

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

Зам. председателя  
редакционного совета:  
ДЕМИН 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.  
КОБЕРНИК Н.В., д.т.н., доц.  
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.  
ЛАВРИНЕНКО Ю.А., д.т.н., доц.  
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.  
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.  
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.  
ПЛОХИХ А.И., к.т.н., доц.  
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.  
ПОЛЕТАЕВ В.А., 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



## СОДЕРЖАНИЕ

### Литейное и сварочное производства

- Стулов В.В., Шафиев О.М. Исследование получения в охлаждаемом стальном кокиле полой цилиндрической отливки из алю миниевого сплава для прок атки трубной заготовки. . . . . 435
- Березина В.А., Овчинников В.В., Лукьяненко Е.В. Особенности сварки трением с перемешиванием стыковых соединений литейного сплава ВAl8 с деформир уемыми сплавами 1565чН2 и АМг6М . . . . . 441

### Кузнечно-штамповочное производство

- Дмитриев А.М., Коробова Н.В. Производство стаканов с фланцем в донной части холодным выдавливанием на специализированном прессе . . . . . 450
- Пчельников А.В., Филякова В.А., Сидоров А.А. Влияние горячего деформирова ния на анизотропию механических свойств жаропрочного сплава 901 . . . . . 459

### Прокатно-волочильное производство

- Корчунов А.Г., Константинов Д.В., Медв едева Е.М., Бел ов В.К., Губарев Е.В. Исследование напряженно-деформированного состояния холоднотянутой шести-гранной калиброванной стали . . . . . 464

### Материаловедение и новые материалы

- Кондратьев С.Ю., Альхименко А.А., Харьков А.А., Швецов О.В., Давыдов А.Д. Прогнозирование ресурса трубных сталей при эк сплуатации в присут ствии серо-водорода и углекислого газа . . . . . 469
- Ерофеев В.А., Страхова Е.А. Ультразвуковой мониторинг пережога металла . . . . . 477

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

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

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

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

Editorial Assistant  
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee  
BLANTER M.S.  
GARIBOV G.S.  
GROMOV V.E.  
GUN I.G.  
EVSYUKOV S.A.  
ERSHOV M.Yu.  
KASATKIN N.I.  
KIDALOV N.A.  
KOBERNIK N.V.  
KOROTCHENKO A.Yu.  
KOTENOK V.I.  
KOSHELEV O.S.  
KRUK A.T.  
KUKHAR' V.D.  
LAVRINENKO Yu.A.  
LARIN S.N.  
MONASTYRSKY V.P.  
MOROZ B.S.  
MURATOV V.S.  
NURALIEV F.A.  
OVCHINNIKOV V.V.  
PLOKHIKH A.I.  
POVAROVA K.B.  
POLETAEV V.A.  
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 ПИИ № 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

- Stulov V.V., Shafiev O.M.** Study of obtaining in cooled steel chill mould of hollow cylindrical casting from aluminum alloy for rolling of pipe billet ..... 435
- Berezina V.A., Ovchinnikov V.V., Luk'yanenko E.V.** Features for friction stir welding of butt joints of casting VAL8 alloy with wrought 1565chN2 and AMg6M alloys ..... 441

### Forging and Stamping Production

- Dmitriev A.M., Korobova N.V.** Production of bottom flange shells by cold extrusion on specialized press ..... 450
- Pchel'nikov A.V., Filyakova V.A., Sidorov A.A.** Effect of hot forming on anisotropy of mechanical properties of high-temperature 901 alloy ..... 459

### Rolling and Drawing Production

- Korchunov A.G., Konstantinov D.V., Medvedeva E.M., Belov V.K., Gubarev E.V.** Study of stress-strain state of cold-drawn hexagonal steel rods ..... 464

### Physical Metallurgy and New Materials

- Kondrat'ev S.Yu., Al'khimenko A.A., Khar'kov A.A., Shvetsov O.V., Davydov A.D.** Forecasting of pipe steels service life during operation in presence of hydrogen sulfide and carbon dioxide ..... 469
- Erofeev V.A., Strakhova E.A.** Ultrasonic monitoring of metal burn ..... 477

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

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



УДК 621.74.043

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-10-435-440

В.В. Стулов, О.М. Шафиев

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

## Исследование получения в охлаждаемом стальном кокиле полой цилиндрической отливки из алюминиевого сплава для прокатки трубной заготовки

Приведены результаты получения полых цилиндрических отливок из алюминиевого сплава в кокильной машине с охлаждаемым стальным кокилем и охлаждаемым дорном, выполненных в виде тепловой трубы. С использованием конструктивных расчетов определена средняя температура стенки кокиля и отливки в момент ее извлечения. В полученной полой отливке отсутствуют трещины, что позволяет использовать ее для последующей прокатки труб.

**Ключевые слова:** кокиль; дорн; охлаждение; тепловая труба; температура стенки; температура полой отливки.

*Hollow cylindrical casting made of aluminum alloy in cooled steel chill mould for the purpose of rolling pipe billet are obtained. The average temperature of the wall of the mould and the casting at the time of its extraction is determined with the use of constructive calculations. The results are compared with the experiment. There are no cracks in the resulting hollow casting, which allows it to be used for the subsequent rolling of pipes.*

**Keywords:** chill mould; mandrel; cooling; heat pipe; wall temperature; casting temperature.

Получение конкурентоспособных полых отливок из металлов и сплавов, в том числе из алюминиевых сплавов и сталей, и изготовление качественных полых трубных заготовок является актуальной задачей [1]. Существующие технологии получения полых трубных заготовок [2] включают в себя дополнительные операции нагрева цилиндрических заготовок и их прошивки, а также высверливание отверстий в заготовках под последующую их прокатку.

В работах [3–5] приведены результаты получения полых отливок из алюминиевого сплава в неохлаждаемой футерованной форме и стальном кокиле с охлаждаемым стальным стержнем.

В работе [6] приведены результаты моделирования получения полых стальных отливок на свинце. Системы охлаждения построены на использовании замкнутого испарительно-конденсационного контура (тепловой трубы) [7–10]. Результаты выполненных исследований свидетельствуют об эффективности процесса охлаждения цилиндрической полой отливки из

алюминиевого сплава. Однако недостаток выполненных работ заключается в недостаточной изученности процесса охлаждения стального кокиля при разливке алюминиевых сплавов и эффективности управления процессом кристаллизации сплава с целью повысить качество полой отливки для последующей ее прокатки.

Из статьи [5] следует, что максимальная температура поверхности в верхней, средней и нижней частях неохлаждаемого стального кокиля (230, 270 и 290 °С соответственно) достигается через 200...250 с с момента разливки алюминиевого сплава. Причем максимальное значение перепада температур между точками установки термопар в средней части стенки  $\Delta t = 10$  °С, что обеспечивает достижение плотности теплового потока  $q = 46,7$  кВт/м<sup>2</sup>.

Технология получения полых отливок из алюминиевого сплава включает в себя его разливку в охлаждаемый по принципу тепловой трубы стальной разъемный кокиль с установленным

в нем по центру охлаждаемым стальным дорном, изготовленным по принципу работы тепловой трубы, с нанесенным противопригарным покрытием на поверхности стенок, прогрев стенок кокиля и дорна перед разливкой сплава до температуры  $t = (0,15...0,35)t_{пл}$  (где  $t_{пл}$  — температура плавления разливаемого сплава), заливку расплава в кокиль с последующим отводом от него и дорна теплоты перегрева и кристаллизации сплава, формирование достаточной толщины корочки полый отливки на стенках кокиля и дорна, подрыв дорна для облегчения извлечения отливки, раскрытие стенок кокиля и извлечение с дорна полый отливки. Полученная полый отливка заданного диаметра прокатывается на стане в целях уменьшения толщины стенки и увеличения длины полый заготовки, улучшения качества наружной и внутренней поверхностей заготовки.

*Цель работы* — исследование системы охлаждения стального кокиля при получении в нем полый отливки из алюминиевого сплава, теплового режима работы кокиля и дорна в соответствии с технологией получения полый отливки.

На рис. 1 приведены охлаждаемая стенка и разборный кокиль с охлаждаемым дорном для получения полый цилиндрической отливки.

Охлаждаемый кокиль (см. рис. 1) состоит из двух стальных стенок 1 и 2 с отверстием 8 под дорн 9, изготовленных по принципу охлаждения тепловой трубы, двумя каналами 3 в каждой стенке, объединенных с конденсатором 4

посредством двух паропроводов 5, кожуха 6 с патрубками 7 для подвода и отвода охлаждающей воды, установленного с кольцевым зазором 17 снаружи конденсатора, термопар 10–16, подключенных в систему автоматического управления работой кокиля.

**Методика эксперимента и охлаждение кокиля.**

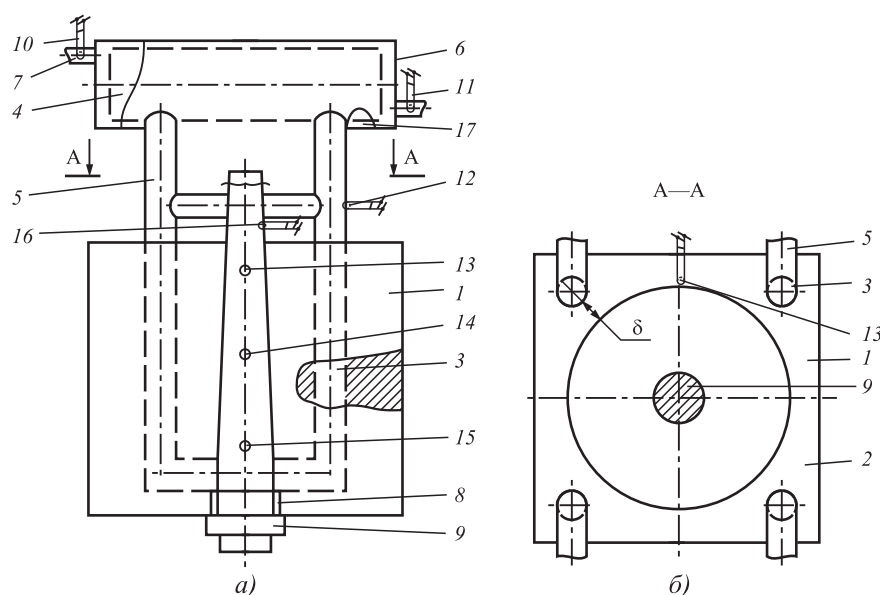
Предварительно перед разливкой расплава дорн устанавливается в кокиль, стенки кокиля и дорн 9 (см. рис. 1) прогреваются пламенем газовой горелки. При этом подача охлаждающей воды в кожух 6 отсутствует. После достижения заданной температуры металла стенок, фиксируемой по показаниям термопар 13–16, разогрев стенок кокиля и дорна прекращается. После этого одновременно включается подача охлаждающей воды в патрубках 7 кожуха 6 с охлаждением конденсатора 4 и выполняется заливка расплава на стенки 1 и 2 стального кокиля и дорна 9.

Работа кокиля и технология получения полый отливки заключаются в следующем. После заливки расплава в кокиль осуществляется дальнейший разогрев стенок 1 и 2 (см. рис. 1), дорна 9 с находящимся в каналах 3 теплоносителем. Образующиеся пары по паропроводам 5 поступают в конденсатор 4, где конденсируются с передачей теплоты конденсации воде, движущейся в кольцевом зазоре 17. Образующийся конденсат стекает в каналы 3 стенок 1 и 2 с последующим его испарением и кипением. Далее процесс повторяется. После формирования корочки отливки достаточной

толщины осуществляется подрыв дорна, раскрытие стенок кокиля и извлечение с дорна полый отливки.

Охлаждение дорна 9 (см. рис. 1) осуществляется аналогично охлаждению стенок 1 и 2. Различие заключается в том, что труба дорна (зона охлаждения), расположенная за пределами кокиля, охлаждается путем естественной конвекции воздухом.

С помощью установленных в кокиле термопар температура металла измеряется электронным автоматическим прибором "Термодат-22М5", снабженным интерфейсом RS 485 для связи с компьютером. Установленная компьютерная программа TermodatNet позволяет организовать автоматический опрос прибора и наблюдать на экране компьютера график температуры металла.



**Рис. 1. Охлаждаемый кокиль:**

*a* — охлаждаемая стальная стенка; *б* — вид сверху; 1, 2 — стальные стенки; 3 — каналы; 4 — конденсатор пара; 5 — паропроводы; 6 — кожух; 7 — патрубки; 8 — отверстие; 9 — дорн; 10–16 — термопары; 17 — зазор кольцевой

**Исходные данные**

*Обозначения:*  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи, Вт/(м<sup>2</sup>·°С);  $dm/d\tau$  — массовый секундный расход, кг/с;  $b$  — толщина, м;  $d$  — диаметр, м;  $g$  — ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>;  $Q$  — тепловой поток, Вт;  $q$  — плотность теплового потока, Вт/м<sup>2</sup>;  $l$  — длина, м;  $m$  — масса, кг;  $p$  — давление, Па;  $r$  — теплота фазового перехода, Дж/кг;  $C$  — удельная теплоемкость, Дж/(кг·°С);  $\lambda$  — теплопроводность, Вт/(м·°С);  $\tau$  — время, с;  $t$  — температура, °С;  $\Delta t$  — перепад температур, °С;  $\omega$  — скорость, м/с;  $\nu$  — кинематическая вязкость, м<sup>2</sup>/с;  $\delta$  — кольцевой зазор, толщина стенки, м;  $\rho$  — плотность, кг/м<sup>3</sup>;  $V$  — расход воды, м<sup>3</sup>.

*Индексы:* в — внутренний, вода; вз — воздух; ж — жидкость; з — заливка; к — кипение, кокиль; кд — конденсация; кр — кристаллизация; м — максимальный; н — наружный; о — общий, отливка; охл — охлаждение; п — пар, паропровод; р — расплав; с — стенка; т — дорн; э — эквивалентный; с — насыщение; 1 — в начале; 2 — в конце.

*Безразмерные критерии подобия:* критерий Рейнольдса  $Re = \omega_b d_{\text{э}}/\nu$ ; критерий Нуссельта  $Nu = \alpha_b d_{\text{э}}/\lambda$ ; критерий Прандтля  $Pr = \mu C/\lambda$ .

Параметры стенки кокиля и системы охлаждения: диаметр тепловой трубы  $d_k = 0,02$  м; высота (глубина) канала  $H_k = 0,12$  м; площадь поверхности охлаждения одного канала стенки кокиля  $F_k = 75,4 \cdot 10^{-4}$  м<sup>2</sup>. Размеры стенок кокиля: толщина грани  $b = 0,14$  м; высота  $H = 0,225$  м; толщина стенки  $\delta_k = 0,020$  м; масса  $m_k = 21,6$  кг; расстояние в стенке до канала тепловой трубы:  $\delta_1 = 6,5 \cdot 10^{-3}$  м.

Расход охлаждающей воды в кольцевом зазоре конденсатора при охлаждении одной стенки:  $dm_b/d\tau = 0,075$  кг/с;  $dV/d\tau = 75 \cdot 10^{-6}$  м<sup>3</sup>/с.

Температура воды:  $t_{\text{в1}} = 9$  °С;  $t_{\text{в2}} = 17$  °С;  $\Delta t_{\text{в}} = 8$  °С. Параметры воды при средней температуре  $t_{\text{в}} = 13$  °С [11]:  $C = 4188$  Дж/(кг·°С);  $\rho = 999$  кг/м<sup>3</sup>;  $\lambda = 0,582$  Вт/(м·°С);  $\mu = 1,2 \cdot 10^{-3}$  Па·с;  $Pr = 8,7$ ;  $\nu_b = 1,2 \cdot 10^{-6}$  м<sup>2</sup>/с.

Размеры дорна (тепловой трубы):  $l_{\text{т}} = 0,995$  м;  $d_{\text{т,о}} = 0,045$  м — в зоне охлаждения,  $d_{\text{т,н}} = 0,055$  м — в зоне нагрева;  $l_{\text{т,о}} = 0,77$  м — в зоне охлаждения;  $\delta_{\text{т,н}} = 0,01$  м;  $\delta_{\text{т,о}} = 2,5 \cdot 10^{-3}$  м;  $m_{\text{т}} = 4,62$  кг.

Теплофизические параметры стальной стенки кокиля [11]:  $\rho = 7800$  кг/м<sup>3</sup>;  $C = 500$  Дж/(кг·°С);  $\lambda = 42$  Вт/(м·°С).

Теплофизические свойства алюминиевого сплава [12]:  $\rho = 2700$  кг/м<sup>3</sup>;  $C = 896$  Дж/(кг·°С);  $\lambda = 220$  Вт/(м·°С);  $r = 395$  кДж/кг;  $t_{\text{кр}} = 660$  °С;  $Pr = 0,007$ .

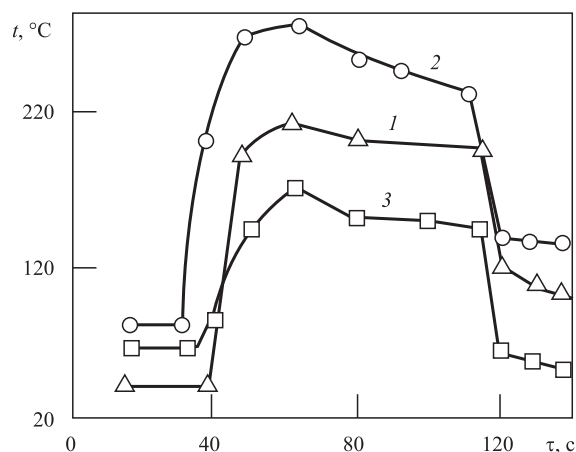
Параметры конденсатора пара для одной стальной стенки: диаметр конденсатора  $d_{\text{кд}} = 0,048$  м; длина  $l_{\text{кд}} = 0,14$  м; кольцевой зазор протоку воды  $\delta_{\text{в}} = 0,002$  м; площадь поверхности кольцевого зазора протоку воды  $F_{\text{кд,в}} = 3,01 \cdot 10^{-4}$  м<sup>2</sup>; скорость воды в кольцевом зазоре  $\omega_{\text{в}} = 0,25$  м/с; площадь наружной поверхности конденсатора  $F_{\text{кд,н}} = 2,11 \cdot 10^{-4}$  м<sup>2</sup>; диаметр кожуха  $d_{\text{н}} = 0,052$  м; толщина стенки  $\delta = 0,001$  м; плотность теплового потока на поверхности конденсатора  $q_{\text{кд}} = 119,1$  кВт/м<sup>2</sup>; теплопроводность стенки  $\lambda = 42$  Вт/(м·°С).

Параметры разливки алюминия в кокиль:  $\tau_3 = 15$  с;  $t_0 = 720$  °С;  $Q_{\text{п}} = 0,118 \cdot 10^6$  Дж;  $Q_{\text{кр}} = 0,865 \cdot 10^6$  Дж.

**Результаты исследований.** На рис. 2 приведены результаты распределения температур на поверхности охлаждаемой стальной стенки кокиля (в точках установки термопар) от времени после разливки в него алюминиевого сплава.

Из рис. 2 следует, что заливка расплава в кокиль осуществляется при средней температуре поверхности стальной стенки 60...80 °С в течение времени 15...16 с. За это время максимальная температура поверхности стенки кокиля составляет 270...280 °С, за время 50...55 с она плавно снижается до 230...250 °С. В момент времени 110...120 с после подрыва дорна, раскрытия двух стенок кокиля и извлечения отливки температура поверхности стенки, контактирующей с отливкой, резко (за  $\tau = 10$  с) уменьшается с 230...250 до 150 °С, т.е. на  $\Delta t = 90...100$  °С. Температуры стенок кокиля в других точках установки термопар снижаются соответственно с 200 и 160 °С до 110 и 60 °С, т.е. на  $\Delta t = 90...100$  °С.

Изменение условий заливки расплава в кокиль может привести к изменению по-



**Рис. 2.** Зависимости температур на поверхности стенки кокиля в точках установки термопар от времени:

1, 2 и 3 — в верхней, средней и нижней части стенки соответственно

казаний термопар в точках их установки на 50...60 °С.

На рис. 3 показана зависимость температуры охлаждающей воды на выходе из конденсатора тепловой трубы, установленной в стальной стенке, от времени. Определено, что максимальное значение температуры охлаждающей воды на выходе из конденсатора 17 °С наблюдается через время 50...60 с с момента заливки в охлаждаемый кокиль алюминиевого сплава.

На рис. 4 приведена зависимость температуры поверхности паропровода от времени. Перед разливкой в кокиль сплава температура поверхности паропровода системы охлаждения достигает 95 °С, что свидетельствует о наличии достаточного давления пара теплоносителя в каналах стенок кокиля и обеспечении возможности мягкого охлаждения при заливке расплава. После заливки в кокиль расплава температура поверхности паропровода в интервале  $\tau = 15...20$  с увеличивается до 135 °С и наклон кривой характеризуется  $\text{tg}\varphi_1 = 1,4$  °С/с. Далее при формировании отливки до момента ее извлечения температура поверхности паропровода продолжает возрастать до 155 °С и наклон кривой на рис. 4 характеризуется  $\text{tg}\varphi_2 = 0,23$  °С/с. Соотношение  $\text{tg}\varphi_1/\text{tg}\varphi_2 = 6,09$ .

На рис. 5 показана зависимость температуры поверхности зоны охлаждения дорна, выполненного в виде тепловой трубы, от времени.

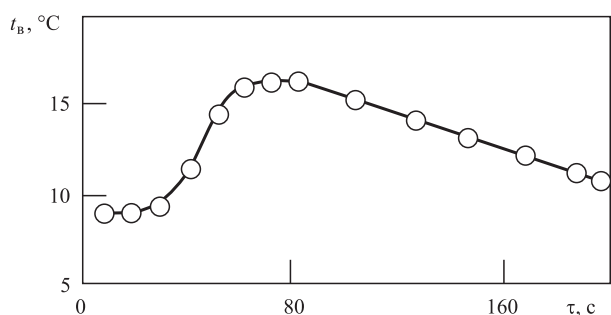


Рис. 3. Зависимость температуры охлаждающей воды на выходе из конденсатора тепловой трубы в стенке кокиля от времени

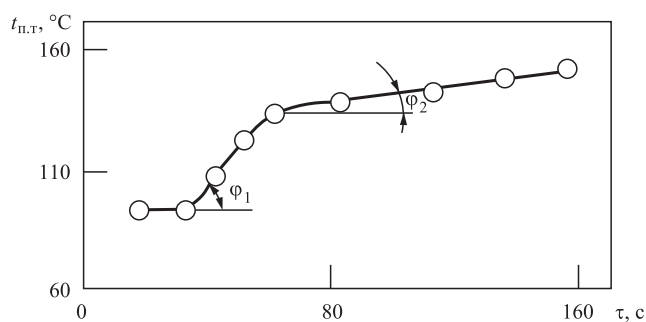


Рис. 4. Зависимость температуры поверхности паропровода тепловой трубы в стенке кокиля от времени

полненного в виде тепловой трубы, от времени. Из рис. 5 видно, что перед разливкой расплава в кокиль температура поверхности зоны охлаждения достигает 85 °С. После заливки в кокиль расплава ( $\tau = 15...20$  с) температура поверхности зоны охлаждения увеличивается до 190...195 °С и наклон кривой характеризуется  $\text{tg}\gamma_1 = 3,67$  °С/с. До момента извлечения отливки температура поверхности зоны охлаждения еще также продолжает возрастать до 210...215 °С, но наклон кривой  $\text{tg}\gamma_2 = 0,36$ . Соотношение  $\text{tg}\gamma_1/\text{tg}\gamma_2 = 10,2$ .

