------------|---------------|-------|
| | | | | | | | | | Не более | | |
| <i>Сталь нелегированная обыкновенного качества</i> | | | | | | | | | | | |
| A | Не нормируется | | | | | | | | 0,045 | 0,045 | 0,30 |
| С | | | | | | | | | | | |
| Д | 0,41...0,48 | 0,60...0,90 | 0,17...0,37 | Не более 0,30 | | | | | | | |
| ДБ | | 0,90...1,20 | | | | | | | | | |
| <i>Сталь нелегированная специальная</i> | | | | | | | | | | | |
| 10Г2А | 0,07...0,15 | 1,20...1,60 | 0,17...0,37 | Не более 0,25 | | | | 0,025 | 0,025 | 0,30 | |
| 12Г2А | 0,12...0,20 | 2,00...2,40 | | | | | | | | | |
| 18Г2 | 0,14...0,20 | 1,20...1,60 | 0,25...0,55 | Не более 0,30 | | | | 0,040 | | | |
| 32Г2 | 0,30...0,35 | 1,20...1,50 | 0,17...0,37 | | | | | Не более 0,30 | Не более 0,25 | | 0,035 |
| <i>Сталь легированная</i> | | | | | | | | | | | |
| 12Х2НВФА (ЭИ712) | 0,08...0,15 | 0,30...0,70 | 0,17...0,37 | 1,90...2,40 | 0,80...1,20 | 1,00...1,40 | 0,18...0,28 | Не более 0,15 | 0,025 | 0,025 | 0,30 |
| 36Г2С | 0,32...0,40 | 1,50...1,80 | 0,40...0,70 | Не более 0,25 | | | | 0,035 | 0,035 | | |
| 37Г2С | 0,33...0,41 | 1,30...1,70 | | | | | | | | | |
| 37ХГФ | 0,35...0,41 | 0,50...0,80 | 0,17...0,37 | 0,50...0,80 | Не более 0,25 | 0,08...0,12 | 0,08...0,14 | 0,045 | 0,045 | | |
| 38ХНМ | 0,33...0,43 | 0,75...1,05 | | 0,40...0,70 | 0,40...0,70 | | | Не более 0,20 | | Не более 0,05 | |
| 60ХФА | 0,55...0,65 | 0,50...0,80 | | 0,80...1,10 | Не более 0,40 | — | 0,10...0,20 | — | 0,030 | 0,035 | |

Примечания. 1. Знак "—" означает, что массовую долю элемента не нормируют и не контролируют.
 2. В стали, изготовленной скрап-процессом или из медистых руд, допускается массовая доля остаточных меди (Cu) и никеля (Ni) не более 0,30 % каждого элемента.
 3. В стали марки 37Г2С массовая доля азота (N) не должна превышать 0,012 %. 4. Массовая доля мышьяка (As) и азота (N) в стали марок А, С, Д и ДБ — по ГОСТ 380.
 5. Массовая доля титана (Ti) в стали марок 12Х2НВФА (ЭИ712), 38ХНМ не должна превышать 0,03 %.

2.2.2. Предельные отклонения диаметра трубной заготовки должны соответствовать нормам, указанным в табл. 3.

2.2.3. В соответствии с заказом трубную заготовку поставляют длиной: немерной (НД) от

2. Размеры и предельные отклонения размеров трубной заготовки, мм

| Диаметр | | Длина | | |
|----------------------|-----------------------|--------------------------|--------------------------------|----------------|
| Номинальный | Предельные отклонения | Немерная длина | Предельные отклонения по длине | |
| | | | мерной | кратной мерной |
| 145 | ±2,5 | От 1400 до 12 000 включ. | +50 | ±50 |
| 150 | | | | |
| 156 | | | | |
| 170 | | | | |
| 180 | ±4,0 | От 4000 до 12 000 | +70 | ±70 |
| 200 | | | | |
| 215 | | | | |
| 220, 240, 280, 290 | | | | |
| От 350 до 410 включ. | ±5 | От 3600 до 12 000 включ. | +50 | ±50 |
| 460 | ±5,5 | | | |
| 550 | ±6,5 | | | |
| 600 | | | | |