Более высокая температура поверхности дорна 210...215 °С в сравнении с температурой поверхности паропровода 150...155 °С объясняется менее интенсивным охлаждением (за счет естественной конвекции воздуха) зоны охлаждения дорна в сравнении с охлаждением водой поверхности конденсатора пара.

Сравнение рис. 2, 4 и 5 показало, что характер распределения температур на поверхности стенки кокиля, паропровода и зоны охлаждения дорна различный. Это объясняется тем, что температуры поверхности паропровода и зоны охлаждения дорна определяются, в первую очередь, температурой пара, находящегося в них разогретого теплоносителя, для конденсации которого потребуется отвести значительное количество теплоты фазового перехода, в сравнении с температурой поверхности стальной стенки кокиля. Термопары в стенке кокиля устанавливаются в плоскости разъема стенок на удалении 40 мм от поверхности охлаждаемого канала.

Из рис. 4 и 5 следует, что после заливки расплава в кокиль и затвердевания отливки температуры поверхностей, а соответственно и теплоносителя, продолжают увеличиваться даже после извлечения отливки ( $\tau = 110...115$  с) вследствие достаточно высоких температур стенок кокиля (см. рис. 2), значения которых превышают температуру поверхности паропровода и находящегося в них пара. Полученные результаты согласуются с данными из работы [5].

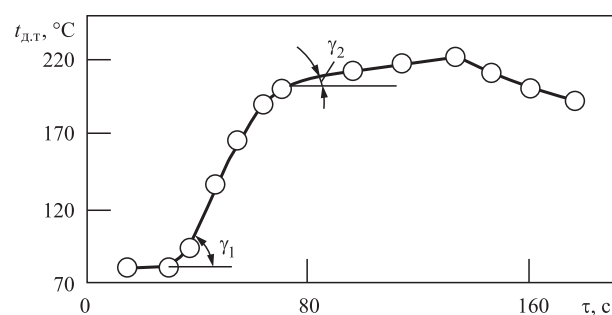


Рис. 5. Зависимость температуры поверхности зоны охлаждения дорна, выполненного в виде тепловой трубы, от времени

**Результаты расчета охлаждения стенки кокиля.** Рассмотрим охлаждение одной стальной стенки кокиля.

Количество теплоты, отводимое от поверхности конденсатора, при охлаждении одной стальной стенки определяем по уравнению теплового баланса

$$Q = Cdm_B/d\tau\Delta t_B. \quad (1)$$

После подстановки в уравнение (1) исходных данных получаем  $Q = 2513$  Вт. При охлаждении двух стенок кокиля  $2Q = 5026$  Вт. В результате максимальная плотность теплового потока, передаваемого системой охлаждения в стенках кокиля,  $q_k = 167$  кВт/м<sup>2</sup>.

Перепад температур в стенке кокиля до охлаждаемого канала вычисляем из уравнения Фурье

$$q_k = \lambda\Delta t_k/\delta_1. \quad (2)$$

После подстановки в уравнение (2) исходных данных получаем  $\Delta t_k = 26$  °С.

Коэффициент теплоотдачи воды в кольцевом зазоре конденсатора определяем из работы [11]. При  $d_3 = 0,004$  м;  $d_{кд}/d_H = 0,92$  получаем  $Re = 833$ ;  $Nu = 4,8$  и  $\alpha_B = 698$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С).

Далее из уравнения Фурье (2) находим перепад температуры в стенке конденсатора  $\Delta t_{кд} = 7$  °С.

Температуру наружной поверхности стенки конденсатора, охлаждаемой водой, вычисляем из уравнения Ньютона—Рихмана

$$q_{кд} = \alpha_B(t_{кд,н} - t_B). \quad (3)$$

Получаем  $t_{кд,н} = 184$  °С. В результате температура внутренней поверхности стенки конденсатора  $t_{кд,в} = 191$  °С.

Коэффициент теплоотдачи при конденсации пара теплоносителя в конденсаторе определяем по выражению [11]

$$\alpha_{кд} = 0,725[\lambda^3 g(\rho_{ж} - \rho_{п})r/(v\Delta t d)]^{0,25} \varepsilon_t, \quad (4)$$

где  $\Delta t = t_s - t_{кд,в}$ ;  $\varepsilon_t$  — поправка на переменчивость свойств конденсата. Принимаем  $\Delta t = 5$  °С. Тогда  $t_s = 196$  °С.

Параметры конденсата при температуре  $t_s = 196$  °С [11]:  $\rho_{ж} = 870$  кг/м<sup>3</sup>;  $\rho_{п} = 7,3$  кг/м<sup>3</sup>;  $\lambda = 0,66$  Вт/(м·°С);  $v = 0,16 \cdot 10^{-6}$  м<sup>2</sup>/с;  $r = 1960$  кДж/кг;  $p = 1,44$  МПа.

После подстановки в выражение (4) исходных данных при  $\varepsilon_t = 1$  получаем  $\alpha_{кд} = 13\,600$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С).

Для установления температуры внутренней поверхности охлаждаемого канала стенки кокиля  $t_2$  определим коэффициент теплоотдачи при кипении жидкости.

Средний коэффициент теплоотдачи при пузырьковом кипении воды в условиях свободной конвекции [13]:

$$\alpha_k = 3,8(10p)^{0,2} q^{0,667}, \quad (5)$$

где  $p$  — давление пара теплоносителя в канале стенки, МПа.

После подстановки в выражение (5) исходных данных получаем  $\alpha_k = 19\,726$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С).

Температуру внутренней поверхности охлаждаемого канала стенки кокиля  $t_2$  вычислим из уравнения (3), в котором вместо  $\alpha_B$ ,  $t_{кд,н}$  и  $t_B$  используем  $\alpha_k$ ,  $t_2$  и  $t_s$  соответственно. После подстановки в уравнение (3) исходных данных получаем  $t_2 = 205$  °С. В результате температура на поверхности стенки, соприкасаемой с заготовкой,  $t_1 = 231$  °С. Сравнение полученного значения  $t_1$  с экспериментально установленным средним значением  $t_{1э} = 217$  °С (см. рис. 2) показывает, что расхождение не превышает 7 %.

В действительности значения коэффициентов теплоотдачи при кипении и конденсации теплоносителя будут значительно больше расчетных значений за счет использования в натуральных условиях методов интенсификации теплообмена, сопровождающихся фазовыми переходами, не учитываемых в формулах [14]. Поэтому значения температур на поверхностях стенок кокиля  $t_1$  и  $t_2$  будут меньше расчетных значений.

Тепловой поток, отводимый системой охлаждения дорна, получаем с учетом естественной конвекции воздуха на цилиндрической поверхности зоны охлаждения. При среднем значении коэффициента теплоотдачи воздуха  $\alpha_B = 20$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С) [11], средней температуре поверхности  $t_T = 210$  °С (см. рис. 5), температуре окружающего воздуха  $t_{вз} = 20$  °С, площади поверхности  $F_T = 0,106$  м<sup>2</sup> по уравнению (3) находим  $Q_T = 403$  Вт. В результате суммарный тепловой поток, отводимый системой охлаждения стенок кокиля и дорна,  $Q_{охл} = 5429$  Вт.

Определим среднюю температуру извлекаемой из кокиля отливки. По рис. 2 принимаем среднюю температуру стенки кокиля  $t_{к1} = 70$  °С и максимальную температуру поверхности стенки  $t_{к,м} = 230$  °С. Вследствие неравномерного прогрева стенки по ее толщине принимаем среднее значение  $t_{к,с} = (t_{к1} + t_{к,м})/2$ . Получаем  $t_{к,с} = 150$  °С.

Количество теплоты, идущее на разогрев стенок кокиля, вычисляем из уравнения теплового баланса (1), в котором  $\Delta t = t_{к,с} - t_{к1} = 80$  °С,  $m_k = 21,6$  кг. Получаем  $Q_k = 864$  кДж.

Количество теплоты расплава, идущее на разогрев стального дорна, определяем из уравнения (1), в котором  $\Delta t = t_{с2} - t_{с1}$ . При  $t_{с2} = 200$  °С и  $t_{с1} = 80$  °С, массе дорна  $m_T = 4,62$  кг получаем  $Q_T = 277,2$  кДж.

Общее количество теплоты, отводимое стенками кокиля и дорна,  $Q_0 = Q_k + Q_T$ . Получаем  $Q_0 = 11\,421,2$  кДж.

Теплосодержание заливаемого расплава (без учета теплоты твердой отливки):

$$Q_p = Cm_o\Delta t_p + rm_o, \quad (6)$$

где  $Cm_o\Delta t_p = Q_n$  — теплота перегрева расплава;  $rm_o = Q_{кр}$  — теплота кристаллизации отливки. При  $\Delta t_p = 60$  °С получаем  $Q_n = 118$  кДж;  $Q_{кр} = 865$  кДж и  $Q_p = 983$  кДж.

Сопоставление значений  $Q_0$  и  $Q_p$  показывает, что  $Q_0 > Q_p$ , т.е. все количество теплоты перегрева и кристаллизации расплава отводится в кокиле при заливке. В действительности наблюдается некоторое переохлаждение наружной и внутренней поверхностей полой отливки.

Дополнительно, при среднем времени нахождения отливки в кокиле  $\tau = 60$  с (рис. 2) и суммарном тепловом потоке, отводимом системой охлаждения стенок кокиля и дорна,  $Q_{охл1} = 5429$  Вт получаем количество теплоты отливки, отводимое системой охлаждения кокиля,  $Q_{охл} = 325,74$  кДж.

Количество теплоты охлаждения корочки отливки при заливке расплава в кокиль  $\Delta Q_k = Q_0 - Q_p$ . Получаем  $\Delta Q_k = 158,2$  кДж.

Общее количество теплоты, отводимое от кристаллизирующейся отливки,  $Q_{о.о} = Q_{охл} + \Delta Q_k$ . Получаем  $Q_{о.о} = 483,44$  кДж.

Среднюю температуру отливки  $t_{02}$  в момент ее извлечения из кокиля определяем по уравнению (1), в котором  $Q = Q_{охл} + \Delta Q_k$ ,  $\Delta t = t_{кр} - t_{02}$ . Получаем  $t_{02} = 413$  °С. Алюминиевая полая отливка при этой температуре имеет достаточную прочность (18...20 МПа) [4]: подрыв дорна перед ее извлечением не приводит к растрескиванию металла.

Сравнение полученной за время процесса  $\tau = 90...100$  с средней температуры полой отливки из алюминиевого сплава  $t_{02} = 413$  °С с результатами ранее выполненных работ [4, 5] показало, что достижение аналогичной температуры при разливе сплава в футерованную форму [4] наблюдается через время  $\tau = 340...360$  с (в 3—3,5 раза больше), а при разливе в стальной неохлаждаемый кокиль [5] через время  $\tau = 210...240$  с (в 2—2,5 раза больше).

**Заключение.** Исследование качества внутренней и наружной поверхностей полой отливки, в том числе после механической обработки, показало, что трещины и микротрещины в металле отсутствуют и отливка может быть использована для последующей прокатки для получения трубной заготовки с определенной толщиной стенки.

Полученные положительные результаты охлаждения стенок кокиля и дорна будут использованы при разработке технологии получения полых стальных отливок в охла-

даемом кокиле, а также при разработке конструкции стального кристаллизатора для непрерывной разливки в него низкоуглеродистых и Cr—Ni—Mo-сплавов.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Государственная программа Российской Федерации № 328 от 15.04.2014 "Развитие промышленности и повышение ее конкурентоспособности": подпрограмма 10 "Металлургия". URL: <http://pravo.gov.ru/proxy/ips/?docbody=&nd=102352828&rdk=&backlink=1> (дата обращения: 20.07.2021).
2. **Технология** и оборудование трубного производства / В.Я. Осадчий, А.С. Вавилин, В.Г. Зимовец, А.П. Коликов. М.: Интермет Инжиниринг, 2007. 560 с.
3. **Стулов В.В., Севастьянов А.М.** Повышение эффективности охлаждения металла в процессе получения полой отливки // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2011. № 2. С. 66—71.
4. **Севастьянов А.М.** Исследование термонапряженного состояния отливки из алюминиевого сплава в процессе ее получения в футерованной форме с использованием термосифона: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Комсомольск-на-Амуре: КНАГТУ, 2013. 24 с.
5. **Стулов В.В., Лукин В.А.** Повышение эффективности получения полой отливки на кокильной машине // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2012. № 5. С. 70—77.
6. **Стулов В.В., Богданова Н.А.** Моделирование тепловых процессов при получении стальной отливки в кокильной машине // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 3. С. 84—89.
7. **ГОСТ 23073—78.** Трубы тепловые. Термины, определения и буквенные обозначения. Введ. 1979—07—01.
8. **Пат. 2424872 РФ.** Способ получения отливок в кокиле / Стулов В.В., Макаров С.С., Севастьянов А.М. № 2010100651/02; заявл. 11.01.2010; опубл. 2011, Бюл. № 21.
9. **Пат. 2481921 РФ.** Способ получения отливок в кокиле / Стулов В.В., Лукин В.А. № 2012102030/02; заявл. 20.01.2012; опубл. 20.05.2013, Бюл. № 14.
10. **Пат. 2486028 РФ.** Кокильная машина для получения полых отливок / Стулов В.В., Лукин В.А. № 2012113752/02; заявл. 06.04.2012; опубл. 27.06.2013, Бюл. 18.
11. **Аметистов Е.В., Григорьев В.А., Емцев Б.Т. и др.** Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: справочник. М.: Энергоиздат, 1982. 512 с.
12. **Теплофизические свойства веществ:** справочник / под ред. Н.Б. Варгафтика. М.-Л.: Госэнергоиздат, 1956. 368 с.
13. **Теплотехнический справочник** / под общ. ред. В.Н. Юренина и П.Д. Лебедева. В 2 т. Т. 2. М.: Энергия, 1976. 896 с.
14. **Васильев Л.Л., Васильев Л.Л., Журавлев А.С. и др.** Тепловые трубы и термосифоны для утилизации возобновляемых вторичных энергоресурсов // XV Минский междунар. форум по тепло- и массообмену; тезисы докладов и сообщений. Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, 23—26 мая 2016 г. Т. 3. С. 309—312.

*Вячеслав Викторович Стулов, д-р техн. наук,  
stuvv@inbox.ru;*

*Олег Михайлович Шафиев*



В.А. Березина, В.В. Овчинников, Е.В. Лукьяненко  
(Московский политехнический университет)

## Особенности сварки трением с перемешиванием стыковых соединений литейного сплава ВАЛ8 с деформируемыми сплавами 1565чН2 и АМг6М

Приведены результаты исследований технологических особенностей сварки трением с перемешиванием стыковых соединений листовых заготовок толщиной 3 мм из литейного алюминиевого сплава ВАЛ8 с деформируемыми сплавами магналиевой группы 1565чН2 и АМг6М. Установлено, что временное сопротивление соединений зависит от расположения свариваемых сплавов относительно направления вращения инструмента при сварке трением с перемешиванием. Временное сопротивление сварных соединений сплава ВАЛ8 со сплавами 1565чН2 и АМг6М при автоматической аргонодуговой сварке составляет 0,82...0,84 от временного сопротивления сплава ВАЛ8. Размер зерна в зоне перемешивания практически не зависит от исходного размера зерна в соединяемых сплавах. Разрушение соединений сплавов ВАЛ8 + 1565чН2 при циклическом нагружении имеет многоочаговый характер и инициируется от неровностей на поверхности шва. Выявлен дискретный характер изменения химического состава металла шва вдоль оси шва. Шов формируется чередующимися полосами соединяемых сплавов шириной 30...90 мкм.

**Ключевые слова:** сварка трением с перемешиванием; алюминиевые сплавы; стыковое соединение; временное сопротивление; макроструктура; микроструктура; зона перемешивания; химический состав металла шва.

*The results of technological features for friction stir welding of butt joints of sheet blanks with thickness of 3 mm made of casting aluminum VAL8 alloy with wrought magnalium group 1565chN2 and AMg6M alloys are presented. It is established that the time resistance of the joints depends on the location of the welded alloys relative to the direction of tool rotation during friction stir welding. The ultimate strength of welded joints of VAL8 alloy with 1565chN2 and AMg6 alloys in automatic argon-arc welding is 0.82...0.84 of the ultimate tensile strength of VAL8 alloy. The grain size in the stir zone practically does not depend on the initial grain size in the alloys to be joined. The destruction of the joints made of VAL8 + 1565chN2 alloys under cyclic loading has multi-focal character and is initiated from irregularities on the surface of the weld. The discrete nature of the change in the chemical composition of the weld metal along the axis of the weld is revealed. The weld is formed by alternating strips of connected alloys with width of 30...90 microns.*

**Keywords:** friction stir welding; aluminum alloys; butt joint; ultimate strength; macrostructure; microstructure; stir zone; chemical composition of weld metal.

**Введение.** Применение литосварных и литоштампованных конструкций снижает трудоемкость изготовления отливок, штамповок, создает более широкие возможности применения прогрессивных высокопроизводительных методов литья и штамповки, повышает коэффициент использования материала, сокращает сроки изготовления конструкций [1—4].

Для получения крупногабаритных тонкостенных конструкций сложной геометрической формы из высокопрочных алюминиевых сплавов вместо изготовления их сборкой из деталей простейшей формы в первую очередь необходима разработка специальных процессов литья. Для соединения деталей из литейных алюминиевых сплавов с деформируемыми требуется

совершенствование существующих способов сварки плавлением.

Эффект от применения литосварных и литоштампованных конструкций может быть достигнут при условии, что уровень свойств отливок должен соответствовать уровню свойств деформируемых сплавов-аналогов [1, 4].

Для обеспечения работоспособности литосварной и литоштампованной конструкции из алюминиевых сплавов бывает необходимым обеспечить получение качественного сварного соединения из разнородных алюминиевых сплавов — литейных с деформируемыми. Для получения неразъемных соединений при изготовлении конструкций из алюминиевых сплавов применяют различные способы сварки.

## 1. Химический состав исследуемых алюминиевых сплавов, % мас.

Сплав	Cu	Mg	Mn	Si	Ti	Zr	Fe	Cr, Zn	Be
ВАЛ8	3,1	0,35	0,15	7,8	0,13	0,12	0,15	0,75 Cr	0,14
1565чН2	0,07	5,62	0,74	0,11	0,04	0,11	0,16	0,77 Zn	0,003
АМг6М	0,06	6,45	0,68	0,32	0,06	—	0,35	0,15 Cr	

В зоне сварки основной металл разупрочняется, а шов имеет литую крупнокристаллическую структуру, что приводит к резкому снижению предела прочности сварного соединения. В процессе кристаллизации расплава по местам выделения вторичных легкоплавких фаз может происходить межкристаллитное разрушение швов [5, 6], что существенно сокращает возможное сочетание разнородных алюминиевых сплавов, применяемых в сварных соединениях.

Качественные сварные соединения разнородных алюминиевых сплавов можно получить сваркой без разогрева металла до температуры плавления. Такую возможность предоставляет способ *сварки трением с перемешиванием* (СТП) [2, 7]. Также известен положительный опыт применения СТП для получения стыковых соединений разнородных алюминиевых деформируемых сплавов [8].

*Цель работы* — оценка механических свойств сварных соединений литейного алюминиевого сплава ВАЛ8 с деформируемыми сплавами 1565чН2 и АМг6М, полученных сваркой трением с перемешиванием, а также сравнение полученных свойств с аналогичными характеристиками соединений, выполненных автоматической аргонодуговой сваркой.

**Методика проведения исследований.** Исследования проводили на образцах в виде пластин толщиной 3 мм и размерами 150×350 мм из листов сплавов 1565чН2 и АМг6М. Заготовки из сплава ВАЛ8 отливали в металлическую форму в виде пластин размерами 180×400×10 мм, а затем подвергали механической обработке на фрезерном станке до окончательных размеров 150×350×3 мм.

В процессе механической обработки визуально выявлена пористость в средней части пластин. После механической обработки литые заготовки были подвергнуты рентгенографическому просвечиванию.

Заготовки из деформируемых сплавов 1565чН2 и АМг6М после раскроя на гильотинных ножницах по торцам обрабатывали на

## 2. Механические свойства заготовок исследуемых сплавов

Сплав	Режим термической обработки до сварки	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %	Угол изгиба $\alpha$ , °	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
		МПа				
ВАЛ8	T4, T6	311,9	221	5,2	23	14,3
1565ч	H2	391	323	12,1	90	18,5
АМг6	M	332	170	23,2	78	19,7

фрезерном станке с параметром шероховатости поверхности  $Rz = 3,2$  мкм.

Химический состав исследуемых алюминиевых сплавов по основным легирующим элементам приведен в табл. 1, а их механические свойства представлены в табл. 2.

Сварку трением с перемешиванием осуществляли за один проход. При этом при сварке исследуемых сплавов в разноименном сочетании их попеременно располагали со стороны набегания инструмента и со стороны отхода. Режимы сварки исследуемых сплавов приведены в табл. 3.

Для обеспечения минимального зазора в стыке кромки пластин предварительно фрезеровали. После этого кромки и прилегающую к ним поверхность на ширине 20 мм зачищали механической щеткой из коррозионно-стойкой стали.

Сварку трением с перемешиванием осуществляли на лабораторной установке, изготовленной на базе вертикального фрезерного станка с ЧПУ и дополнительно оснащенного индикатором вертикального перемещения фрезерной головки. Для сварки использовали инструмент из быстрорежущей стали со штифтом конусообразной формы и винтовой линией [9].

Длину наконечника инструмента выбирали таким образом, чтобы она была на 0,1...0,15 мм меньше толщины свариваемого металла. Сварку выполняли углом вперед при наклоне инструмента относительно вертикальной оси на 2...3°.

Пластины литейного сплава ВАЛ8 в одноименном и разноименных сочетаниях со спла-

## 3. Режимы сварки трением с перемешиванием исследуемых сплавов

Сплав	Параметры рабочего инструмента, мм			Угол наклона инструмента в вертикальной плоскости, °	Частота вращения инструмента, мин <sup>-1</sup>	Скорость сварки, мм/мин	Осевая сила на инструмент, Н
	Диаметр штыря	Длина штыря	Диаметр заплечика				
ВАЛ8	3,5	2,8	14	2	650	140	1800
1565чН2				3	550	200	2100
АМг6М					850	140	2600
ВАЛ8 + 1565чН2					800	150	
ВАЛ8 + АМг6М							

вами 1565чН2 и АМг6М сваривали *автоматической аргонодуговой сваркой* (ААрДЭС) с присадочной проволокой диаметром 2,0 мм: Св1177 в одноименном сочетании и СвАМг63 в разноименных сочетаниях. Режим сварки: ток дуги 165...180 А; напряжение дуги 14...16 В; скорость сварки 10,2 м/ч; расход аргона через сопло горелки 14...16 л/мин; скорость подачи присадочной проволоки 18...20 м/ч; частота переменного синусоидального сварочного тока 95...110 Гц.

Пластины исследуемых сплавов при автоматической аргонодуговой сварке сваривали без прихваток на технологической подкладке с жестким фиксированием свариваемых кромок с защитой аргоном обратной стороны шва. При сварке литейного сплава ВАЛ8 с деформируемыми сплавами 1565чН2 и АМг6М ось вольфрамового электрода смещали от оси свариваемого стыка в сторону деформируемого материала на 0,7...1,0 мм.

Для оценки наличия внутренних дефектов выполняли рентгеновское просвечивание сварных соединений. В качестве источника ионизирующего излучения применяли рентгеновский аппарат РУМ-7 с диапазоном регулировки напряжения от 10 до 60 кВ и током анода до 30 мА. В качестве детектора рентгеновского излучения использовали радиографическую пленку AGFA D5 класса С4 по ISO 11699.

Механические характеристики сварных соединений определяли в соответствии с ГОСТ 6996—66. Временное сопротивление при растяжении  $\sigma_b$  и угол статического изгиба  $\alpha$  измеряли на установке Zwick/Roell Z030, ударную вязкость образцов с U-образным надрезом — на маятниковом копре КМ-5.

Для определения временного сопротивления металла шва испытывали специальные образцы с зачищенной заподлицо с поверхностью основ-

ного металла швом и с уменьшенной шириной образца в зоне шва до 10 мм за счет полукруглых выборок диаметром 15 мм.

Испытания на малоцикловую усталость проводили согласно ГОСТ 25.502—79 (коэффициент асимметрии  $R_0 = 0,1$ ; температура испытаний 20 °С; напряжение  $\sigma_{\max}^{\text{нетто}}$  196 МПа;  $f = 50$  Гц) на машине Walter Bai LFV-100.

Микроструктуру исследовали на инвертированном оптическом микроскопе Leica DM IRM с программно-аппаратным комплексом обработки изображения Image Expert Pro3x. Травление макро- и микрошлифов выполняли в реактиве Келлера.

Фрактографический анализ сварных соединений проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа EVO-50 фирмы Carl Zeiss, укомплектованного системой энергодисперсионного микроанализа, позволяющего проводить картирование по элементному составу.

Микротвердость измеряли на поперечных шлифах сварных соединений с использованием автоматизированного твердомера EmcoTest DuraScan 20 по ГОСТ Р ИСО 6705-1—2007 при нагрузках на индентор 9,8 Н (HV 1) и 4,9 Н (HV 0,5).

**Результаты исследований и их обсуждение.** Для оценки механических свойств сварных соединений сваривали сплавы ВАЛ8, 1565чН2 и АМг6М в одноименном сочетании автоматической аргонодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием. Результаты механических испытаний сварных соединений приведены в табл. 4.

Из данных табл. 4 следует, что коэффициент прочности сварного соединения сплава ВАЛ8, выполненного СТП, составляет 0,82 и превышает значение коэффициента прочности соединения, полученного ААрДЭС (0,64).

4. Механические свойства сварных соединений исследуемых сплавов

Образец	$\sigma_b$ , МПа		Коэффициент прочности $K$	Угол изгиба $\alpha$ , °	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	
	Сварное соединение	Металл шва				
	Сварное соединение					Металл шва
<b>Сплав ВАЛ8</b>						
Сварное соединение:						
ААрДЭС	199,1	152,3	0,64	15	8,2	
СТП	258,6	276,7	0,82	55	35,4	
<b>Сплав 1565чН2</b>						
Сварное соединение:						
ААрДЭС	353	280	0,90	155	22,2	
СТП	375	393	0,96	180	58,8	
<b>Сплав АМг6М</b>						
Сварное соединение:						
ААрДЭС	305	265	0,92	110	19,5	
СТП	324	358	0,98	180	46,7	
Примечание. Для аргонодуговой сварки сплава ВАЛ8 применяли проволоку Св1177, для сплавов 1565чН2 и АМг6М — проволоку СвАМг63.						

Разрушение соединений исследуемых сплавов, выполненных ААрДЭС, происходило в основном по зоне сплавления. Сварные соединения, полученные СТП, разрушались при испытаниях по зоне термического влияния со стороны отхода рабочего инструмента. На рис. 1 показан характерный вид поверхности разрушения после испытаний на статическое растяжение.

Временное сопротивление металла шва для сплавов ВАЛ8, 1565чН2 и АМг6М при СТП существенно превосходит временное сопротивление шва при ААрДЭС. Для исследуемых сплавов временное сопротивление металла шва

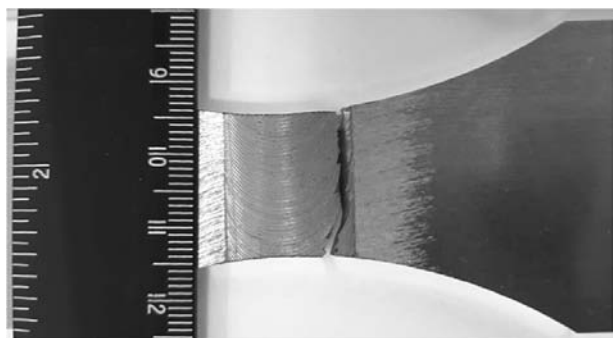


Рис. 1. Разрушение образцов сварных соединений сплава ВАЛ8, выполненных СТП

также превышает временное сопротивление сварного соединения примерно на 4...10 %.

Отмечено существенное повышение пластических характеристик соединений исследуемых сплавов при переходе от автоматической аргонодуговой сварки к сварке трением с перемешиванием. Для соединений сплава ВАЛ8, полученных ААрДЭС с присадочной проволокой Св1177, угол изгиба составил 15°. В то же время при СТП угол изгиба соединения сплава ВАЛ8 увеличился до 55°.

Наблюдается также повышение ударной вязкости металла шва в сравнении с основным металлом для соединений всех исследуемых сплавов с 8,2...22 (для ААрДЭС) до 35,4...58,8 Дж/см<sup>2</sup> (для СТП).

Механические свойства соединений сплавов ВАЛ8, 1565чН2 и АМг6М в разноименном сочетании приведены в табл. 5.

Временное сопротивление сварных соединений сочетаний сплавов ВАЛ8 + 1565чН2 и ВАЛ8 + АМг6М, полученных ААрДЭС, находится на уровне 258...262 МПа. Соединения при испытании на растяжение разрушались по зоне сплавления (ЗС) со стороны сплава ВАЛ8. Коэффициент прочности указанных соединений, рассчитанный по отношению к времен-

5. Механические свойства сварных соединений исследуемых сплавов в разноименном сочетании

Сочетание сплавов	$\sigma_B$ , МПа	Зона разрушения	Коэффициент прочности $K$	Угол изгиба $\alpha$ , °	$\sigma_B$ , МПа	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>
<b>Автоматическая аргодуговая сварка</b>						
ВАЛ8 + 1565чН2	258,3	3С <sub>ВАЛ8</sub>	0,82	13	152,3	12,1
ВАЛ8 + АМг6М	261,9		0,84	12	147,9	12,3
<b>Сварка трением с перемешиванием</b>						
ВАЛ8 + 1565чН2	292,2	3ТМВ <sub>ВАЛ8</sub>	0,93	67	301,6	38,2
ВАЛ8 + АМг6М	280,7		0,90	62	291,2	36,9

ному сопротивлению сплава ВАЛ8, равен 0,82 и 0,84 соответственно.

Временное сопротивление металла шва соединений исследуемых сплавов, полученных ААрДЭС, существенно ниже временного сопротивления сварного соединения. При этом углы изгиба 12...13° свидетельствуют о низкой пластичности соединений.

Временное сопротивление соединений сочетаний сплавов ВАЛ8 + 1565чН2 и ВАЛ8 + АМг6М, полученных СТП, составило 292,2 и 280,7 МПа соответственно. Разрушение сварных соединений при испытаниях происходило в основном по зоне *термомеханического воздействия* (3ТМВ) со стороны сплава ВАЛ8 с переходом в зону термического влияния. Коэффициент прочности соединений достаточно высокий (0,90...0,93). Временное сопротивление металла шва соединений, выполненных СТП, превосходит временное сопротивление самих соединений примерно на 3...4 %.

Временное сопротивление сварного соединения сплавов ВАЛ8 и 1565чН2 зависит от расположения соединяемых сплавов относительно направления вращения рабочего инструмента при СТП. В обоих случаях разрушение соединения происходило по зоне термомеханического влияния со стороны сплава ВАЛ8. При

расположении сплава ВАЛ8 со стороны отхода рабочего инструмента временное сопротивление соединений составило 272,4 МПа, а при расположении со стороны набегания инструмента — 292,2 МПа.

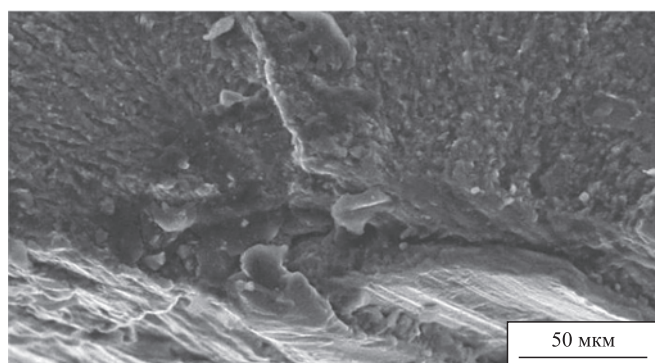
Результаты испытаний также показали, что ударная вязкость металла шва соединений, полученных СТП, находится на высоком уровне (38,2 и 36,9 Дж/см<sup>2</sup>), что примерно в 2 раза превышает значение ударной вязкости основного металла. Соединения сочетаний сплавов ВАЛ8 + 1565чН2 и ВАЛ8 + АМг6М обладают также достаточной пластичностью, которая характеризуется значениями угла изгиба 67 и 62°.

Поэтому для получения более высоких значений временного сопротивления соединения сплавов ВАЛ8 + 1565чН2 со стороны отхода инструмента сплав следует располагать с более широким диапазоном режимов по скорости сварки и частоте вращения инструмента, обеспечивающих качественное формирование соединения. В данном случае со стороны отхода инструмента целесообразно располагать заготовку из сплава 1565чН2, что позволит получить соединение с временным сопротивлением на уровне 292,2 МПа.

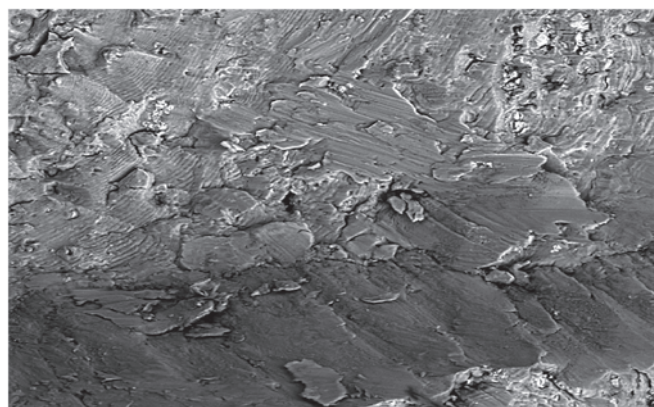
В табл. 6 приведены результаты испытаний на усталость при изгибе плоских образцов

6. Результаты испытаний на усталость при изгибе плоских образцов сварных соединений ВАЛ8 + 1565чН2

Предел выносливости, МПа	Число циклов до разрушения		Характер разрушения
	ААрДЭС	СТП	
200	938 000	1 736 000	По основному материалу ВАЛ8 на расстоянии 14...18 мм от границы шва
180	4 830 000	7 588 000	
160	1 176 000	2 156 000	
140	10 <sup>7</sup>	10 <sup>7</sup>	Без разрушения



а)



б)

**Рис. 2. Строение излома образца сварного соединения сплавов ВАЛ8 + 1565чН2:**

а — одноочаговый характер разрушения (ААрДЭС);  
б — многоочаговый характер разрушения (СТП),  $\times 500$

сварных соединений сплавов ВАЛ8 + 1565чН2. Из данных табл. 6 можно заключить, что при значениях предела выносливости 160...200 МПа соединения, выполненные СТП, превосходят по числу циклов до разрушения соединения, полученные ААрДЭС. Для обоих вариантов сварки предел выносливости соединений на базе  $10^7$  циклов составляет 140 МПа.

Исследованиями фрактограмм поверхности разрушения сварных соединений сплавов ВАЛ8 + 1565чН2, выполненных ААрДЭС, выявлен один развитый очаг разрушения (рис. 2, а). Усталостная трещина развивается веерообразно по трем разным плоскостям на глубину всего сечения образца, при этом развитие трещины в плоскостях, расположенных за начальной зоной развития, носит явный характер ускоренного развития.

В очагах разрушения образца сварного соединения сплава ВАЛ8 + 1565чН2, выполненного СТП, наблюдаются усталостные трещины по линиям сварного шва, разрушение развивается

от этих трещин и наиболее грубых неровностей шва. Поэтому значительное повышение предела усталости сварных соединений исследуемых сплавов при СТП возможно при снижении шероховатости поверхности шва в результате варьирования параметров режима сварки или зачистки поверхности шва после выполнения сварки.

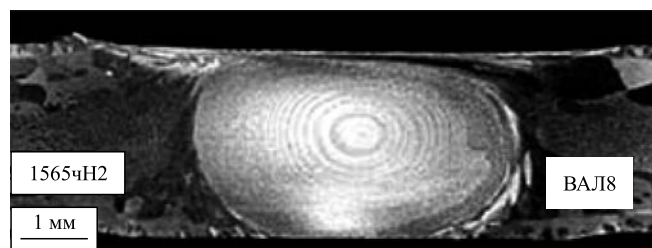
Макроструктура соединения сплавов ВАЛ8 и 1565чН2 в разноименном сочетании (рис. 3) характеризуется наличием характерных для СТП-соединений структурных зон: зоны шва, зоны термомеханического воздействия, зоны термического влияния и основного металла.

Исследование микроструктуры отдельных зон сварного соединения сплавов ВАЛ8 + 1565чН2 показало, что сплав ВАЛ8 в основном металле имеет крупнозернистую рекристаллизованную структуру (рис. 4, а).

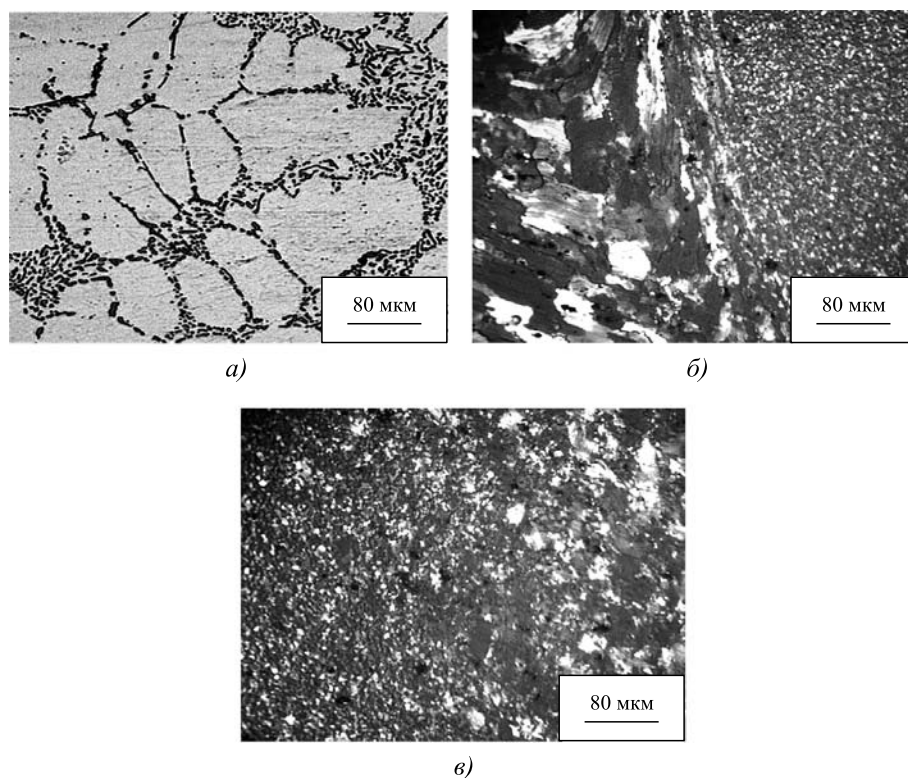
В зоне термомеханического воздействия со стороны сплава ВАЛ8 наблюдается формирование структуры в виде слоев с резким изменением направления межслойного течения материала (рис. 4, б). Межслойного направления металлографическим анализом не обнаружено.

В зоне шва наблюдается сильно измельченная структура с равноосными зёрнами, по форме напоминающими шестиугольники, что свидетельствует о рекристаллизации материала при сварке (рис. 4, в).

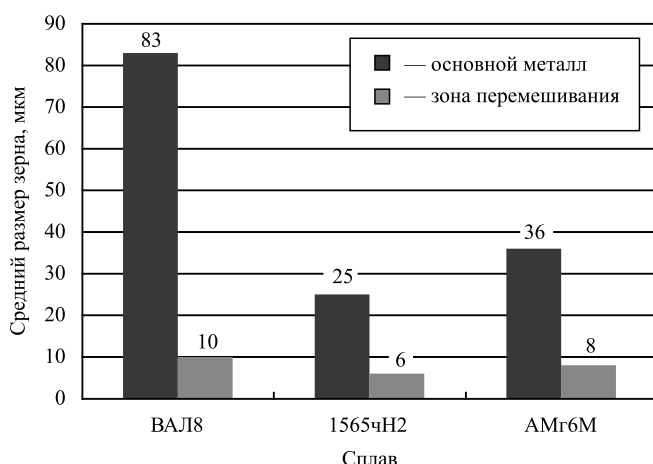
Установлено, что исходный размер зерна в зоне перемешивания (металле шва) практически не зависит от исходного размера зерна свариваемого сплава, а определяется параметрами режима сварки трением с перемешиванием и условиями охлаждения шва после формирования соединения (рис. 5). Формирование зеренной структуры происходит в результате совместного действия группы эффектов:



**Рис. 3. Макроструктура соединения сплавов ВАЛ8 и 1565чН2 в разноименном сочетании, выполненного СТП**



**Рис. 4. Микроструктуры различных зон соединения сплавов ВАЛ8 + 1565чН2:**  
*а* — основной металл ВАЛ8; *б* — зона термомеханического воздействия со стороны сплава ВАЛ8; *в* — зона перемешивания со стороны сплава ВАЛ8



**Рис. 5. Соотношение среднего размера зерна в основном металле и шве при сварке трением с перемешиванием исследуемых сплавов**

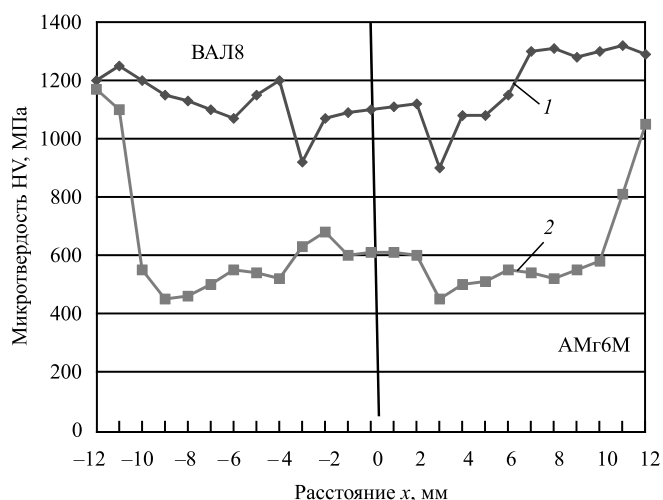
статического возврата, первичной и собирательной рекристаллизации на стадии предразогрева при подходе инструмента к материалу; динамического возврата, динамической и собирательной рекристаллизации на стадии перемешивания; статического возврата, первичной и собирательной рекристаллизации на стадии остывания при отходе инструмента.

На этапе остывания материала создаются условия для роста зерна, но при этом излишнему росту зерен препятствуют частицы вторичных фаз.

Зона термомеханического влияния для обоих сплавов характеризуется вытянутыми и повернутыми по направлению деформации зёрнами. Для сплава 1565чН2 наблюдаются зёрна, состоящие из более мелких равноосных зерен. Это свидетельствует о частичной рекристаллизации этой зоны близко к зоне перемешивания. Средний поперечный размер зерен в этих зонах близок друг к другу, несмотря на существенное отличие микротвердости сплавов, на что может влиять наличие равноосных зерен.

На рис. 6 приведено распределение микротвердости в сварном соединении сплавов ВАЛ8 и АМг6М при аргодуговой сварке и сварке трением с перемешиванием. Сварные соединения, выполненные СТП, значительно превосходят соединения, полученные ААрДЭС, во всех структурных зонах соединений, включая и металл сварного шва, по значению микротвердости.