3. Предельные отклонения по диаметру трубной заготовки, мм

| Номинальный диаметр | Предельные отклонения диаметра при точности прокатки | | |
|--------------------------|--|--------------|------|
| | Повышенной Б1 | Обычной | |
| | | В1 | В2 |
| От 70,0 до 78,0 включ. | +0,3 -1,1 | +0,5 -1,1 | ±1,0 |
| 80,0 | +0,3 | +0,5 | |
| От 82,0 до 97,0 включ. | -1,3 | -1,3 | ±1,3 |
| 100,0 | | | |
| От 105,0 до 110,0 включ. | +0,4 -1,7 | +0,6 -1,7 | ±1,5 |
| 115 | | | |
| 120,0 | +0,6 | +0,8 | ±2,0 |
| От 125,0 до 155,0 включ. | -2,0 | -2,0 | |
| 160,0 | +0,8 | +0,9 | ±2,5 |
| От 165,0 до 200,0 включ. | -2,5 | -2,5 | |
| От 210,0 до 220,0 | +1,2 -3,0 | ±2,5 | ±3,0 |
| 230 | | | |
| 240 | +1,2 | ±3,5 | ±4,0 |
| 250 | -3,0 | ±3,6 | |
| 260 | | ±3,8 | ±6,0 |
| 270 | +2,0 -4,0 | ±3,9 ±4,1 | |
| Св. 270 | По согласованной спецификации | | |

Примечание. В соответствии с заказом трубную заготовку диаметром от 70 до 185 мм включительно поставляют с шагом 1 мм с предельными отклонениями по ближайшему меньшему диаметру.

4. Предельные отклонения на изготавливаемую длину трубной заготовки мерной и кратной мерной длины, мм

| Длина | Предельное отклонение | |
|---------------------------|-----------------------|---|
| | Группа БД | Группа ВД |
| До 4000 включ. | +30 | ±100 |
| Св. 4000 до 6000 включ. | +50 | ±50 |
| Св. 6000 до 12 000 включ. | +70 | ±25 |
| — | — | Только с плюсовыми предельными отклонениями ²⁾ |

1) По согласованной спецификации.
2) Плюсовые предельные отклонения по длине равны по величине сумме предельных отклонений.

5. Общее отклонение от прямолинейности (кривизна) трубной заготовки

| Номинальный диаметр трубной заготовки, мм | Кривизна, % длины, не более, для классов | | |
|---|--|------------------|-----|
| | I ¹⁾ | II ¹⁾ | III |
| От 70 до 80 включ. | 0,40 | 0,45 | 0,5 |
| Св. 80 | 0,25 | 0,45 | 0,5 |

1) По согласованию изготовителя с заказчиком.

2000 до 12 000 мм включительно; мерной (МД) в пределах немерной; мерной с немерной длиной (МД1); кратной мерной (КД) в пределах немерной; кратной мерной с немерной длиной (КД1); ограниченной (ОД) в пределах немерной; ограниченной с немерной длиной (ОД1).

Примечание. При поставке трубной заготовки мерной длиной с немерной длиной (МД1), кратной мерной с немерной длиной (КД1) и ограниченной с немерной длиной (ОД1) допускается наличие в партии трубной заготовки немерной длины в количестве не более 5 %.

2.2.4. Предельные отклонения на изготавливаемую длину трубной заготовки мерной и кратной мерной длины не должны превышать значений, указанных в табл. 4.

Длину и вид исполнения по длине по 2.2.3 трубной заготовки согласовывают в заказе.

2.2.5. Овальность трубной заготовки не должна превышать 75 % суммы предельных отклонений по диаметру. По согласованию изготовителя с заказчиком допускается поставка трубной за-

готовки с овальностью, не превышающей суммы предельных отклонений диаметра.

2.2.6. Общее отклонение от прямолинейности (кривизна) трубной заготовки должно быть не более значений, указанных в табл. 5.