Анализ изменения химического состава сварного шва соединения ВАЛ8 + 1565чН2 вдоль

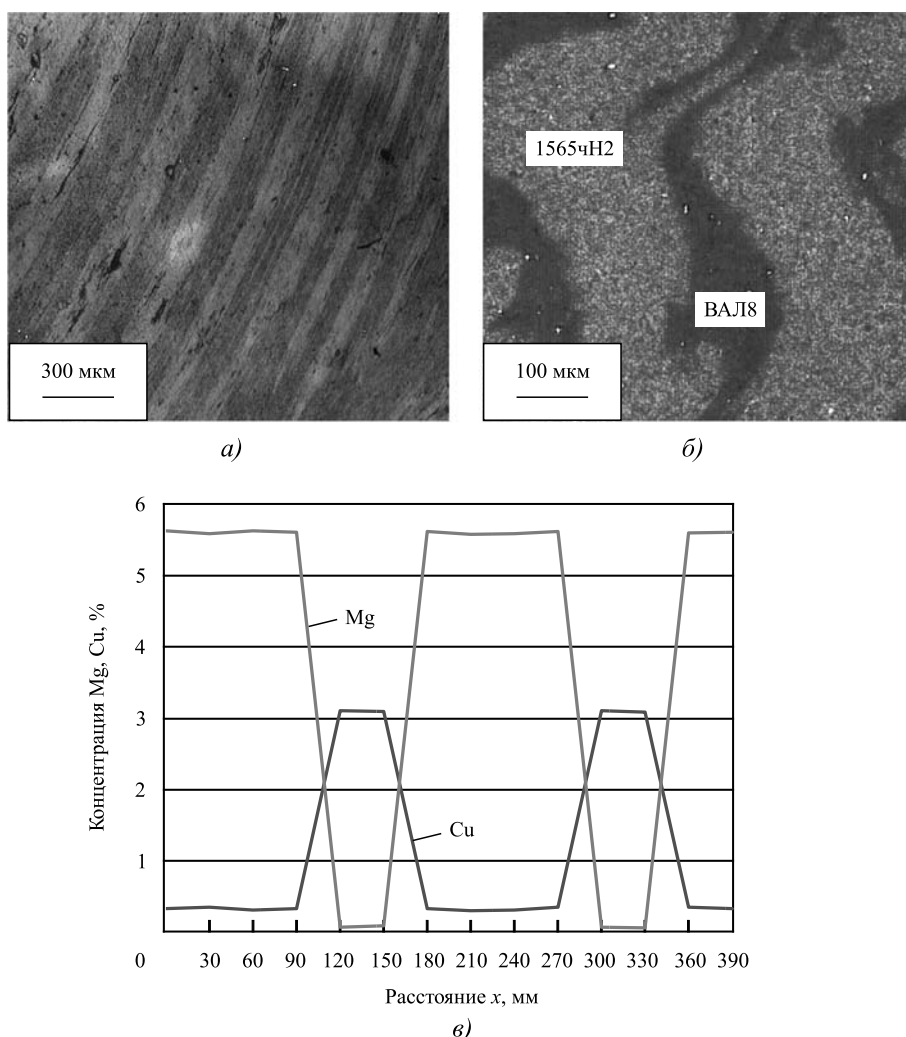


**Рис. 6. Распределение микротвердости в сварном соединении сплавов ВАЛ8 и АМг6М:**

1 — сварка трением с перемешиванием; 2 — автоматическая аргодуговая сварка

направления сварки показал, что в продольном сечении сварного шва наблюдается четкое чередование полос шириной 30...140 мкм каждого из соединяемых сплавов, определяемое частотой вращения рабочего инструмента (рис. 7, а). На рентгеновской карте сварного шва отчетливо видно наличие резкого перехода между полосами соединяемых сплавов (рис. 7, б).

Определение концентрации меди и магния с помощью сканирующего электронного микроскопа на границе соседних слоев показало, что наблюдается четкая граница между соседними полосами с ограниченной диффузией элементов (рис. 7, в). В процессе анализа не удалось установить области с промежуточным химическим составом.



**Рис. 7. Микроструктура шва сплавов ВАЛ8 + 1564Н2 (а), траки магния (светлые) и меди (темные) на рентгеновской карте (б) и кривые изменения концентрации магния и меди в шве (в)**



**Выводы**

1. Сварные соединения алюминиевых сплавов в сочетаниях ВАЛ8 + 1565чН2 и ВАЛ8 + АМг6М, выполненные автоматической аргодуговой сваркой, обладают низкой пластичностью, которая в 4–5 раз ниже пластичности сплава ВАЛ8 и примерно в 30 раз ниже пластичности сплава АМг6М.

2. Временное сопротивление сварных соединений сплава ВАЛ8 со сплавами 1565чН2 и АМг6М при автоматической аргодуговой сварке составляет 0,82...0,84 от временного сопротивления сплава ВАЛ8. Коэффициент прочности соединений аналогичных сочетаний сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, составляет 0,92...0,98 от прочности сплава ВАЛ8.

3. Предел малоциклового усталости для соединений сплавов ВАЛ8 и 1565чН2 равен 140 МПа. При более высоких напряжениях (160...200 МПа) соединения, выполненные сваркой трением с перемешиванием, выдерживают примерно в 1,5–1,8 раза большее число циклов испытаний в сравнении с соединениями, полученными автоматической аргодуговой сваркой.

4. Исследованиями фрактограмм поверхности разрушения сварных соединений сплавов ВАЛ8 + 1565чН2, выполненных автоматической аргодуговой сваркой, выявлен один развитый очаг разрушения. Соединения сплавов ВАЛ8 + 1565чН2 при циклическом нагружении отличаются наличием многоочагового разрушения. Поэтому значительное повышение предела выносливости сварных соединений исследуемых сплавов при СТП возможно при снижении шероховатости поверхности шва в результате варьирования параметров режима сварки или зачистки поверхности шва после выполнения сварки.

5. Исходный размер зерна в зоне перемешивания (металле шва) литейных и деформируемых алюминиевых сплавов практически не зависит от исходного размера зерна свариваемого сплава, а определяется параметрами режима сварки трением с перемешиванием и условиями охлаждения шва после формирования соединения.

6. В продольном сечении сварного шва при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов в разноименном сочетании на-

блюдается четкое чередование полос шириной 30...140 мкм каждого из соединяемых сплавов, определяемое частотой вращения рабочего инструмента. Наблюдается четкая граница между соседними полосами с ограниченной диффузией элементов между полосами без формирования зон с промежуточным химическим составом.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. **Перспективные** литейные алюминиевые сплавы для литодеформированных сварных конструкций изделий авиационной техники / А.Г. Братухин, В.И. Лукин, Е.В. Готов, П.П. Побежимов // Сварочное производство. 1995. № 4. С. 3–5.
2. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металлы, 2017. 440 с.
3. **Сироткин О.С., Готов Е.В., Кайнов В.М.** Разработка высокоэффективных технологических процессов литья из алюминиевых сплавов // Авиационная промышленность. 2000. № 3. С. 17–28.
4. **Литосварные** и литоштампованные конструкции из алюминиевых сплавов / В.Н. Мацнев, Е.В. Готов, В.М. Кайнов, В.И. Рязанцев // Сварочное производство. 2003. № 4. С. 29–34.
5. **Ищенко А.Я.** Характер горячих трещин, образующихся при сварке плавлением, высокопрочных алюминиевых сплавов // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. Киев: Наук. думка, 1985. С. 34–36.
6. **Фридляндер И.Н.** Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // Технология легких сплавов. 2002. № 4. С. 12–17.
7. **Овчинников В.В.** Технологические особенности сварки трением с перемешиванием алюминиевых и магниевых сплавов (обзор) // Машиностроение и инженерное образование. 2016. № 4. С. 22–45.
8. **Березина В.А., Овчинников В.В., Лукьяненко Е.В.** Сварка трением с перемешиванием стыковых соединений листов сплавов 1420Т1 и 1163Т // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 10. С. 446–453. DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-10-446-453.
9. **Овчинников В.В., Дриц А.М., Малов Д.В.** Механические свойства сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании, полученных сваркой трением с перемешиванием // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 6. С. 11–17.

*Виктория Александровна Березина;*

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

*Елена Владимировна Лукьяненко, канд. техн. наук*



УДК 621.762

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-10-450-458

А.М. Дмитриев, Н.В. Коробова

(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

## Производство стаканов с фланцем в донной части холодным выдавливанием на специализированном прессе

Оценена возможность изготовления холодным выдавливанием деталей типа стаканов из коррозионно-стойкой и жаропрочной стали. Показано, что при осуществлении выдавливания таких деталей с использованием комбинации прямого выдавливания из заготовки диаметром, равным диаметру фланца, с последующим прямым выдавливанием стенки стакана возникает ряд труднорешаемых проблем. Часть этих проблем связана с конструированием производственного штампа, устанавливаемого на серийно выпускаемые стандартные прессы. Предложено изготавливать детали рассматриваемого типа с использованием комбинации выдавливания стенок стакана из заготовки диаметром, равным внешнему его диаметру, с одновременным радиальным выдавливанием фланца. Такое технологическое решение может быть осуществлено на отечественных специализированных прессах.

**Ключевые слова:** детали полые цилиндрические; фланец в донной части; выдавливание холодное; прессы специализированные; расширение возможностей.

*The possibility for manufacturing by cold extrusion of part such as shells made of corrosion-resistant and high-temperature steel is evaluated. It is shown that when extrusion such parts using combination of direct extrusion from workpiece with diameter equal to the diameter of the flange, followed by direct extrusion of the shell wall, number of intractable problems arise. Some of these problems relate to the design of production die to be fitted to mass produced standard presses. It is proposed to manufacture parts of the type using combination of extrusion of the shell walls from workpiece with diameter equal to its outer diameter, with simultaneous radial extrusion of the flange. Such technological solution can be implemented on domestic specialized presses.*

**Keywords:** hollow cylindrical parts; bottom flange; cold extrusion; specialized presses; expansion of possibilities.

В работе [1] приведены фотографии деталей типа подпятников, используемых в узлах трения. При изготовлении таких деталей холодным выдавливанием увеличивается их прочность и как следствие повышается износостойкость, заключающаяся в их сопротивлении истиранию. Подпятники изготавливают из коррозионно-стойкой и жаропрочной стали 12Х18Н9Т.

Рассматриваемые в работе [1] детали имеют форму, показанную на рис. 1.

Для изготовления таких деталей холодным выдавливанием применяли схему штамповки: заготовку диаметром, равным диаметру фланца изготавливаемой детали, деформирует воздействующий на ее верхний торец опускающийся пуансон диаметром, равным диаметру заготовки. В результате производится выдавливание

нижней части заготовки в сужающуюся полость матрицы. Внешний диаметр нижней части заготовки уменьшается, при этом на ее верхней, недеформированной части, остается фланец. Одновременно с уменьшением диа-

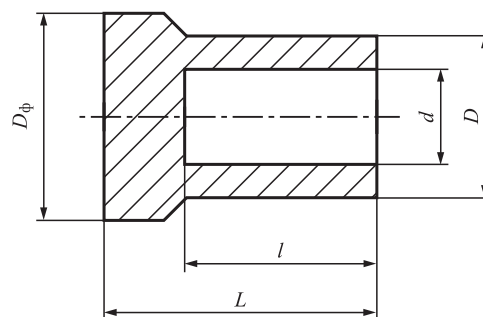


Рис. 1. Эскиз детали типа подпятника

метра части заготовки, расположенной ниже фланца, в ней осуществляется выдавливание полости. Рабочий торец пуансона, выдавливающего полость в части заготовки уменьшенного диаметра, направлен навстречу пуансону, перемещаемому от ползуна прессы. Поскольку в [1] элементы деформирующей заготовки инструмента приведены схематично, без описания конструкции штампа в целом, можно предположить, что расположенный снизу выдавливающий полость пуансон опирается на неподвижную нижнюю плиту штампа. Это предположение подтверждается термином "прямое выдавливание", используемым авторами в заглавии работы [1].

В работе [2] показано отсутствие связи значительного изменения силы выдавливания с изменением направления течения металла. Установлено, что реализация прямого выдавливания на универсальных прессах вызывает существенные проблемы.

В работе [1] рассмотрен процесс холодного выдавливания стали, требующей создания выдавливающим полость пуансоном очень высоких давлений со стороны его рабочего торца. Это усиливает проблему реализации прямого выдавливания вследствие ограниченной возможности разместить под опорным торцом выдавливающего полость пуансона опорную прокладку, закаленную на твердость 57...59 HRC. Прокладка должна иметь площадь, обеспечивающую уменьшение действующего на рабочий торец пуансона давления как минимум в 12—15 раз при передаче его на нижнюю плиту штампа. Это необходимо, чтобы противоположный рабочему опорный торец пуансона не стал деформировать нижнюю плиту. Имеется в виду не площадь торца опорной прокладки, а площадь контакта нижнего торца прокладки с нижней плитой штампа. Если в местах соприкосновения с прокладкой в плите штампа есть полости, то площадь полостей исключается из расчета давлений, действующих на плиту.

Помимо большой площади прокладка должна иметь большую толщину, чтобы не происходила ее значительная упругая деформация. Толщину прокладки определяют следующим образом. Обозначим крайнюю точку контакта нижнего торца пуансона с прокладкой буквой А, а крайнюю точку контакта нижней поверхности прокладки с плитой штампа — буквой Б. Соединим буквы А и Б мнимой прямой линией.

Необходимо чтобы угол между этой мнимой прямой и вертикальной осью штампа не превышал  $40^\circ$ .

Плита штампа не может обладать твердостью, обеспечиваемой закаливанием. Возможна только ее термическая обработка — нормализация или улучшение. Если в нижней плите возникнут пластические деформации, то в пуансоне образуются изгибающие напряжения. Поскольку выдавливающий полость в заготовке пуансон закален на очень высокую твердость и на его рабочий торец действуют очень высокие давления, под действием изгибающих напряжений пуансон разрушится. Твердость, на которую закалывают пуансон, согласно рекомендациям специалистов в области ХОШ должна составлять 61...63 HRC. Это связано с тем, что пуансон даже при правильно сконструированном узле его опоры на плиту штампа помимо твердости должен обладать хотя бы небольшой пластичностью, чтобы не быть слишком хрупким.

В работе [3] обсуждена проблема осадки пуансона, закаленного на указанную твердость в его стержневой части на начальном этапе использования пуансона для выдавливания полостей. Отмечено, что после штамповки первых деталей стержневую часть пуансона, у которой появилась бочкообразность, корректируют обтачиванием эльборовым резцом на токарном станке. Иначе эта бочкообразная стержневая часть будет с натягом запрессовываться в выдавленную стенку стакана, находящуюся уже в твердом состоянии. Помимо увеличения силы штамповки это существенно затруднит снятие выдавленного стакана с пуансона.

Непосредственно деформирующая заготовку торцевая рабочая часть пуансона должна быть сконструирована таким образом, чтобы обеспечить выдавливание полости в заготовке при наименьшем осевом давлении между пуансоном и деформируемой заготовкой. Исследованию давлений посвящен ряд публикаций. Однако в них уделено недостаточно внимания влиянию формы торца пуансона на удержание смазочного материала на контакте заготовки с деформирующим ее торцом пуансона. В результате совместного решения указанных задач установлено, что рабочая часть пуансона должна иметь форму усеченного конуса. Размеры усеченного конуса приведены в работе [3] в зависимости от относительной (по отношению к диаметру рабочей части пуансона) толщины выдавливаемой стенки детали.

Предварительно подготовленным для штамповки заготовкам путем их калибрования на отдельном прессе должна быть придана форма с наличием на верхних их торцах углубления, точно соответствующего форме торца пуансона. Это углубление предназначено для центрирования пуансона на начальном этапе выдавливания полости в заготовке и увеличения площади поверхности участка заготовки, контактирующего на начальном этапе с пуансоном. Этот участок поверхности заготовки оксалатирован и омылен для создания промежуточного слоя смазочного материала, который выдавливающей полостью пуансон без разрыва должен растянуть при очень высоком контактном давлении на всю поверхность выдавленной полости. Поэтому площадь исходного для растяжения участка должна быть достаточно большой.

При необходимости изготовления полости детали с плоским дном, без галтели при переходе к стенке, такое дно рационально изготавливать последующим фрезерованием концевой фрезой. Фрезерование после штамповки осуществить проще, чем калибрование торца дна дополнительной штамповочной операцией. При калибровании пуансоном с плоским торцом очень важно точно дозировать объем смазочного материала, вносимого в полость заготовки. Даже при незначительном избытке смазочного материала будет происходить его прорыв из-под торца калибрующего пуансона, сопровождаемый искрами и громким хлопком. При этом на острой кромке калибрующего пуансона образуется канавка, и дорогостоящий пуансон портится без возможности его восстановления.

Рассмотрение указанных выше требований к конструированию узла опоры расположенного внизу пуансона, выдавливающего полость в заготовке, осложнено необходимостью обеспечения работы выталкивателя выдавленной детали из штампа. Выталкиватель так же, как и пуансон, размещается на оси штампа в нижней его плите, и выбор вариантов его работоспособной конструкции осложняется требованием размещения прокладки для опоры нижнего пуансона на плиту штампа.

Помимо действующего давления на контакте опорной прокладки с плитой штампа на возможность реализации холодного выдавливания труднодеформируемых материалов влияет соотношение размеров штампа в плане и рабочего стола пресса. Это связано с тем, что

деформирующая заготовку сила при операции выдавливания достигает своего значения, близкого к максимальному, на начальной стадии и остается приблизительно постоянной до конца выдавливания. Сила, развиваемая кривошипным прессом, зависит от расстояния ползуна от нижней точки его рабочего хода и значительно уменьшается с увеличением этого расстояния. Сила вблизи нижней точки в паспорте пресса обозначается как номинальная. Поэтому для выдавливания приходится выбирать пресс, паспортная номинальная сила которого значительно превышает требуемую для выполнения выдавливания рассчитанную силу.

Выбранный пресс, обеспечивающий большую номинальную силу, имеет крупное отверстие в центре его рабочего стола, предназначенное для размещения выталкивателя пресса. Если нижняя плита штампа имеет недостаточно большую толщину, несмотря на правильно сконструированную прокладку для опоры нижнего пуансона, не допускающую вдавливания этой прокладки в плиту штампа, происходит деформация плиты штампа на участке, расположенном над отверстием в центре рабочего стола пресса. Под действием силы, развиваемой ползуном пресса, осуществляется начальная стадия выдавливания участка нижней плиты штампа в отверстие в центре стола пресса. В результате такой деформации нижней плиты штампа происходит нарушение вертикального расположения направляющих колонок штампа. Верхние концы колонок наклоняются навстречу друг другу.

Выдавливание нижней части плиты штампа в отверстие в столе пресса происходит на начальной стадии использования штампа. Чтобы небольшая пластическая деформация нижней плиты на начальной стадии работы штампа произошла симметрично по отношению к оси штампа, в отдельных конструкциях прессов в центре их ползуна предусматривают полость под центровик штампа. В эту полость при установке штампа на пресс должен углубиться центровик, прикрепленный снаружи к верхней плите штампа, чтобы штамп был установлен точно по центру ползуна. Поскольку возможно, что при установке штампа на кривошипный пресс центровик не сразу попадет в предусмотренную для него полость в ползуне, центровик изготавливают из недорогой и непрочной стали, чтобы деформировался центровик, а не ползун пресса. В штампе нетолстый фланец центро-

вика утоплен в углубление в центре верхней плиты и прикреплен к плите винтами.

При установке на пресс штамп к ползуну крепят с использованием прорезей в верхней плите штампа с помощью специальных болтов, квадратные головки которых входят в U-образные пазы в ползуне прессы, расположенные перпендикулярно его фронтальной стороне. Если U-образные пазы в ползуне прессы расположены шире, чем габаритные размеры плиты штампа, для крепления применяют четыре плоских накладки, имеющие существенные толщину и ширину. В середине накладок выполняют отверстия, через которые накладки надевают на болты, вставленные в U-образные пазы в ползуне прессы, и навинчивают (наживляют) гайки на эти болты. Эти гайки не позволяют накладкам упасть с болтов. Стороны накладок, расположенные ближе в оси ползуна прессы, надевают на четыре угла верхней плиты штампа, а под свободные стороны этих накладок устанавливают подкладные цилиндры или кубики, высота которых равна толщине плиты штампа. После этого гайки на болтах затягивают.

Некоторые рациональные варианты конструкций штампов для холодного выдавливания деталей типа стаканов на универсальных прессах приведены в работах [3, 4]. В указанных работах рассмотрено выдавливание детали типа стаканов при ее размещении дном вниз, выдавливающий полость пуансон установлен на верхней плите штампа. На нижнюю плиту штампа установлен пуансон с диаметром его рабочей части, равным внешнему диаметру стакана. Напряжения в этом пуансоне значительно меньше, чем в пуансоне, выдавливающем полость детали. Тем не менее решение проблемы обеспечения размеров и прочности прокладки под торцом нижнего пуансона в сочетании с конструированием выталкивателя детали из штампа является актуальным.

Описанная проблема решается при применении специализированных прессов, сконструированных для выдавливания в матрице с отдельным приводом для ее принудительного перемещения в процессе выдавливания. Сборочные чертежи таких прессов приведены в работах [5–9].

На рис. 2 показана упрощенная схема прессы с гидравлическим приводом. В этой конструкции все гидроцилиндры размещены на одной общей оси. В прессе главный гидроцилиндр 1

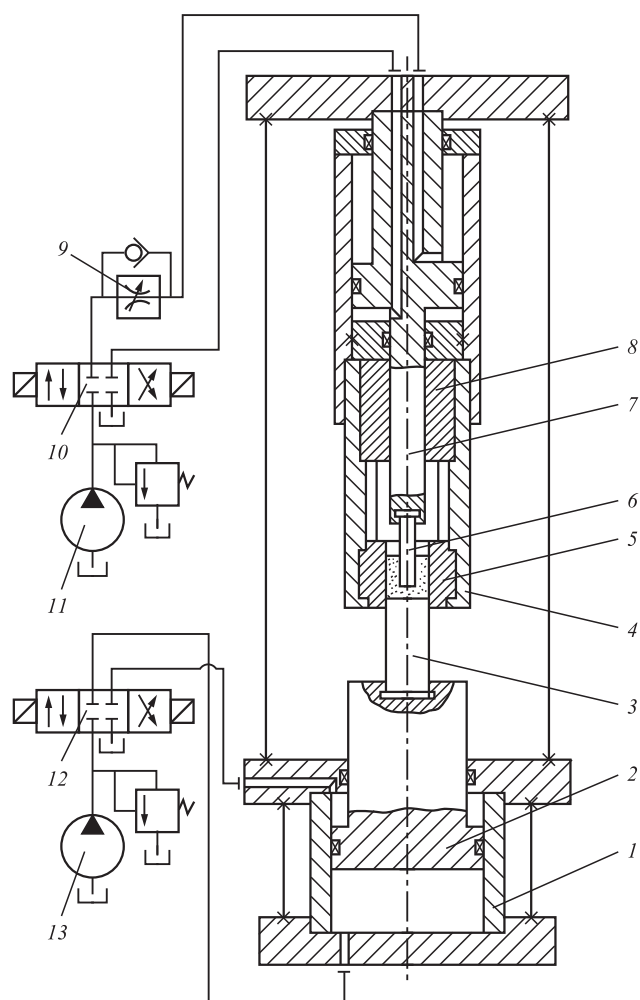


Рис. 2. Схема гидропресса с размещением гидроцилиндров на центральной оси

расположен под столом прессы. Плунжер главного гидроцилиндра 2 является ползуном прессы и штамповой плитой. На нем установлен пуансон 3. Второй пуансон 6 закреплен на опоре 7, которая служит штоком гидроцилиндра привода матрицы 5. К гильзе этого гидроцилиндра крепят траверсу прессы 4, служащую для перемещения матрицы.

В прессе на рис. 2 предусмотрено надежное направление опоры 7 по втулке 8, что позволяет свести к минимуму несоосность верхнего пуансона 6 и матрицы 5. Рабочая жидкость в полости главного гидроцилиндра 1 подается от насоса 13 через трехпозиционный четырехходовой золотник 12. Рабочая жидкость в полости гидроцилиндра привода матрицы подается от насоса 11 через трехпозиционный четырехходовой золотник 10. Соотношение скоростей перемещения пуансона 3 и матрицы 5 регулируется с помощью дросселя 9.

Серия из трех прессов с номинальной силой 1,6 МН была изготовлена на одном из приборостроительных предприятий для применения в собственном производстве продукции.

**Технические характеристики пресса [5]**

Номинальная сила, МН . . . . .	1,6
Скорость рабочего хода пуансона, перемещаемого от главного гидроцилиндра, мм/с . . . . .	2,7
Номинальное давление рабочей жидкости, МПа. . . . .	32
Размеры штампуемой детали, мм:	
максимальный диаметр . . . . .	40
максимальная высота. . . . .	160
Скорость перемещения матрицы, мм/с:	
вверх . . . . .	12,7
вниз . . . . .	6,8
Габаритные размеры (длина×ширина×высота), мм . . . . .	650×500×2000
Масса без привода, кг. . . . .	1200
Установочная мощность, кВт . . . . .	8,5

Позже создан пресс аналогичной конструкции силой 6,3 МН. Этот пресс заводской модели РПГ-37 изготовлен в ОАО "Тяжпрессмаш" (г. Рязань).

Технические характеристики пресса РПГ-37 приведены в табл. 1 [6].

*Цель работы* — описание расположения и последовательности перемещений деформирующих заготовку пуансонов и матрицы специализированного гидропресса при выдавливании деталей типа стаканов, в зависимости от сил, требующихся для выполнения выдавливания стакана при активно направленных напряжениях контактного трения по матрице и для радиального выдавливания фланца в донной части стакана, установить относительные размеры деталей, которые можно изготовить штамповкой предлагаемым способом; дать рекомендацию по изготовлению предлагаемым способом детали из коррозионно-стойкой и жаропрочной стали 12Х18Н9Т.

Деформирование заготовки на специализированном прессе осуществляется следу-

ющим образом (рис. 3). Исходная заготовка имеет диаметр, равный внешнему диаметру полой части стакана. Пуансон 1 является неподвижным на протяжении деформирования заготовки.

На рис. 3, а пуансон 5 и матрица 3 отведены в крайнее нижнее положение. В матрицу уложена заготовка, прошедшая предварительную калибровку на отдельном прессе.

На рис. 3, б показано, что матрица с заготовкой, опирающейся на нижний пуансон 5, перемещаются в сторону неподвижного пуансона 1. При упоре заготовки в пуансон 1 под действием силы, передаваемой от ползуна пресса пуансоном 5, производятся деформирование заготовки и выдавливание в ней полости. При этом матрица 3 опережает в перемещении деформирующий пуансон 5. Опережающее движение матрицы создает активно направленные напряжения контактного трения на внешней поверхности очага пластической деформации, расположенного под торцом неподвижного пуансона 1. Это способствует протеканию выдавливания с уменьшенным давлением со стороны пуансона 1 в сравнении с выдавливанием в матрице, перемещающейся со скоростью, одинаковой со скоростью пуансона 5. Одновременно с созданием активно направленных напряжений контактного трения в результате опережающего движения матрицы открывается радиальная полость со стороны нижнего торца заготовки, и протекает радиальное выдавливание материала заготовки в эту открывающуюся полость. Комбинированное течение металла заготовки одновременно в две полости способствует дополнительной разгрузке пуансона 1 вследствие снижения гидростатического давления в расположенном под его торцом очаге пластической деформации.

После завершения выдавливания детали 4 матрица 3 с деталью и пуансоном 5 отводятся в нижнее положение, и в матрицу на верхний торец детали 4 устанавливается новая заготовка, как показано стрелкой на рис. 3, в.

**1. Технические характеристики пресса РПГ-37**

Номинальное давление рабочей жидкости, МПа	Номинальная сила, МН			Рабочий ход, мм		Высота полости для установки матрицы, мм
	главного гидроцилиндра	гидроцилиндра привода матрицы		главного гидроцилиндра	гидроцилиндра привода матрицы	
		Ход вверх	Ход вниз			
320	6,3	1,0	1,6	280	600	360

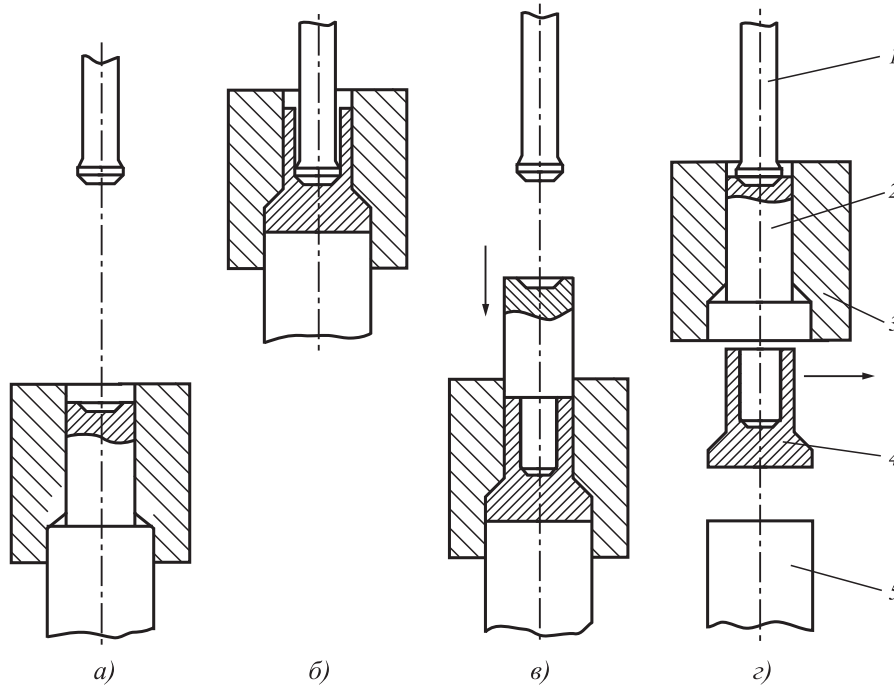


Рис. 3. Последовательность перемещений инструментов, подачи заготовки и удаления изготовленной детали при выдавливании на специализированном прессе

На рис. 3, г показано, что матрица с расположенной в ней деталью 4 и опирающейся на верхний торец этой детали заготовкой поднимается вверх. Заготовка упирается в неподвижный пуансон 1 и в процессе движения матрицы 3 вверх, углубляясь в полость матрицы, выталкивает из матрицы вниз изготовленную деталь 4. Затем деталь устройством шибера удаляется из рабочего пространства пресса. После этого матрица с расположенной в ней заготовкой 2 возвращается в положение, изображенное на рис. 3, а. Чтобы заготовка при этом не выпала из матрицы, при предварительной калибровке на отдельном прессе у заготовки обеспечивают внешний диаметр, создающий посадку ее в матрице Н7/js6.

Ниже проведено сравнение значений деформирующих сил, при которых производятся выдавливание стенки стакана и радиальное выдавливание материала в открывающуюся полость в нижней части заготовки для оценки полноты заполнения фланца в донной части детали.

Для оценки выдавливания части детали, имеющей форму цилиндрического стакана, использовали формулы для расчета сил из работы [10], для радиального выдавливания фланца в донной части детали — из работы [7]. Слева в каждой из этих формул выходная величина — относительная удельная сила выдавливания  $q$ , т.е. удельная сила, действующая на тот или иной

элемент штампового инструмента в процессе его работы. Определяют эту силу как частное от деления создаваемой прессом деформирующей заготовку силы на площадь сечения этого инструмента в плоскости, перпендикулярной направлению действующей силы. Если рассматривается выдавливающий полость в заготовке пуансон, то это площадь поперечного сечения головки рабочей части пуансона, равная площади сечения выдавливаемой полости. Удельная сила, как и напряжение, выражается в МПа. При вычислении относительной удельной силы это напряжение делится на напряжение текучести материала деформируемой заготовки, поэтому относительная удельная сила — величина безразмерная.

В табл. 2 приведены рассчитанные по формуле из работы [10] относительные удельные силы  $q_{ст}$  выдавливания части детали, имеющей форму цилиндрического стакана, в зависимости от отношения диаметра внешней поверхности ста-

2. Относительные удельные силы  $q_{ст}$  на пуансоне, выдавливающем полость диаметром  $d$  у цилиндрического стакана, и результаты  $q'_{ст}$  их пересчета на площадь диаметром  $D$

$R = D/d$	$q_{ст}$	$q'_{ст}$
1,1	3,7	3,06
1,3	3,6	2,13
1,5	3,5	1,56
1,7	3,3	1,14

кана  $D$  (см. рис. 1) к диаметру его полости  $d$  ( $R = D/d$ ). Значения  $q_{ст}$  приведены для выдавливания с активно направленными напряжениями контактного трения между матрицей и заготовкой, поскольку, как видно на рис. 3, б, матрица перемещается в направлении течения металла заготовки, выдавливаемого из-под торца пуансона в формируемую стенку стакана. Для сравнения между собой значений сил выдавливания стакана и радиального выдавливания фланца в донной части детали требуется удельную силу  $q_{ст}$ , действующую на площадь диаметром  $d$ , пересчитать на площадь с диаметром  $D$ , равным внешнему диаметру стакана. Результаты такого пересчета приведены в столбце  $q'_{ст}$  табл. 2.

Обозначения, принятые в работе [7] при анализе радиального выдавливания фланца, приведены на рис. 4. На этом рисунке слева от оси изображена схема технологической оснастки перед началом радиального выдавливания заготовки 2, а справа — в конце выдавливания. Выдавливается фланец высотой  $h$  и радиусом  $R_{ф}$ , равным  $D_{ф}/2$  (см. рис. 1). Значения указанных размеров в относительных величинах приведены в табл. 3. Их натуральные значения (в мм) отнесены к натуральному значению радиуса контейнера  $r_k$ , поэтому на рис. 4 указано, что  $r_k = 1$ . Величина  $q_{фл}$  определяется как действующая на верхний торец заготовки сила (в направлении стрелки), деленная на  $\pi$  и напряжение текучести материала заготовки. Поэтому величина  $q_{фл}$  также безразмерная.

При расчете значений, приведенных в табл. 3, принято, что коэффициент контактного трения между заготовкой и контейнером 4 (см. рис. 4), а также заготовкой и опорой 1 равен 0,1.

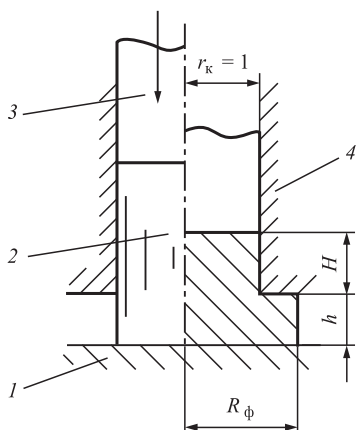


Рис. 4. Схема радиального выдавливания заготовки: 1 — опора; 2 — заготовка; 3 — пуансон; 4 — контейнер

**3. Значения относительной удельной силы радиального выдавливания фланца  $q_{фл}$  в зависимости от размеров фланца  $R_{ф}$  и  $h$**

$R_{ф}$	$h$	$q_{фл}$
1,2	0,5	1,74
	1,0	1,58
	1,5	1,52
1,3	0,5	1,83
	1,0	1,66
	1,5	1,61
1,4	0,5	1,91
	1,0	1,74
	1,5	1,69
1,5	0,5	1,98
	1,0	1,82
	1,5	1,76

Высота  $H = 0,5$ , т.е. половине значения  $r$  в относительных координатах.

При расчете значений удельных сил  $q_{фл}$ , приведенных в табл. 3, высота фланца радиусом  $R_{ф}$  (см. рис. 4), принята равной  $L - l$  (см. рис. 1). Это объясняется тем, что заполнение фланца при выдавливании по схеме, приведенной на рис. 4, происходит на протяжении всей операции, показанной на рис. 3, б, и та часть фланца, которая не заполнилась в начале открытия полости для радиального выдавливания, заполняется в процессе открытия этой полости.

Поясним роль значений величины  $q'_{ст}$ , приведенных в табл. 2. Согласно схеме на рис. 3, формоизменение заготовки при комбинированном выдавливании начинается с внедрения в заготовку пуансона 1. При этом в зависимости от соотношений сил прямого и радиального выдавливания будет происходить течение металла в стенку стакана или в полость фланца. При расчете силы выдавливания стакана используется значение  $q_{ст}$ , сконцентрированное на площади головки пуансона 1 (см. рис. 3). При расчете силы выдавливания фланца создаваемое пуансоном давление  $q_{ст}$  пересчитывается на давление  $q'_{ст}$ , распределенное по поперечной площади контейнера, имеющей радиус  $R_k$ . Поскольку проводится сравнение полных сил в обоих процессах выдавливания, это эквивалентно сравнению  $q'_{ст}$  с  $q_{фл}$ .

Сравнение данных, приведенных в табл. 2 и 3, показывает, что при  $R = 1,1$  выдавливание стенки стакана будет происходить после заполнения фланца вне зависимости от высоты  $h$  фланца. При других значениях  $R$  в каждом кон-



кретном случае в зависимости от значения  $R_{\phi}$  вопрос о последовательности заполнения элементов и возможности изготовления детали остается открытым.

При отрицательном результате сравнения данных из табл. 2 и 3 деталь может быть изготовлена при некотором усложнении перемещений матрицы 3, приведенной на рис. 3.

На рис. 5 слева показано, что на специализированном прессе, схема которого приведена на рис. 2, перемещение матрицы вверх может быть осуществлено на большую величину, чем это требуется из условия обеспечения заданной высоты фланца (см. рис. 3, б). При открытии полости, в которую производится радиальное выдавливание придонного участка заготовки, на большую величину уменьшается давление  $q_{\text{фл}}$ , значения которого приведены в табл. 3.

Металл заготовки затекает в открывшуюся полость, как это показано на рис. 5, слева. После окончания выдавливания стакана в верхней части заготовки производится опускание показанной, в частности, на рис. 2 матрицы 5. Согласно конструкции пресса, приведенной на рис. 2, сила, создаваемая прессом при опускании траверсы с установленной на ней матрицей, больше, чем сила, создаваемая прессом при подъеме матрицы. Значения сил, которые способен обеспечить привод матрицы, приведены в табл. 1.

Под действием силы, обеспечивающей опускание матрицы при неподвижных пуансонах 3 и 6, происходит оформление фланца детали, как это показано на рис. 5, справа. Давление, необходимое для оформления фланца, меньше, чем при радиальном выдавливании материала заготовки в придонный фланец: значение незначительно превышает напряжение текучести

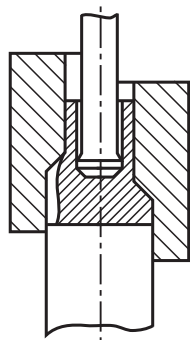


Рис. 5. Дополнительное перемещение матрицы (см. рис. 3, б)

сти материала заготовки (т.е.  $\approx 1,1$  в сравнении со значениями, приведенными в табл. 2 и 3).

Для перехода от относительных давлений, значения которых приведены в табл. 2 и 3 и которые являются безразмерными величинами, к фактическим давлениям эти величины умножают на значения напряжения текучести материала деформируемой заготовки. Напряжения текучести определяются по кривым истинных напряжений, построенных с учетом упрочнения материала, которое характерно для холодной объемной штамповки. В решении данной практической задачи целесообразно провести иную последовательность расчета.

В работе [3] приведена кривая сопротивления усталости пуансонов, выдавливающих детали типа стаканов. Она характеризует пуансоны, изготовленные с использованием классических технологий из сталей Р6М5, ЭП761 и закаленные на твердость 61...63 HRC. Эта кривая построена по результатам экспертных оценок примерно за 45 лет.

Согласно этой кривой, выдавливающий полость стакана пуансон при обеспечении его работоспособности хотя бы для изготовления 1000 деталей может выдержать максимальное давление на его торец, равное 2500 МПа. Если разделить это давление на относительную удельную силу выдавливания (см. табл. 2), то будет определено напряжение текучести материала той заготовки, с выдавливанием которой пуансон справится. Если напряжение текучести, определенное по кривой истинных напряжений, превышает это значение, то необходимо выбрать такие режимы термической обработки заданного материала заготовки, при которых будет обеспечена возможность его деформирования в холодном состоянии при достаточном сопротивлении усталости пуансонов. Вероятно, что можно использовать нагрев заготовки до температур неполной холодной или даже неполной горячей пластической деформации (по классификации С.И. Губкина) в приграничной с неполной холодной пластической деформацией области.

**Заключение.** Производство холодной объемной штамповкой деталей типа стаканов из коррозионно-стойкой и жаропрочной стали 12Х18Н9Т с применением формоизменения заготовки, включающего в себя комбинацию прямого выдавливания стержня с выдавливанием полости стакана, нецелесообразно. При реа-

лизации такого технологического процесса на универсальных прессах возникают проблемы с конструированием работоспособных штампов, необходимых для указанного формоизменения заготовки.

При технологическом процессе выдавливания стакана из заготовки диаметром, равным внешнему диаметру стакана, при активно направленных напряжениях контактного трения и одновременного бокового выдавливания фланца в донной части стакана целесообразно применение специализированного пресса, выпускаемого в России по индивидуальным заказам.

При реализации холодной объемной штамповки стаканов из коррозионно-стойкой и жаропрочной стали с помощью описанного технологического процесса на специализированном прессе требуется проведение дополнительных исследований совместно со специалистами в области металловедения и термической обработки для снижения напряжения текучести заготовок из указанного материала.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воронцов А.Л., Никифоров И.А.** Повышение износостойкости полых деталей с фланцем в донной части путем инновационного прямого выдавливания с использованием контрпуансона // Инновационные технологии реновации в машиностроении: сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф., посвященной 150-летию факультета "Машиностроительные технологии" и кафедры "Технологии обработки металлов" МГТУ им. Н.Э. Баумана / под общ. ред. В.Ю. Лавриненко. 2019. С. 220—223.

2. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Толмачев Н.С.** Производство корпусных деталей выдавливанием, совмещенным с раздачей стенки, на специализированных гидравлических прессах // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 7. С. 24—26.

3. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Повышение рациональности применения холодного выдавливания при производстве деталей типа глубоких стальных стаканов // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Т. 19. № 6. С. 258—267.

4. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Снижение деформаций штампов при холодном выдавливании стальных стаканов с активно направленными напряжениями контактного трения по матрице // Известия ТулГУ. Технические науки. 2019. Вып. 5. С. 72—84.

5. **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.

6. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Анализ возможностей изготовления крупногабаритных порошковых деталей типа стакана на прессе для выдавливания с активно направленными напряжениями контактного трения // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 5. С. 204—211.

7. **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.

8. **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.

9. **Дмитриев А.М., Гречников Ф.В., Коробова Н.В.** Специализированное штамповочное оборудование и выбор его технологических параметров. Самара: Изд-во Самарского научного центра РАН, 2016. 334 с.

10. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Якубовская И.А.** Повышение стойкости пуансонов при холодном выдавливании детали типа стакана при активном действии сил трения // Вестник машиностроения. 2015. № 9. С. 24—29.

*Александр Михайлович Дмитриев,  
д-р техн. наук, чл.-корр. РАН;  
Наталья Васильевна Коробова, д-р техн. наук,  
mt-6@yandex.ru*

А.В. Пчельников, В.А. Филякова (АО "Ступинская металлургическая компания"),  
А.А. Сидоров (Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

## Влияние горячего деформирования на анизотропию механических свойств жаропрочного сплава 901

*Исследовано влияние вытяжки макроструктуры после деформирования заготовки из жаропрочного сплава 901 на анизотропию механических свойств. Влияние вытяжки на анизотропию рассмотрено с учетом неравномерности распределения пластической деформации при осадке и с учетом деформации, накопленной при ковке прутка для получения исходной заготовки. Приведены результаты моделирования осадки и результаты испытания механических свойств образцов, вырезанных в различных направлениях волокна заготовки.*

**Ключевые слова:** штамповка; механические свойства; сплав 901; анизотропия; ковка.

*The effect of the macrostructure drawing after forming of blank made of high-temperature 901 alloy on the anisotropy of mechanical properties is studied. The effect of drawing on anisotropy is considered taking into account the unevenness of plastic deformation during upsetting and taking into account the deformation accumulated during the forging of the rod for the initial blank. The results of upsetting simulation and the test results of the samples mechanical properties cut in different directions of the blank fiber are presented.*

**Keywords:** die forging; mechanical properties; 901 alloy; anisotropy; forging.

Изготовление полуфабрикатов из различных сплавов пластическим деформированием — самый распространенный способ получения заготовок для дальнейшей механической обработки. Пластическое деформирование сплавов позволяет достичь высокого уровня свойств готового изделия.

Одним из широко применяемых способов пластического деформирования является горячая объемная штамповка. При горячей объемной штамповке заготовка нагревается выше температур рекристаллизации и деформируется под давлением ручья штампа, принимая форму, близкую к форме готовой детали. Для изготовления деталей из жаропрочных сплавов наиболее часто применяют операцииковки, осадки и формовки, которые позволяют не только получить заготовку требуемой формы, но и сформировать в ней требуемую макро- и микроструктуру.

При деформировании заготовки в металле происходят процессы рекристаллизации [1, 2], формирование волокна [3] за счет вытягивания границ зерен (вытяжка микроструктуры), скопления карбидов, неметаллических включений и дефектов металла (вытяжка макроструктуры). Происходит формирование направления текстуры материала. Эти процессы в значительной

степени определяют анизотропию механических свойств готового изделия.

Известно много работ по исследованию формирования анизотропии механических свойств при деформировании различных сплавов. Большинство работ посвящено формированию анизотропии при прокатке [4—7]. При прокатке вытяжка макро- и микроструктуры происходит в направлении прокатки и зависит, в основном, от температуры и степени деформации. При штамповке направление течения металла и степень деформации имеют значительную неоднородность и, как следствие, значительную неоднородность имеют макро- и микроструктуры, что существенно влияет на распределение механических свойств изделия [8, 9]. Это особенно важно учитывать при изготовлении деталей ответственного назначения, таких как диски газовых турбин, испытывающих большие нагрузки.

Одним из сплавов, применяемых для изготовления дисков газовых турбин штамповкой, является сплав 901, химический состав которого представлен в табл. 1.

В работе [10] изучено влияние двух стандартных типов термической обработки на свойства сплава 901. Стандартные режимы термической обработки для сплава 901 приведены в табл. 2.

## 1. Химический состав сплава 901

Содержание элементов, % мас. (Fe — остальное)												
Ni	Cu	Al	Ti	Co	Mn	S	C	Si	P	Cr	Mo	B
	Не более			Не более								
40...45	0,5	0,35	2,35...3,1	1,0	1,0	0,03	0,1	0,6	0,03	11...14	5,0...7,0	0,01...0,02

## 2. Режимы термической обработки сплава 901

Режим термической обработки	
для повышения сопротивления ползучести при повышенных температурах	для повышения механических характеристик и сопротивления усталости при комнатной температуре
Выдержка 2 ч при температуре 1050...1100 °С с быстрым охлаждением (на воздухе или быстрее), выдержка 2...4 ч при температуре 750...800 °С с охлаждением на воздухе, выдержка 24 ч при температуре 700...750 °С с охлаждением на воздухе	Выдержка 1...2 ч при температуре 980...1000 °С с быстрым охлаждением (на воздухе или быстрее), выдержка 6 ч при температуре 700...730 °С с быстрым охлаждением (на воздухе или быстрее), выдержка 12 ч при температуре 635...660 °С с охлаждением на воздухе

Первый тип термической обработки применяют для увеличения сопротивления ползучести при повышенных температурах, второй тип — для увеличения механических характеристик и сопротивления усталости при комнатной температуре. Первый тип термической обработки позволяет достигать значений предела текучести, предела прочности и равномерного удлинения при комнатной температуре до 965, 1280 МПа и 16 % соответственно (минимальные требования — 830, 1140 МПа и 12 %), второй тип — до 1020, 1350 МПа и 29 % соответственно (минимальные требования — 860, 1170 МПа и 18 %).