2.2.6.1. По согласованию изготовителя с заказчиком на трубной заготовке диаметром свыше 150 мм на длине 2 м от торца допускается отклонение от прямолинейности (кривизна) не более 10 или 20 мм.

2.2.7. По согласованию изготовителя с заказчиком трубную заготовку поставляют:

- других размеров по диаметру и длине;
- с другими предельными отклонениями по размерам.

2.3. По согласованию изготовителя с заказчиком трубную заготовку (НЛЗ, ГДС, ГДН) поставляют в обточенном или ободранном состоянии.

Предельные отклонения для трубной заготовки диаметром до 250 мм включ. должны быть не более (+0,0/-3,0) мм, для трубной заготовки диаметром свыше 250 мм — (+0,0/-4,0) мм.

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 09.09.2020. Подписано в печать 27.10.2020. 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.

Памяти Эдуарда Леонидовича Мельникова (08.06.1941—25.08.2020)

25 августа 2020 г. на 80-м году жизни скончался известный ученый в области теории и технологии холодной листовой штамповки, заслуженный изобретатель РСФСР, профессор кафедры "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана, доктор технических наук Эдуард Леонидович Мельников.



узлов за счет исключения межбакового пространства ракет. Он разработал конструкции ротационных машин для непрерывной резки деталей теплоизоляции из фольги, а также станы для гибки и сварки нержавеющей труб для термоэлектрических нагревателей. В последние годы Э.Л. Мельников руководил научным направлением в области триботехники и трибологии в реновационном производстве.

Эдуард Леонидович Мельников родился 8 июня 1941 г. в городе Кривой Рог Днепропетровской области Украинской ССР. В 1963 г. окончил Запорожский машиностроительный институт им. В.Я. Чубаря и начал трудовой путь на Златоустовском машиностроительном заводе в должностях старшего инженера-технолога (1963—1968 гг.), начальника отдела новой техники (1968—1969 гг.), начальника отдела научно-технической информации (1970—1971 гг.), начальника лаборатории холодной штамповки технологического отдела (1971—1990 гг.), начальника лаборатории холодной штамповки — заместителя начальника технологического отдела (1990—1999 гг.), главного специалиста по холодной штамповке — заместителя начальника отдела нестандартного оборудования (1999—2003 гг.).

В 1971 г. Э.Л. Мельников окончил заочную аспирантуру в НИИ технологии машиностроения (в настоящее время АО "НИИМаш") в Москве и защитил кандидатскую диссертацию на тему "Исследование влияния внешнего трения на процессы штамповки сферических днищ". В 2000 г. он защитил докторскую диссертацию на тему "Повышение точности оболочковых деталей корригированием формообразующих элементов технологической оснастки".

С 2003 г. Эдуард Леонидович являлся профессором кафедры "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Научная и производственная деятельность Э.Л. Мельникова была связана с разработкой теоретических и практических основ высокоточной холодной штамповки крупногабаритных оболочковых деталей. Эдуард Леонидович внес существенный вклад в создание новых технологий и оборудования для штамповки деталей баллистических ракет с подводным стартом в АО "Государственный ракетный центр имени академика В.П. Макеева", участвовал в разработке и внедрении технологии формообразования разделительных днищ, позволяющих снизить массу, уменьшить габаритные размеры, повысить плотность компоновки

Э.Л. Мельников — автор более 200 научных трудов, в том числе более 90 авторских свидетельств и патентов, в том числе зарубежных, автор монографий "Холодная штамповка днищ" (2 переиздания в издательстве "Машиностроение" в 1976 и 1986 гг.), "Триботехника. Краткий курс", "Трибология на основе самоорганизации", "Справочник по холодной штамповке оболочковых деталей".

Профессор Эдуард Леонидович Мельников являлся вице-президентом Отделения "Безызносность машин и механизмов" Академии проблем качества РФ, членом диссертационного совета по специальности "Технологии и машины обработки давлением" МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Э.Л. Мельников награжден медалью "За доблестный труд. В ознаменование 100-летия со дня рождения В.И. Ленина", в 1986 г. удостоен почетного звания "Заслуженный изобретатель РСФСР".