На практике в поковках из этого сплава, несмотря на правильно выбранные режимы термической обработки, иногда наблюдается снижение свойств в центре до недопустимых значений (равномерного удлинения до 6 %, энергии удара разрушения образца до 20 Дж) при удовлетворительных показателях на периферии, что подтверждает значительное влияние неоднородности деформации на анизотропию механических свойств. Стандартная температура начала штамповки сплава 901 составляет 1050...1100 °С, что в сочетании с последующей термической обработкой в подавляющем большинстве случаев приводит к полной рекристаллизации и отсутствию значительной неоднородности микроструктуры поковки. Таким образом, наибольшее влияние на анизотропию механических свойств оказывает неоднородность макроструктуры (неоднородность распределения карбидов, неметаллических включений и т.д.).

*Цель работы* — определение влияния вытяжки макроструктуры на анизотропию механических свойств заготовок из сплава 901 как возможной причины снижения механических свойств.

Для проведения работы взята заготовка из сплава 901 диаметром 150 мм и высотой 200 мм. Заготовка осажена при температуре 1000 °С на высоту 100 мм, разрезана вдоль оси на две равные части и термообработана по следующему режиму: выдержка в течение 2 ч при температуре 1050 °С с охлаждением на воздухе, выдержка в течение 2 ч при температуре 750 °С с охлаждением на воздухе, выдержка в течение 24 ч при температуре 730 °С с охлаждением на воздухе.

Для определения степени вытяжки макроструктуры в заготовке при осадке было проведено моделирование в программе QForm V8. Моделирование осадки заготовки (рис. 1, см. обложку) с наложенной сеткой Лагранжа показало, что из-за неравномерного деформирования и образования торцевых застойных зон вытяжка макроструктуры при осадке значительно неоднородна. Локализация деформации в центре заготовки приводит к значительной вытяжке макроструктуры поперек оси заготовки. На периферии заготовки степень вытяжки значительно меньше.

Для оценки степени вытяжки использовали соотношение длины ячейки сетки вдоль оси образца ( $L_1$ ) к длине ячейки сетки поперек оси образца ( $L_2$ ), измеренные в зонах вырезки образца.

Значения степени вытяжки меньше 1 означают вытяжку поперек оси образца, а больше 1 —

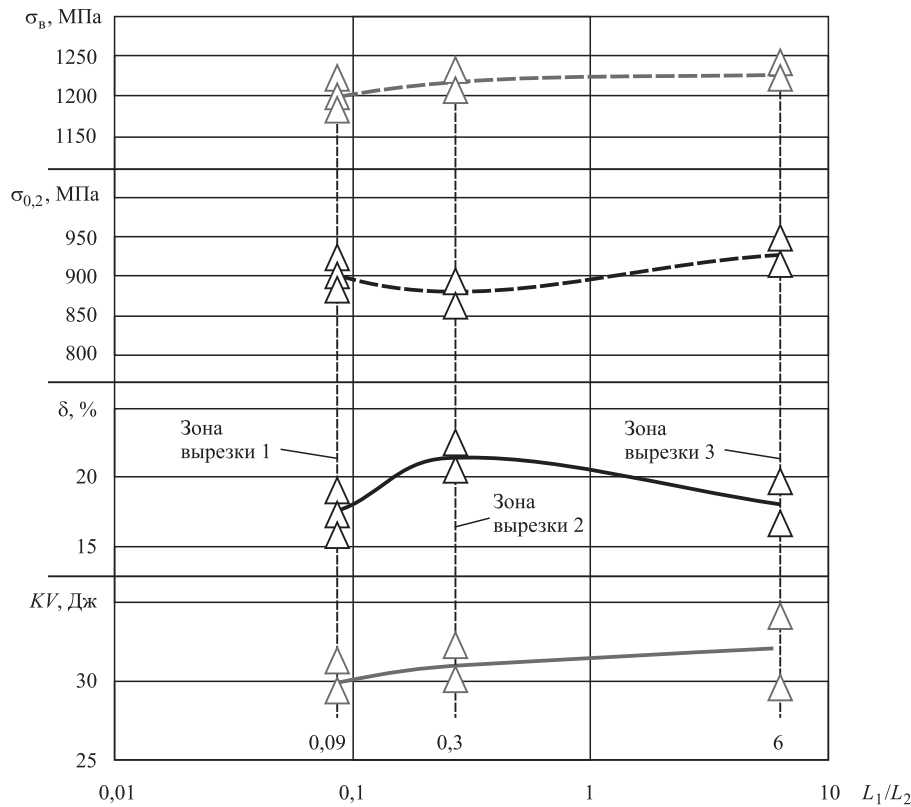


Рис. 2. Результаты испытаний образцов осаженой заготовки

степень вытяжки вдоль оси образца. Степень вытяжки вдоль оси заготовки, накопленная за осадку, составляет от 0,1 в центре до 0,3 на ободе (см. рис. 1). На половине радиуса поперек оси заготовки степень вытяжки имеет значение около 6.

Образцы для определения механических свойств были вырезаны в плоскости реза, что исключает влияние различной скорости охлаждения на результаты испытаний образцов. Результаты определения механических свойств заготовки в зависимости от вытяжки макроструктуры представлены на рис. 2.

На графиках рис. 2 видно, что предел прочности  $\sigma_b$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и работа удара  $KV$ , затраченная на разрушение образца (по Шарпи), имеют тенденцию к увеличению значений при повышении степени вытяжки вдоль образца. Относительное удлинение  $\delta$  при степенях вытяжки 0,1 и 6 имеет практически одинаковые значения, что свидетельствует о слабой зависимости этого параметра от вытяжки при осадке.

Однако на формирование направления вытяжки структуры может оказывать влияние и уков, накопленный при ковке прутка, который сформировал направление макроструктуры исходной заготовки перед осадкой. Уков,

накопленный в процессе получения прутка, равен 11. С учетом вытяжки макроструктуры при ковке прутка исходная сетка Лагранжа на заготовке тоже будет вытянута. Степень вытяжки макроструктуры вдоль оси исходной заготовки при этом будет равна укову прутка. В процессе осадки заготовки степень вытяжки значительно изменилась (рис. 3).

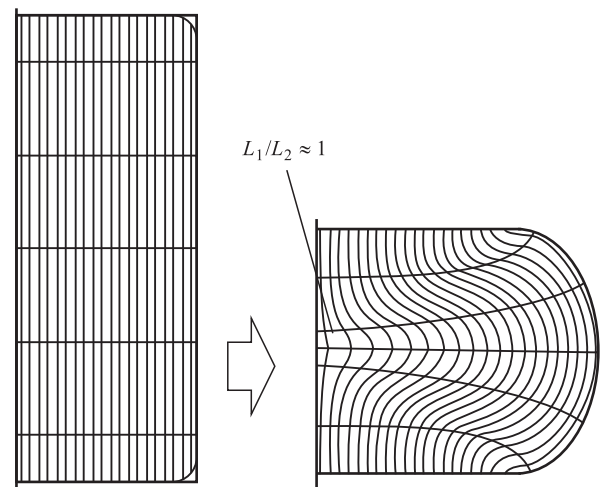


Рис. 3. Моделирование вытяжки при осадке с учетом укова прутка

При построении графиков зависимости механических свойств от накопленной степени вытяжки видно, что относительное удлинение коррелируется именно с накопленной степенью вытяжки макроструктуры (рис. 4). При увеличении накопленной степени вытяжки относительное удлинение возрастает. Предел текучести при таком представлении результатов испытаний имеет обратную

зависимость от степени вытяжки макроструктуры.

Для проверки гипотезы равномерности распределения микроструктуры по сечению заготовки из середины зон 1 и 2 были вырезаны образцы для исследования (рис. 5). Размер зерна поковки после осадки и термической обработки составляет 90...180 мкм. Структура зерна полностью рекристаллизована, не имеет выраженной

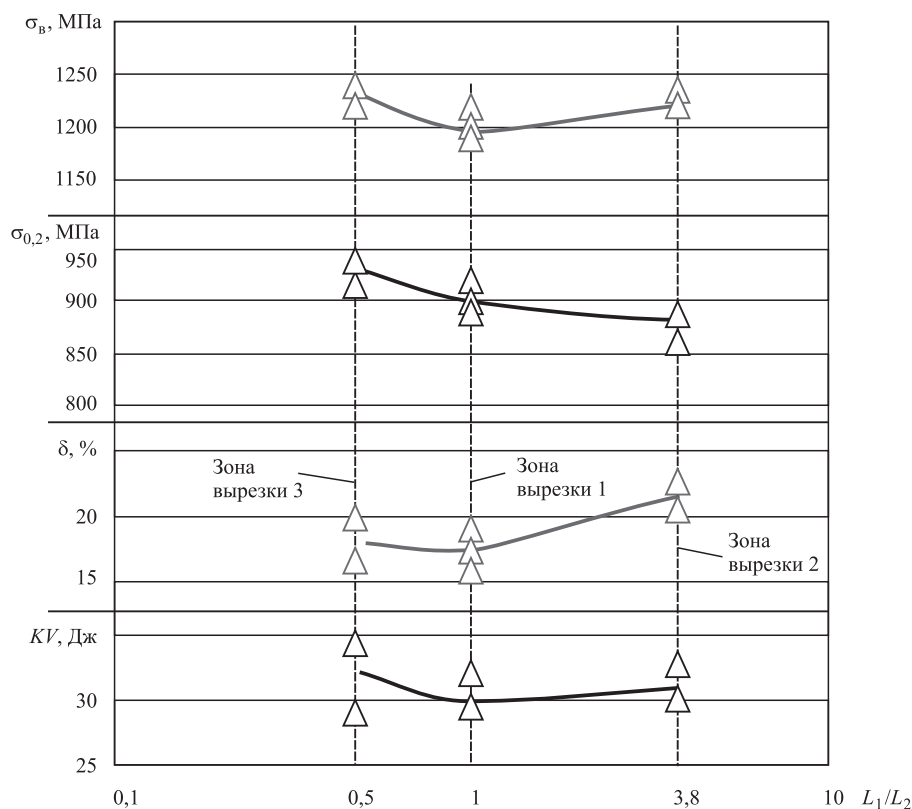


Рис. 4. Результаты испытаний образцов в зависимости от суммарного укова прутка и осаженой заготовки

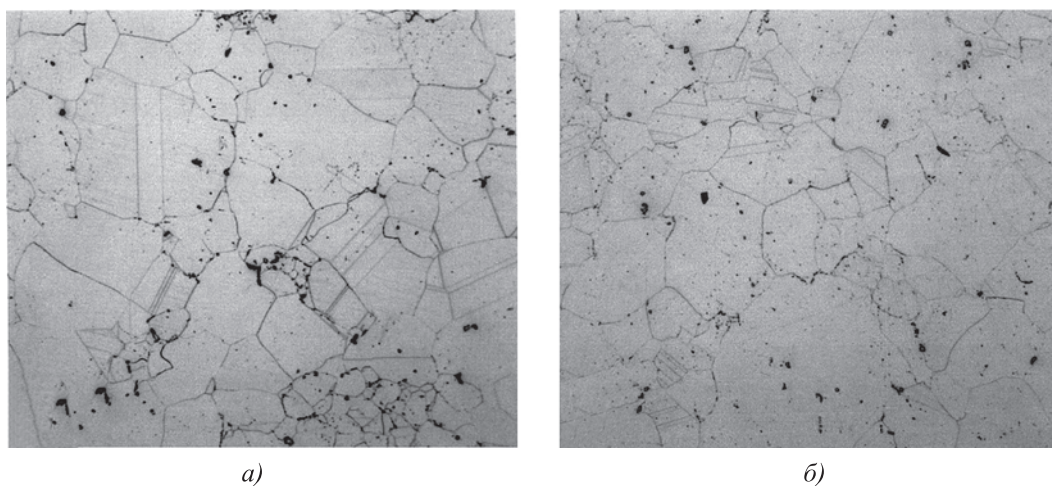


Рис. 5. Микроструктуры заготовки ( $\times 100$ ):  
а — зона вырезки 1; б — зона вырезки 2

вытянутости и может считаться равномерной по сечению.

**Заключение.** Выявлено влияние степени вытяжки макроструктуры на механические свойства. Деформация, накопленная за весь процесс получения заготовки (ковка прутка и осадка), и последняя деформация (осадка) оказывают различное влияние на анизотропию механических свойств изделия.

На предел прочности и предел текучести оказывает влияние степень вытяжки макроструктуры на последней операции деформации, тогда как на пластические характеристики больше влияет степень вытяжки, накопленная за весь процессковки заготовки.

При проектировании технологического процесса в условиях промышленного производства, учитывая данный эффект влияния вытяжки макроструктуры на свойства изделия, возможно избежать получения свойств ниже минимально допустимых при негативном его влиянии или использовать эффект анизотропии как способ повышения механических свойств в определенном месте детали в результате управления течением металла на операциях деформирования. Однако для выявления точных зависимостей необходимы проведение большего числа экспериментов и набор статистических данных.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ву Хай Ха.** Компьютерное моделирование эволюции микроструктуры в процессе обратного выдавливания // Известия ТулГУ. 2012. № 7. С. 85–92.
2. **Пчельников А.В.** Эволюция микроструктуры жаропрочного никелевого сплава Inconel 718 // Вопросы технических и физико-математических наук

в свете современных исследований: сб. ст. по материалам XXVII Междунар. науч.-практ. конф. 2020. № 5 (21). Новосибирск: СибАК, 2020. С. 26–34.

3. **Баных О.А., Белокуров О.А., Блинов В.М.** Штамповка поковок с направленным волокнистым строением // Вестник машиностроения. 2000. № 10. С. 33–37.

4. **Maksuti Rr.** Anisotropy of the mechanical properties of hot rolled steel coils for welded pipes // Machines. Technologies. Materials. 2017. No. 11. P. 549–552.

5. **Гречников Ф.В., Ерисов Я.А., Александров С.Е.** Влияние осреднения анизотропного условия текучести на предсказание распределения остаточных напряжений в тонком диске // Доклады академии наук. 2019. Т. 486. № 3. С. 301–306.

6. **Влияние** горячей прокатки на анизотропию механических свойств алюминий-магниевого сплава 6061 / С.В. Данилов, П.Л. Резник, М.Л. Лобанов, М.А. Головин, Ю.Н. Логинов // Вестник ЮУрГУ. Серия "Металлургия". 2017. Т. 17. № 1. С. 73–80.

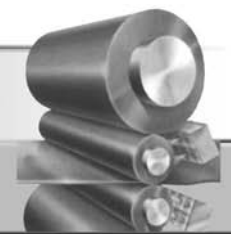
7. **Yang Q., Jianga B., Dai J. et al.** Mechanical properties and anisotropy of AZ31 alloy sheet processed by flat extrusion container / J. Mater. Res. 2013. Vol. 28. No. 9. May 14.

8. **Семенов Е.И., Белокуров О.А., Лавриненко В.Ю.** Исследование волокнистого строения поковок при штамповке шаровых пальцев и колец // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 4. С. 28–37.

9. **Алленов М.Г., Белокуров О.А.** Влияние направления волокон макроструктуры стальных поковок на износ полученных из них изделий // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2016. № 4 (39). С. 67–70.

10. **Frank R.B., Mahidhara R.K.** Effect of heat treatment on mechanical properties and microstructure of alloy 901 // The Metallurgical Society. Superalloys. 1988. P. 23–32.

*Алексей Викторович Пчельников,  
pchelnikov@smk.ru;  
Виктория Александровна Филякова;  
Александр Александрович Сидоров*



УДК 621.7.011, 62-422.6

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-10-464-468

А.Г. Корчунов, Д.В. Константинов, Е.М. Медведева, В.К. Белов, Е.В. Губарев  
(Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И. Носова)

## Исследование напряженно-деформированного состояния холоднотянутой шестигранной калиброванной стали

*Приведены результаты исследований напряженно-деформированного состояния при влочении шестигранной калиброванной стали. Исследовано влияние угла волочильного инструмента и степени обжатия на распределение параметров напряженно-деформированного состояния и упругое последствие деформируемого металла.*

**Ключевые слова:** волочение; шестигранник; калиброванная сталь; компьютерное моделирование.

*The results of the stress-strain state during drawing of hexagonal steel rods are presented. The effect of the drawing die angle and the degree of reduction on the distribution of the stress-strain state parameters and the elastic aftereffect of the deformed metal is studied.*

**Keywords:** drawing; hexahedron; steel rods; computer simulation.

Калиброванной сталью принято называть полученные калиброванием горячекатаного мелко- и среднесортного проката катанки и проволоки сплошные с гладкой, светлой или матовой поверхностью, длинномерные изделия в виде прутков (штанг) или бунтов (мотков) с регламентированными точными размерами, точной конфигурацией поперечного сечения (профиля), механическими, физическими и другими свойствами [1].

Основными потребителями калиброванной стали являются автомобильная промышленность, станкостроение, сельскохозяйственная, горно-рудная, транспортная, дорожная и другие отрасли машиностроения. Из нее изготавливают оси, валы, ролики, крепежные и другие простые и сложные детали, не подвергаемые или только частично подвергаемые дополнительной обработке резанием, что позволяет значительно сократить расход металла. Калиброванную сталь применяют для изготовления деталей оборудования пищевой промышленности, химической, нефтехимической, бумажно-целлюлозной, атомной энергетики, трубопроводного транспорта, авиации, морского флота [2, 3].

Современный рынок машиностроительных технологий требует от производителей продукцию с допустимыми отклонениями по качеству  $h_9-h_{10}$ . Увеличение спроса на высокоточную холоднотянутую сталь обусловлено возрастающими требованиями к точности и надежности деталей машин и механизмов [4].

Основные контролируемые параметры калиброванной стали — точность геометрических размеров и качество поверхности. Однако специфика процесса волочения калиброванной стали в силу особенностей напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации может приводить к формированию ряда несоответствий по качеству готовой продукции.

Наблюдающееся на выходе из волочильного канала увеличение диаметра (упругое последствие металла или подъем металла) является прямым следствием отклонения траекторий главных радиальных напряжений от направлений, перпендикулярных оси волочильного канала. С увеличением угла волоки и коэффициента трения это отклонение возрастает, а с ним и вероятность подъема металла [5]. При волочении калиброванной стали поперечные



сечения и линейные размеры протянутого через волоку профиля в общем случае не равны соответствующим размерам выходного сечения волокна. Они больше или меньше и только в очень редких случаях равны между собой. Часто данное отклонение может быть за границей нормируемых значений, что приводит к браку продукции [6].

При этом существующий на данный момент теоретико-практический задел в большей степени сформирован в области калиброванной стали круглого сечения. Волочение калиброванной стали шестигранного сечения изучено недостаточно. Особый интерес представляет исследование напряженно-деформированного состояния в процессе волочения горячекатаной шестигранной стали, подвергнутой различным способам удаления окалины перед обработкой [7–9].

*Цель работы* — исследование процесса волочения калиброванной стали шестигранного сечения после дробеструйной обработки методами компьютерного конечно-элементного моделирования.

Исследовали калиброванную сталь шестигранного сечения с исходным размером под ключ 34 мм и конечным 32 мм после волочения. Материал — сталь марки 38ХС. Исходная микроструктура показана на рис. 1.

Перед процессом волочения проводили дробеструйную обработку заготовки, главными целями которой являются очистка поверхности и подготовка микрорельефа, благоприятного для захвата технологической смазки. Определение 2D- и 3D-параметров микро топографии поверхности осуществлялось при измерениях

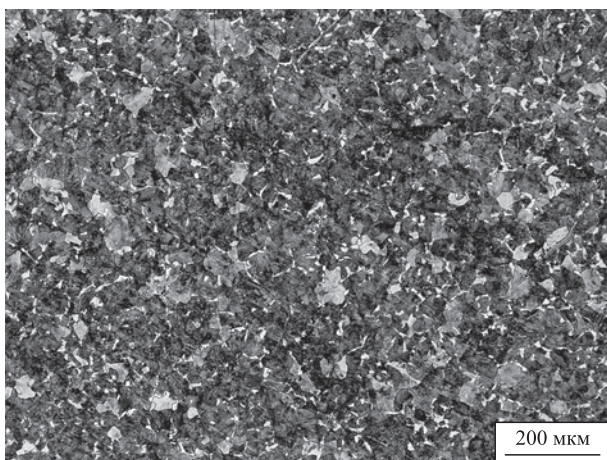


Рис. 1. Исходная микроструктура горячекатаной стали 38ХС

на стилусном профилометре MarSurf XR20 with XT20 (Mahr, Германия) и при измерениях на оптическом профилометре Contour GT K1 (фирма Bruker, США). Результаты замеров параметров приведены на рис. 2.

После обработки исследовали распределение микротвердости стали от поверхности до центра на каждой из трех стадий обработки. Результаты представлены на рис. 3.

Исходный горячекатаный металл имел обезуглероженный слой, который значительно

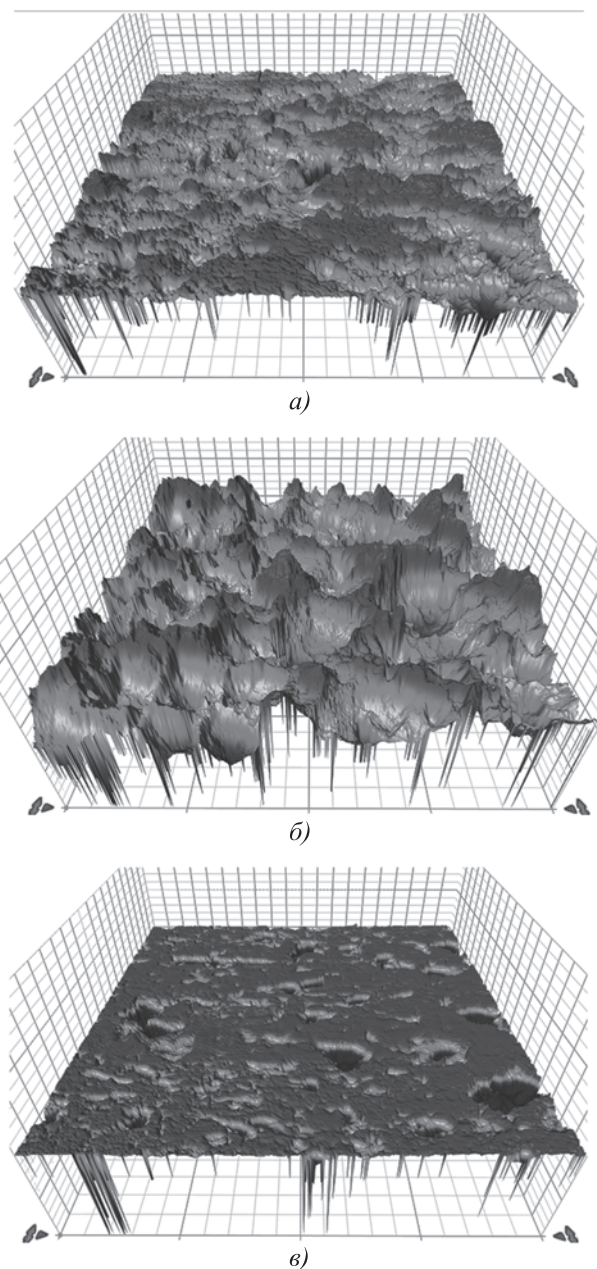


Рис. 2. Микро топография исходного горячекатаного металла (а), металла после дробеструйной обработки (б) и металла после волочения (в)

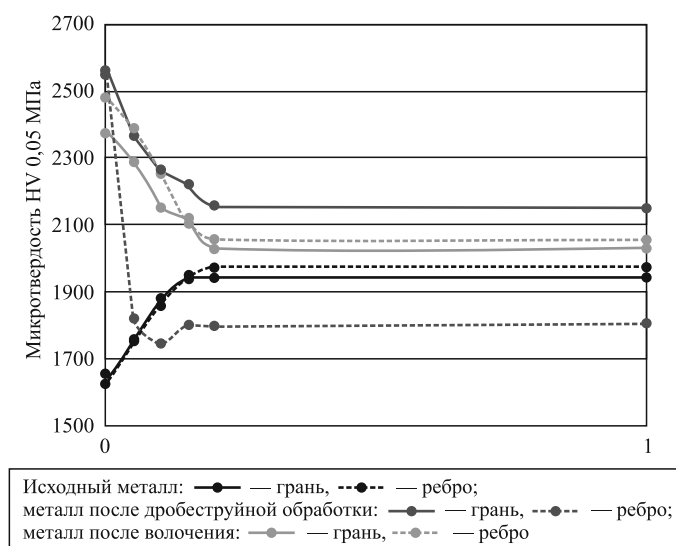


Рис. 3. Распределение микротвердости от поверхности до центра образцов



Рис. 4. Общий вид модели

упрочняется последующей дробеметной обработкой на 68 %. При этом последующее волочение незначительно изменяет микротвердость поверхности на ребре и на грани шестигранника.

Напряженно-деформированное состояние исследовали посредством конечно-элементного программного комплекса Abaqus с применением решателя Standart. Компьютерная модель включала 151 291 элемент. Коэффициент трения между заготовкой и волокой составлял 0,20. Скорость волочения приняли равной 20 м/мин. Общий вид сборки модели показан на рис. 4.

На первом расчетном шаге модели осуществлялась заправка заготовки в шестигранную волоку и одновременная задача вышедшего из волоки конца в приемный зажим. На втором шаге приемный зажим начинал движение с установленной скоростью.

При моделировании варьировали угол волоки (16, 18, 20 °) и степень обжатия (размеры под ключ: с 36 до 34 мм и с 34 до 32 мм).

На рис. 5 (см. обложку) представлено распределение напряжений Мизеса в холодно-тянутой шестигранной стали. При увеличе-

нии угла волоки распределение напряжений Мизеса изменяется незначительно. Наиболее высокие значения локализованы на поверхности заготовки и равномерно распределены в очаге деформации. Однако абсолютные значения данных напряжений примерно на 10 % выше в случае максимального угла волоки.

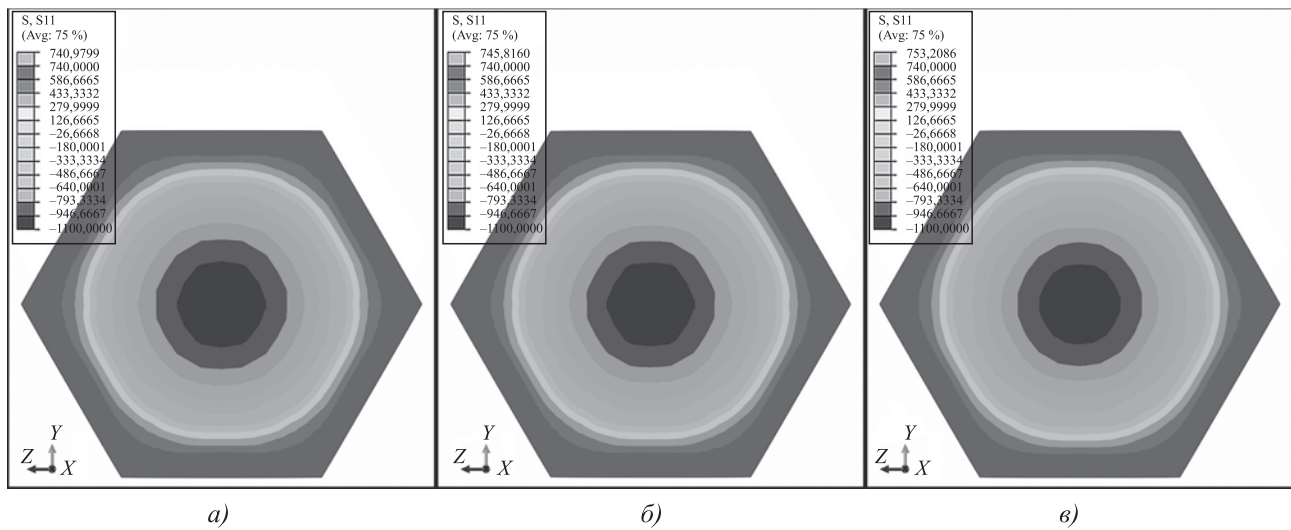
При этом распределение эквивалентных деформаций (рис. 6, см. обложку) отличается значительнее. При всех режимах волочения в центре заготовки наблюдается ярко выраженная зона околонулевых деформаций. Однако при волочении с углом волоки 16° распределение деформаций в периферийных слоях наиболее равномерно. Увеличение угла волоки приводит к почти двухкратному повышению значений эквивалентных деформаций в ребрах шестигранника, что может негативно повлиять на дальнейшую обработку заготовок на следующих этапах производства изделий машиностроения вследствие неравномерности механических свойств. Подобная ситуация может усугубиться в зависимости от режимов дробеструйной обработки, которая в силу специфики геометрической формы шестигранника приводит к локализации поверхностного упрочнения именно в ребрах шестигранника (см. рис. 3).

Анализ продольных остаточных напряжений (рис. 7) после процесса волочения показал, что угол волочильного инструмента в данном случае оказывает незначительное влияние на распределение продольных напряжений. Во всех трех моделях центральные слои заготовки имели сжимающие остаточные напряжения 800...1050 МПа, а на поверхности — растягивающие остаточные напряжения 600...710 МПа.

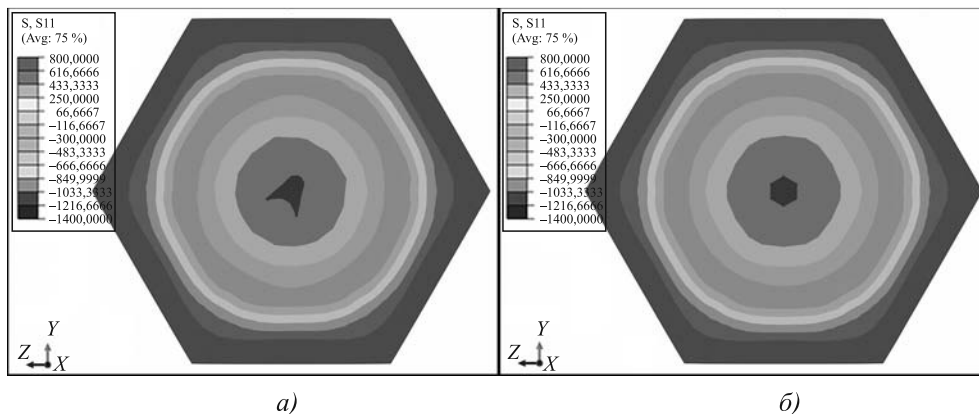
Аналогичный вывод можно сделать и из распределения продольных остаточных напряжений при различных степенях обжатия (рис. 8).

При этом при различных степенях обжатия эквивалентные деформации (рис. 9, см. обложку) в поперечном сечении распределяются несколько иначе. При волочении с размера 36 мм на 34 мм значения локализованных в ребрах эквивалентных деформаций на 10 % больше, чем при обжатии с 34 до 32 мм. Также при таком обжатии в центре заготовки формируется дополнительная зона низких эквивалентных деформаций.

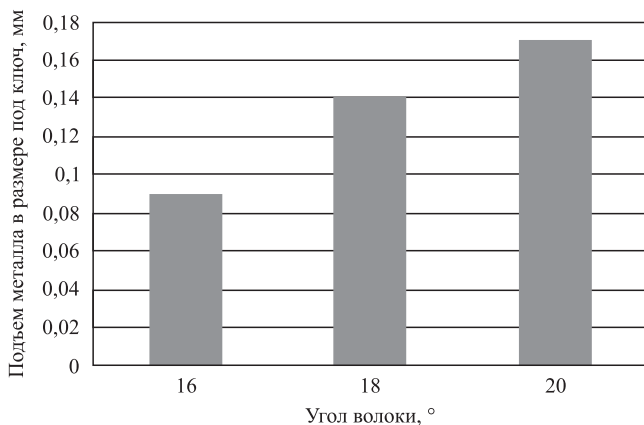
Анализ размеров упругого последействия по представленным моделям с различными углами раскрытия волоки представлен на рис. 10.



**Рис. 7. Распределение продольных остаточных напряжений в холоднотянутой шестигранной стали при различных углах волоки:**  
*a* – 16°; *б* – 18°; *в* – 20°



**Рис. 8. Распределение продольных остаточных напряжений, МПа, в холоднотянутой шестигранной стали:**  
*a* – 34 мм–32 мм; *б* – 36 мм–34 мм



**Рис. 10. Распределение отклонений размеров под ключ в холоднотянутой шестигранной стали**

Установлено, что с увеличением угла волоки отклонение размеров под ключ возрастает от 0,09 мм при волочении с углом 16° до 0,17 мм при волочении с углом 20°.

Данный факт требует отдельного исследования, так как, например, при изготовлении холоднотянутой шестигранной стали по требованиям ГОСТ 8560–78 "Прокат калиброванный шестигранный. Сортамент" предельные отклонения для данных типоразмеров в зависимости от качества могут варьироваться от 0,1 до 0,25 мм.

**Закключение.** Результаты компьютерного моделирования показали технологическую важ-

ность и перспективность глубокого изучения напряженно-деформированного состояния при волочении калиброванной стали шестигранного сечения. Помимо ярко выраженной неоднородности распределения параметров напряженно-деформированного состояния по сечению заготовки отдельного внимания требует факт упругого последействия и управления им посредством варьирования технологических параметров.

Направления дальнейших исследований можно определить следующим образом:

1. Исследование напряженно-деформированного состояния с помощью мультимасштабного моделирования, учитывающего микромеханику деформирования поверхностных слоев металла при различных способах подготовки поверхности к деформации.

2. Исследование напряженно-деформированного состояния инструмента и, в частности, его упругих деформаций в процессе волочения.

3. Исследование влияния отклонений при подготовке технологического инструмента на стабильность хода процесса волочения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кандауров Е.Л., Кривошеков С.В., Носов А.Д. и др.** Перспективы производства калиброванного проката // *Сталь*. 2005. № 1. С. 70–71.

2. **Зайдес С.А.** Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: Изд-во гос. техн. ун-та, 2001. 309 с.

3. **Корчунов А.Г.** Производство калиброванного металла со специальной отделкой поверхности // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2005. № 7. С. 35–40.

4. **Сафронов А.В.** Освоение технологии производства калиброванного проката с отклонениями по качеству точности h9 // *Сталь*. 2004. № 4. С. 71–73.

5. **Ульянов А.Г., Корчунов А.Г.** Исследование упругого последействия при волочении калиброванной стали // *Производство проката*. 2011. № 10. С. 38–42.

6. **Мельникова Т.Е., Колмогоров Г.Л.** Учет упругой деформации инструмента и заготовки при гидродинамическом волочении // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 1983. № 2. С. 59–61.

7. **Жуков Д.В., Статных И.Е.** Удаление окалина с поверхности горячекатаного проката перед волочением // *Сталь*. 2021. № 1. С. 36–38.

8. **Gillström P., Jarl M.** Replacement of pickling with shot blasting for wire rod preparation // *Scandinavian Journal of Metallurgy*. 2004. Vol. 33. P. 269–278.

9. **Llaneza V., Belzunce F.** Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and work hardening // *Applied Surface Science*. 2015. Vol. 356. P. 475–485.

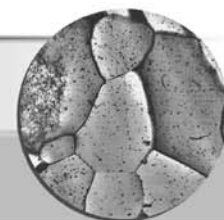
*Алексей Георгиевич Корчунов, д-р техн. наук,  
international@magtu.ru;*

*Дмитрий Вячеславович Константинов,  
канд. техн. наук;*

*Екатерина Михайловна Медведева;*

*Валерий Константинович Белов,  
канд. физ.-мат. наук;*

*Евгений Владимирович Губарев*



УДК 620.18:669.018.256:620.194.2:622.24.05

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-10-469-476

С.Ю. Кондратьев, А.А. Альхименко, А.А. Харьков, О.В. Швецов, А.Д. Давыдов  
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

## Прогнозирование ресурса трубных сталей при эксплуатации в присутствии сероводорода и углекислого газа

*Изучено влияние скорости нагружения и температуры на разрушение трубных сталей в средах, содержащих сероводород и углекислый газ. Проанализированы результаты ускоренных испытаний при медленной скорости деформирования на стойкость сталей к коррозионному растрескиванию. Сформулированы рекомендации для выбора скорости деформирования при испытаниях на коррозионное растрескивание и показано влияние температуры испытания. Критериями оценки склонности трубных сталей к коррозионному растрескиванию при ускоренных испытаниях являются напряжение при разрушении или отношение напряжений в коррозионной среде и на воздухе и относительная деформация или отношение относительных деформаций в коррозионной среде и на воздухе.*

**Ключевые слова:** трубная сталь; 34ХМА; 09Г2С; 485; низкие скорости нагружения; температура; коррозионное растрескивание; сероводородное растрескивание.

*The effect of the loading rate and temperature on the damage of pipe steels in environments containing hydrogen sulfide and carbon dioxide is studied. The results of accelerated tests at slow deformation rate for the resistance of steels to stress corrosion cracking are analyzed. The deformation rate is justified for conducting reliable tests for stress corrosion cracking and temperature effect on pipe steels is revealed. The criteria for the tendency assessing of pipe steels to stress corrosion cracking in accelerated tests are the fracture stress or the ratio of stresses in corrosive environment and in air and the elongation or the ratio of elongations in corrosive environment and in air*

**Keywords:** pipe steel; 34KhMA steel; 09G2S steel; 485 steel; low loading rates; temperature; stress corrosion cracking; sulfide stress cracking.

Последние годы наблюдается увеличение объемов добываемых нефти и газа в месторождениях с высоким содержанием сероводорода  $H_2S$  и углекислого газа  $CO_2$ . В этих условиях основная проблема — коррозия металла, вызванная присутствием  $H_2S$  и  $CO_2$ . Соответственно, актуальной задачей является обеспечение коррозионной стойкости нефтегазового оборудования, эксплуатируемого на месторождениях с нефтяными флюидами повышенной агрессивности [1–4]. Применение коррозионно-стойких сплавов снижает риск отказа оборудования вследствие коррозии, однако использование обычной углеродистой стали в нефтегазовой отрасли остается экономически более выгодным [5, 6].

Трубные стали, применяемые для нефтедобывающей промышленности, должны удов-

летворять ряду требований по химическому составу, механическим и коррозионным свойствам [7]. Если определение их химического состава и механических свойств не занимает большого количества времени, то испытание на сульфидное или водородное растрескивание может длиться до 2 месяцев, а в некоторых случаях и больше [8, 9].

В конце XX в. активное развитие получило направление по определению склонности сталей и сплавов к коррозионному растрескиванию при испытании с медленной скоростью деформирования (SSRT) [10, 11]. Такие методы получили развитие благодаря тому, что позволяют определить пороговое напряжение или другую характеристику металла за короткий срок.

В настоящее время существуют ускоренные методы определения склонности сталей

## 1. Фактический химический состав исследуемых сталей, % мас.

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	S	P
09Г2С	0,10	0,75	1,40	0,11	0,17	0,18	—	0,01	0,020	0,027
485	0,04	0,08	1,68	0,05	0,26	0,20	0,15	—	0,002	0,008
34ХМА	0,29	0,17	0,42	0,49	0,06	0,04	0,85	0,08	0,009	0,012

к сульфидному и водородному растрескиванию [12, 13], например электрохимические испытания или испытания на коррозионное растрескивание при малых скоростях нагружения, которые в разы сокращают продолжительность испытаний. Однако четкой сходимости результатов альтернативных испытаний, а также достоверных критериев оценки склонности сталей к коррозионному растрескиванию нет.

Подбор необходимой скорости деформирования при проведении испытаний на коррозионное растрескивание имеет большое практическое значение. Скорость деформирования должна быть близка к скорости кратковременной ползучести стали, вызываемой действием приложенных растягивающих напряжений, сосредоточенных в зоне развивающегося коррозионного дефекта, который действует как концентратор напряжений на поверхности образца [14, 15]. При малой скорости деформирования на поверхности металла образуется защитная пленка, и коррозионное растрескивание возможно только в случае, если скорость деформирования будет превышать скорость образования защитной пленки. Тогда возможны локальное разрушение защитной пленки под действием напряжений и зарождение коррозионной трещины [16].

В большинстве случаев температура транспортируемого потока на нефтепромыслах выше комнатной, что также должно оказывать влияние на работоспособность сталей в среде сероводорода и углекислого газа.

*Цель работы* — экспериментальная оценка влияния скорости деформирования и температуры на коррозионное растрескивание сталей в среде сероводорода и углекислого газа.

**Методика проведения исследований.** Для исследований выбраны три марки стали: 09Г2С промышленного производства — сталь с более низкими прочностными характеристиками в сравнении со сталью класса прочности НКТ; DNV SAWL 485FD (485) промышленного про-

изводства, предназначенная для изготовления трубопроводов; 34ХМА (P110), образцы из которой вырезали из готовой обсадной трубы P110 (по API 5СТ—2011).

Химический состав сталей определяли атомно-эмиссионным спектральным методом с фотоэлектрической регистрацией спектра для определения массовой доли элементов в стали, выраженной в процентах. Этот метод соответствует требованиям ГОСТ Р 54153—2010. При определении химического состава сталей использовали эмиссионный спектрометр "Искролайн-100". В табл. 1 приведен химический состав исследуемых сталей.

При проведении механических испытаний определяли прочностные и пластические свойства при растяжении цилиндрических образцов типа IV согласно ГОСТ 1497—84. Испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре проводили на испытательной машине Instron 8850 с программным обеспечением Instron Bluehill 2.6. Механические свойства сталей, которые в дальнейшем испытывали на коррозионное растрескивание в хлоридных растворах, насыщенных сероводородом или углекислым газом, приведены в табл. 2.

Испытания при медленной скорости деформирования (SSRT) заключаются в приложении к образцу деформации растяжением или изгибом с постоянной медленной скоростью в средах, обеспечивающих протекание электрохимических реакций. Нагружение начинают от нулевой нагрузки до разрушения образца с построением диаграммы растяжения в коор-

## 2. Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$
	МПа		%	
09Г2С	284	431	29,9	71,0
485	540	605	22,1	69,3
34ХМА	990	1064	18,4	67,5

динах  $\sigma$ — $\varepsilon$ , где  $\varepsilon$  — относительная деформация образца  $\Delta l/l$ , где  $\Delta l$  — абсолютное удлинение образца;  $l$  — длина рабочей части образца.

Однако критерии склонности материала к коррозионному растрескиванию определяются по отношению критических деформаций и напряжений. В стандарте [10] также указано на возможность применения отношения времени до разрушения образца на воздухе и в коррозионной среде. Для этого при заданной скорости деформирования строят две кривые: на воздухе и в коррозионной среде, вызывающей коррозионное растрескивание. Если есть склонность к коррозионному растрескиванию, то кривые, полученные для воздуха и коррозионной среды, будут отличаться.

Основным критерием, определяющим степень склонности материала к коррозионному растрескиванию при испытании с медленной скоростью, является отношение пластических деформаций образца, разрушенного в коррозионной среде и на воздухе. Другой критерий — отношение напряжения, при котором начинается рост трещины в коррозионной среде, к максимальному разрушающему напряжению на воздухе. Напряжение, при котором начинается рост трещины в коррозионной среде, определяется по точке расхождения кривых для воздуха и коррозионной среды. Если не строить диаграмм разрушения образцов, то можно использовать в качестве критерия отношение относительного сужения образцов, как, например, рекомендовано стандартом [10].

Для проведения испытаний на коррозионное растрескивание использовали разрывную машину УМЭ-10Т с минимальной скоростью нагружения  $\sim 1 \cdot 10^{-4}$  мм/мин. Герметичная испытательная ячейка с установленным образцом имеет внутри змеевик из коррозионно-стойкого материала, который соединен с термостатом, что позволяет обеспечивать в процессе испытаний постоянную заданную температуру раствора (20, 40, 60 и 80 °С). Общий вид разрывной машины УМЭ-10Т, модернизированной для испытаний на сероводородное растрескивание под напряжением (SSC) и коррозионное растрескивание под напряжением (SCC) с медленной скоростью деформирования, приведен на рис. 1.

Микрошлиф в продольном направлении рабочей части образцов после испытаний при медленной скорости деформирования подготавливали с использованием абразивной бумаги

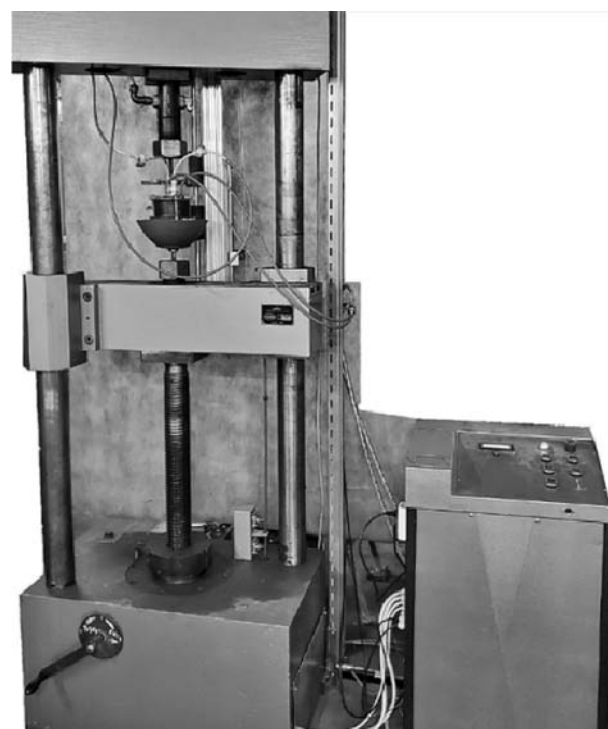


Рис. 1. Установка УМЭ-10Т для испытаний сталей на склонность к сероводородному и коррозионному растрескиванию под напряжением

зернистости 120...1200 и тканей для полировки на шлифовально-полировальном станке BUEHLER ECOMET 4. Затем полированную поверхность шлифа подвергали травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте.