В своей педагогической деятельности на кафедре "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана Эдуард Леонидович большое внимание уделял разработанному им учебно-методическому комплексу по дисциплине "Триботехника в реновации", включающего курс лекций, семинарские занятия, КНИРС, курсовое и дипломное проектирование, а также созданной им учебной и научно-исследовательской лаборатории "Триботехника", оснащенной современными приборами и оборудованием.

Эдуарда Леонидовича отличали профессионализм, трудолюбие, принципиальность, порядочность и высокие человеческие качества.

Светлая память об Эдуарде Леонидовиче Мельникове навсегда останется в сердцах друзей, коллег и учеников.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала выражают глубокие соболезнования родным и близким Эдуарда Леонидовича.

Памяти Бориса Ивановича Семёнова (06.12.1938—08.10.2020)



8 октября 2020 г. на 82-м году жизни скончался известный ученый в области литейного производства и металлических композиционных материалов, почетный работник высшего профессионального образования РФ, заслуженный работник высшей школы РФ, профессор кафедры "Ракетно-космические композиционные конструкции" МГТУ им. Н.Э. Баумана, доктор технических наук Борис Иванович Семёнов.

Борис Иванович Семёнов родился 6 декабря 1938 г. в Москве. После окончания с отличием МВТУ им. Н.Э. Баумана по специальности "Машины и технология литейного производства" с 1961 по 1975 г. работал в должности ассистента кафедры "Высшая математика", ассистента, старшего преподавателя и доцента кафедры "Машины и автоматизация литейного производства". После стажировки с 1963 по 1964 г. в Бирмингемском университете и окончания аспирантуры Борис Иванович в 1968 г. защитил кандидатскую диссертацию под руководством заслуженного деятеля науки и техники, профессора Г.Ф. Баландина и продолжил работу на кафедре "Машины и автоматизация литейного производства".

С 1975 по 2001 г. Борис Иванович работал во Всесоюзном заочном машиностроительном институте (ныне — Российский технологический университет). В 1986 г. Б.И. Семёнову присуждена ученая степень доктора технических наук.

В 1988 г. Борис Иванович возглавил первую в СССР кафедру, специализирующуюся в области металлических композиционных материалов.

С 2001 г. Б.И. Семёнов работал профессором на кафедре "Ракетно-космические композиционные конструкции" в МГТУ им. Н.Э. Баумана. В 2002 г. для развития учебного процесса по инициативе Бориса Ивановича на кафедре была создана лаборатория физико-химических основ новых технологий, которая в 2015 г. была преобразована в Межфакультетскую лабораторию "Новые способы и технологии литья". Под научным руководством Б.И. Семёнова в лаборатории проводились исследования в области металлургии тиксотропных материалов, объединяющей Thixo-технологии и технологии инъекционного литья полимерно-порошковых смесей (PIM-технологии).

Основной областью научных интересов Бориса Ивановича являлись теория и технология металло-матричных композиционных материалов и структурируемых многофазных сред.

Б.И. Семёнов — автор более 150 научных работ, патентов на изобретения и монографии "Производство изделий из металла в твердожидком состоянии. Новые промышленные технологии", которая в 2015 г. отмечена Золотой медалью Международной выставки "Металл-Экспо".

Под руководством Б.И. Семёнова защищено более 15 кандидатских диссертаций.

За заслуги в научно-педагогической деятельности и большой вклад в подготовку квалифицированных кадров и за многолетний добросовестный труд Борис Иванович Семёнов был отмечен наградой "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации", ему присуждено почетное звание "Заслуженный работник высшей школы Российской Федерации", также был награжден почетным знаком "За заслуги перед университетом".

Б.И. Семёнов являлся членом редакционного совета и автором нашего журнала.

Борис Иванович отличался высоким профессионализмом, принципиальностью, порядочностью и высокими человеческими качествами.

**Светлая память о Борисе Ивановиче Семёнове
навсегда останется в сердцах друзей, коллег и учеников.**

**Коллектив редакции и редакционный совет журнала выражают глубокие соболезнования
родным и близким Бориса Ивановича.**