Микроструктуру исследовали методами оптической металлографии при различных увеличениях на микроскопе Reichert-Jung MeAF-3A, для количественной микроструктуры использовали анализатор изображений Thixomet Pro.

**Результаты исследований и их обсуждение.** На рис. 2 (см. обложку) представлены диаграммы растяжения образцов стали 34ХМА, испытанных на воздухе с различными скоростями деформирования. Видно, что диаграммы не имеют значимых расхождений, следовательно, отсутствует влияние скорости деформирования на механические характеристики образцов стали при испытании на воздухе.

Следующий этап работы — определение влияния скорости деформирования на поведение стали 34ХМА при испытаниях в коррозионной среде. Испытания на склонность сталей к сероводородному растрескиванию под напряжением проводили при комнатной температуре с различными скоростями деформирования в растворе А [8], содержащем сероводород.

### 3. Механические свойства стали 34ХМА, полученные при испытаниях на растяжение при 20 °С на воздухе и различных скоростях деформирования в растворе А

Среда	Скорость деформирования, с <sup>-1</sup>	Напряжение при разрушении, МПа		Относительная деформация, %	
		Среда	Раствор А/воздух	Среда	Раствор А/воздух
Воздух	$8,53 \cdot 10^{-7}$	1037	1	20,5	1
Раствор А	$8,53 \cdot 10^{-5}$	1012	0,98	14,7	0,72
	$8,53 \cdot 10^{-6}$	993	0,96	6,3	0,31
	$8,53 \cdot 10^{-7}$	556	0,54	3,7	0,18
	$8,53 \cdot 10^{-8}$	552	0,53	3,5	0,17

На рис. 3 (см. обложку) показаны диаграммы разрушения образцов стали 34ХМА при растяжении с различными скоростями деформирования в растворе А и для сравнения приведена диаграмма разрушения, полученная при испытании на воздухе. В табл. 3 представлены характеристики прочности и пластичности стали 34ХМА, полученные при испытаниях на воздухе и в растворе А.

Испытания в растворе А с насыщением сероводородом показали существенное влияние скорости деформирования на механические свойства стали 34ХМА. Если принять напряжение и относительную деформацию при разрушении образца при испытании на воздухе за 1, то уменьшение скорости деформирования от  $8,53 \cdot 10^{-5}$  до  $8,53 \cdot 10^{-8}$  с<sup>-1</sup> при испытании в растворе А приводит к снижению по отношению к воздуху максимального напряжения с 0,98 до 0,53 МПа и относительной деформации с 0,72 до 0,17 %. Дальнейшее уменьшение скорости деформирования до  $8,53 \cdot 10^{-7}$  с<sup>-1</sup> практически не влияет на характеристики разрушения стали. Аналогичные результаты получены в работе [11] при испытаниях судостроительных сталей в морской воде.

Для оценки склонности сталей различной прочности к коррозионному растрескиванию в средах, содержащих H<sub>2</sub>S или CO<sub>2</sub>, при испытаниях с медленной скоростью деформирования необходимо выбрать критерии, позволяющие ранжировать стали по их стойкости к сероводородному и коррозионному растрескиванию под напряжением.

Для этого провели испытания трубных сталей 34ХМА и 485 и 09Г2С, имеющих соответственно предел текучести 990, 540 и 284 МПа (см. табл. 2). В качестве коррозионной среды использовали 5%-ный раствор NaCl с pH = 2,8,

насыщенный H<sub>2</sub>S или CO<sub>2</sub>, при комнатной температуре. Скорость деформирования при испытаниях  $8,53 \cdot 10^{-7}$  с<sup>-1</sup> (0,0013 мм/мин).

На рис. 4 (см. обложку) приведены диаграммы растяжения исследуемых сталей в среде H<sub>2</sub>S и CO<sub>2</sub> и для сравнения на воздухе, а в табл. 4 — их характеристики прочности и пластичности.

Для сталей, проявляющих склонность к растрескиванию в сероводородной среде, разрушение происходит при напряжениях ниже предела текучести, полученного при испытаниях на воздухе (см. табл. 2 и 4). Для этих материалов критерием оценки склонности стали к коррозионному растрескиванию может служить отношение максимальных напряжений (~0,6) или деформации при разрушении (~0,2), полученных при испытаниях в среде и на воздухе.

### 4. Механические свойства исследуемых сталей при испытании в растворе А с продувкой H<sub>2</sub>S или CO<sub>2</sub> и на воздухе

Марка стали	Среда	Напряжение при разрушении, МПа		Относительная деформация, %	
		Среда	H <sub>2</sub> S (CO <sub>2</sub> )/воздух	Среда	H <sub>2</sub> S (CO <sub>2</sub> )/воздух
34ХМА	H <sub>2</sub> S	566	0,55	3,72	0,18
	CO <sub>2</sub>	1042	0,99	9,84	0,48
	Воздух	1035	1	20,47	1
485	H <sub>2</sub> S	558	0,93	5,75	0,19
	CO <sub>2</sub>	626	1,04	17,21	0,57
	Воздух	600	1	30,09	1
09Г2С	H <sub>2</sub> S	303	0,76	6,32	0,17
	CO <sub>2</sub>	400	1,00	24,8	0,66
	Воздух	400	1	37,5	1



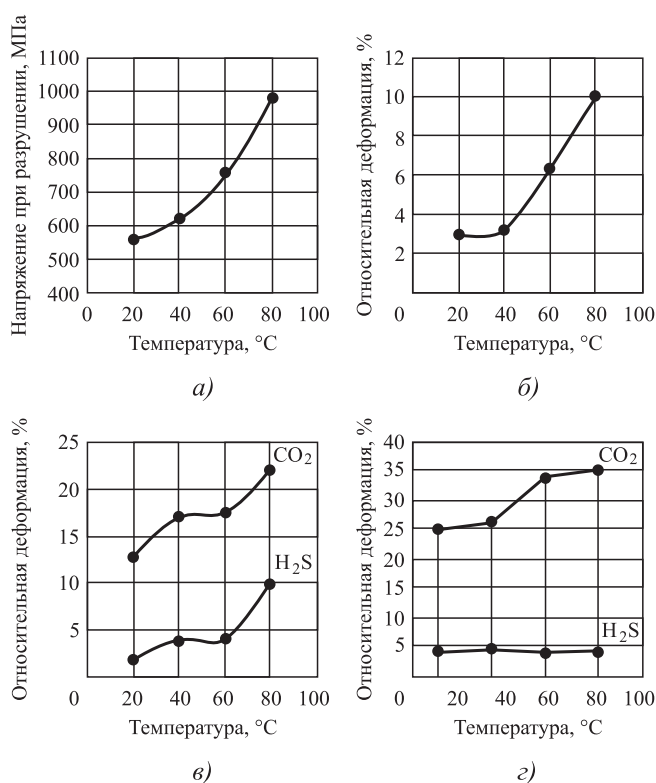


Рис. 5. Влияние температуры на напряжение при разрушении (а) и относительную деформацию (б–г) при испытании на коррозионное растрескивание образцов исследуемых сталей:

а, б — 34ХМА; в — 485; г — 09Г2С

На рис. 5 представлены результаты исследования влияния температуры коррозионно-активной среды на напряжение при разрушении и относительную деформацию при испытаниях сталей 34ХМА, 485, 09Г2С в среде сероводорода и углекислого газа при 20 °С и при повышенных температурах 40, 60 и 80 °С.

Установлено, что повышение температуры раствора приводит к возрастанию напряжений при разрушении в среде сероводорода для стали 34ХМА (см. рис. 5, а) вследствие снижения растворимости его концентрации в растворе. С уменьшением концентрации сероводорода снижается коррозионная активность раствора, что предотвращает образование локальных поверхностных дефектов, приводящих к зарождению трещины. При увеличении температуры до 80 °С для разрушения образца необходимо достичь напряжений, практически в 2 раза больших чем при комнатной температуре.

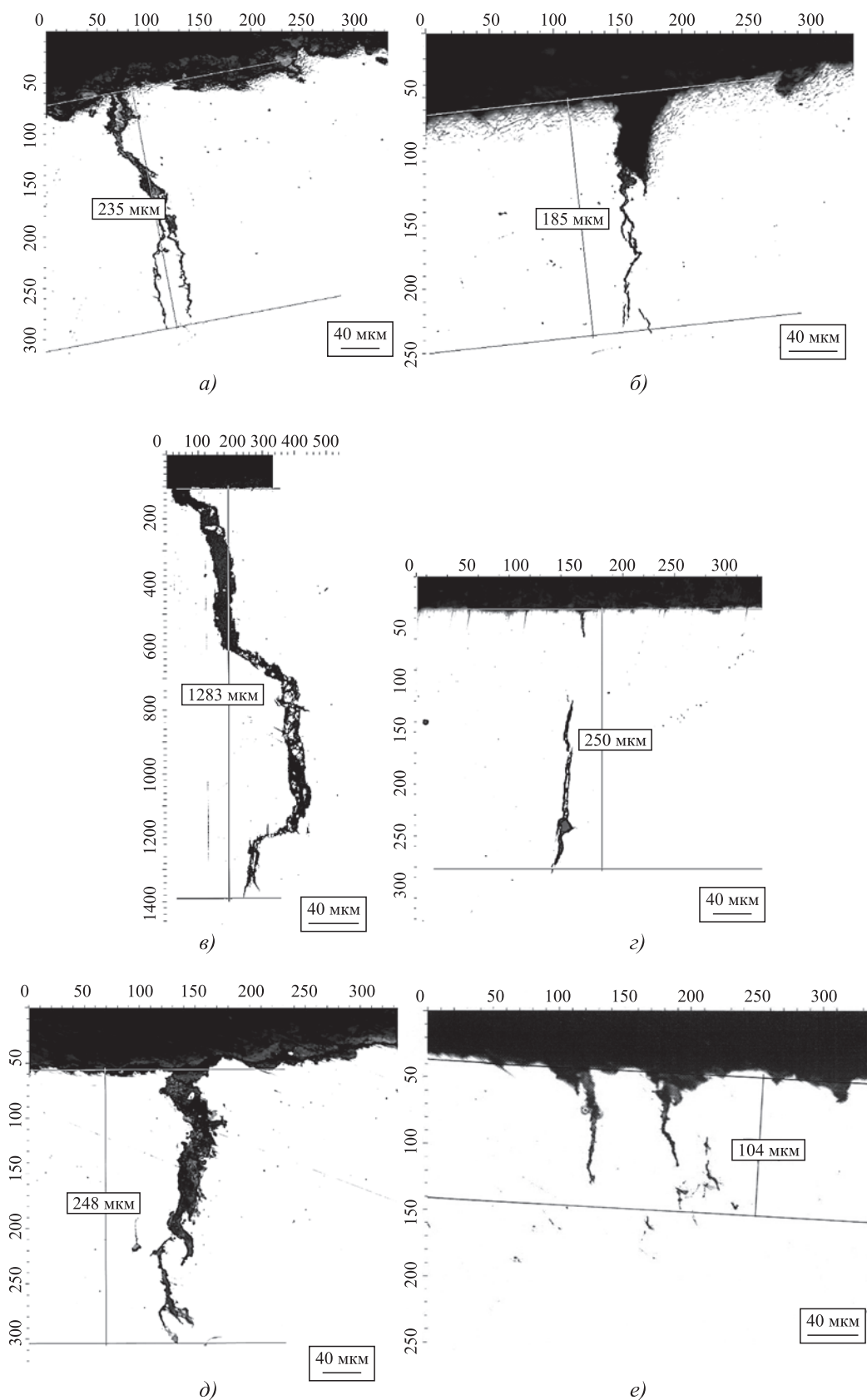
При повышении температуры раствора при испытаниях стали 34ХМА в присутствии углекислого газа (см. рис. 5, б) негативное влияние коррозионно-активных веществ снижается,

особенно при температурах 60 и 80 °С. Определено, что при всех температурах разрушение образцов стали 34ХМА произошло при напряжениях выше предела текучести. В этих условиях различия в напряжениях при разрушении незначительны, поэтому за критерий склонности стали к коррозионному растрескиванию в среде углекислого газа удобнее принимать относительную пластическую деформацию при разрушении образца.

Образцы из стали 485 при комнатной температуре разрушились при напряжениях выше предела текучести. Для разрушения стали 485 в среде сероводорода при комнатной температуре (см. рис. 5, в) необходимо достижение значения относительной деформации ~2 %. Испытания при температурах 40 и 60 °С показали практически одинаковый результат: разрушение образцов стали при этих температурах произошло при относительной деформации ~4 %. Максимальная относительная деформация при разрушении ~10 % достигнута при температуре 80 °С.

Характер изменения кривой растяжения с повышением температуры испытаний стали 485 в среде углекислого газа аналогичен характеру при испытаниях в среде сероводорода (см. рис. 5, в), однако относительная деформация в этом случае составляет 12...22 %. Следовательно, в среде сероводорода и углекислого газа с увеличением температуры раствора наблюдается тенденция к повышению деформации, предшествующей разрушению образцов, т.е. склонность стали к растрескиванию в средах H<sub>2</sub>S и CO<sub>2</sub> снижается. Особенно заметное снижение чувствительности стали к растрескиванию происходит в интервале температур 60...80 °С, что объясняется значительным уменьшением растворимости сероводорода и углекислого газа.

Результаты испытаний стали 09Г2С показали, что увеличение температуры среды с сероводородом практически не оказывает влияния на характеристики разрушения (см. рис. 5, г). Разрушение этой стали происходит при относительной деформации ~5 %. При температурах 20 и 40 °С разрушение стали 09Г2С в среде с углекислым газом произошло при относительной деформации ~25 %. При температурах 60 и 80 °С образцы разрушаются при относительной деформации ~33 %. Следовательно, для оценки склонности к растрескиванию стали 09Г2С при



**Рис. 6.** Влияние температуры раствора на плотность и размеры трещин в образцах сталей 34ХМА (а, б), 485 (в, г), 09Г2С (д, е) в результате воздействия H<sub>2</sub>S и CO<sub>2</sub> при различных температурах испытания:

а, в, д — 20 °С; б, г, е — 80 °С

повышенных температурах также может быть выбрана относительная деформация, поскольку разрушение происходит при напряжениях выше предела текучести — в области пластической деформации.

При металлографическом анализе образцов после испытаний в среде сероводорода выявлена тенденция к уменьшению роста трещин и их количества с повышением температуры для всех исследуемых сталей (рис. 6).

Таким образом, в результате проведенных испытаний стали 34ХМА на коррозионное растрескивание показано влияние температуры раствора на ее склонность к коррозионному растрескиванию в среде сероводорода. В этом случае наиболее информативным критерием оценки склонности стали к коррозионному растрескиванию является напряжение при разрушении, которое увеличивается с ростом температуры. В среде углекислого газа критерием оценки склонности к растрескиванию является относительная деформация, которая резко повышается при температурах 60 и 80 °С.

Для стали 485 в среде сероводорода и углекислого газа критерием оценки является относительная деформация, поскольку в обоих случаях разрушение происходит при напряжениях выше предела текучести, причем при температурах 20 и 80 °С разрушение происходит в области сосредоточенной деформации, следовательно, критерием оценки склонности этой стали к коррозионному растрескиванию является относительная деформация.

Сталь 09Г2С наименее подвержена влиянию температуры на разрушение в среде сероводорода по сравнению со сталями 34ХМА и DNV SAWL 485FD. В среде углекислого газа сталь разрушается в области сосредоточенной деформации независимо от температуры, однако при температурах 60 и 80 °С относительная деформация при разрушении возрастает на 10 % в сравнении с температурами 20 и 40 °С.

**Заключение.** Результаты исследования влияния температуры и скорости деформирования на характер разрушения трубных сталей различных марок при медленном нагружении в коррозионно-активной среде, содержащей сероводород или углекислый газ, позволили рекомендовать критерий оценки склонности стали к коррозионному растрескиванию. Установлено, что этот критерий зависит от прочностных характеристик стали при комнатной

температуре, а также от состава среды и температуры эксплуатации и различается для разных условий.

Для высокопрочных сталей типа 34ХМА (P110) критерием оценки в среде сероводорода является напряжение при разрушении. Для сталей средней (DNV SAWL 485FD) и низкой (09Г2С) прочности таким оценочным параметром является относительная деформация при разрушении. В среде сероводорода критерием оценки для всех сталей является максимальная относительная деформация.

Увеличение температуры раствора влияет на значения напряжений и относительной деформации при разрушении различных сталей. У стали 34ХМА (P110) при температуре 80 °С в средах, содержащих сероводород или углекислый газ, разрушение происходит в области сосредоточенной пластической деформации. Следовательно, при повышенных температурах сталь не проявляет склонность к коррозионному растрескиванию в отличие от комнатной температуры.

Для стали DNV SAWL 485FD влияние температуры на склонность к коррозионному растрескиванию практически отсутствует, поскольку она является стойкой в средах с сероводородом и углекислым газом.

Увеличение температуры при испытаниях стали 09Г2С не приводит к существенному изменению характера разрушения в среде сероводорода. В среде с углекислым газом влияние температуры на разрушение стали 09Г2С аналогично стали DNV SAWL 485FD.

Таким образом, достоверным критерием оценки склонности к коррозионному растрескиванию стали 34ХМА (P110) является напряжение при разрушении, а сталей DNV SAWL 485FD и 09Г2С — относительная деформация при разрушении.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жизненный** цикл реализации морских проектов ПАО "Лукойл" на примере многолетнего опыта строительства и эксплуатации объектов нефтегазодобычи на Северном Каспии / В.Ю. Алекперов, Р.У. Маганов, Н.Н. Ляшко и др. // Строительство нефтяных и газовых скважин на суше и на море. 2018. № 1. С. 24—32.
2. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнитель-

ном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42—48.

3. **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36—38.

4. **Кондратьев С.Ю., Швецов О.В.** Влияние высокотемпературных нагревов на структуру и свойства алюминиевых сплавов при изготовлении буровых труб // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 4 (694). С. 24—30.

5. **Carneiro R.A., Ratnapuli R.C., Lins V.F.C.** The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking // Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 357. P. 104—110.

6. **Tang J., Shao Y.** The effect of H<sub>2</sub>S concentration on the corrosion behavior of carbon steel at 90 °C // Corrosion Science. 2010. Vol. 52. Iss. 1—2. P. 2050—2058.

7. **API 5L:** Specification for Line Pipe. American Petroleum Institute (API). 2012. 180 p.

8. **NACE Standard TM0177—2005.** Стандартный метод испытания (RUS). Лабораторные методы испытания металлов на сопротивление сульфидному растрескиванию под напряжением в H<sub>2</sub>S-содержащих средах. NACE International, 2005. 50 с.

9. **NACE MR0175/ISO 15156:** Petroleum and natural gas industries. Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing Environments in oil and gas production. NACE International, Item No. 21306. First edition. 2003. 78 p.

10. **P 50—54—37—88.** Рекомендации. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на коррозионное растрескивание с постоянной скоростью деформирования. М.: ВНИИНМАШ, 1988. 37 с.

11. **Кушнаренко В.М., Фот А.П.** Оценка и прогнозирование работоспособности металлов и сплавов оборудования, работающего в условиях воздействия

коррозионных сред // Вестник Оренбургского ГУ. 2007. № 1. С. 134—140.

12. **NACE Standard TM0198—2011.** Slow Strain Rate Test Method for Screening Corrosion-Resistant Alloys for Stress Corrosion Cracking in Sour Oilfield Service: NACE International, Houston. Texas, 2011. 21 p.

13. **ASTM G 129-00.** Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking. PA 19428-2959. USA, 2000. 7 p.

14. **Оценка** склонности сталей к коррозионному растрескиванию при испытании с медленной скоростью деформирования / А.А. Харьков, Л.Г. Немчикова, А.П. Михневич, С.Ю. Билина // Технология судостроения. 1990. № 3. С. 10—13.

15. **Study** of stress corrosion cracking of austenitic steels in seawater / A.S. Oryshchenko, S.Y. Mushnikova, A.A. Kharkov, G.Y. Kalinin // The European Corrosion Congress EUROCORR'2010, September 13—17, 2010, Moscow, Russia. P. 12.

16. **Ильин А.В., Мушникова С.Ю., Костин С.К.** Влияние содержания азота, термической и деформационной обработки на структуру и коррозионно-механическую прочность аустенитной хромомарганцевоникелевой стали // Механические свойства современных конструкционных материалов: сб. материалов научных чтений им. чл.-корр. РАН И.А. Оdinga, 6—7 сентября 2016 г., Москва. М.: ИМЕТ РАН, 2016. С. 70.

*Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,  
petroprom2013@yandex.ru;*

*Алексей Александрович Алхименко;*

*Александр Аркадьевич Харьков, канд. техн. наук;*

*Олег Викторович Швецов, канд. техн. наук;*

*Артем Дмитриевич Давыдов*



**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

В.А. Ерофеев, Е.А. Страхова  
(Тульский государственный университет)

## Ультразвуковой мониторинг пережога металла

*Рассмотрена проблема оценки качества металла после термической обработки, при которой возможен пережог стальных заготовок большого размера вследствие неравномерности их нагрева в печах. Выполнен анализ возможности выявления зон пережога при ультразвуковом контроле путем компьютерного моделирования прохождения ультразвуковой волны через металл с множеством мелких дефектов. Численное решение волнового уравнения показало, что сильное рассеяние и поглощение энергии ультразвуковой волны наблюдаются при малом объеме дефектов и выявляются с помощью приемников при эхо-методе ультразвукового контроля. Приемники, установленные на поверхностях заготовок, перпендикулярных направлению ультразвуковой волны, позволяют определить расположение зоны пережженного металла.*

**Ключевые слова:** ультразвуковой контроль; пережог металла; компьютерное моделирование.

*The problem of the metal quality estimation after heat treatment by which burn of the steel large work pieces is possible due to the uneven heating of them in the furnaces is considered. The analysis of possibility to detect the burn zones during the ultrasonic testing by computer simulation of the passage of sound wave through the metal with many small defects is performed. Numerical solution of the wave equation showed that the strong scattering and the absorption of sound wave energy is observed when small volume of defects which is detected using receivers in the echo-method of ultrasonic testing. These receivers are installed on the work pieces surfaces perpendicular to the direction of the sound wave which allow to determine the location of the burned metal zone.*

**Keywords:** ultrasonic testing; metal burn; computer simulation.

При термической обработке заготовки нагреваются в печах, где температура распределяется неравномерно. Температуру контролируют одной или несколькими термопарами и температура, измеренная ими, всегда меньше, чем температура вблизи нагревателей печи. При термической обработке заготовок большого размера данное различие приводит к неравномерному распределению температуры, и при перегреве металла возможен пережог отдельных зон заготовки.

Пережог возникает в том случае, если сталь была нагрета до температуры, близкой к температуре начала плавления. Это характеризуется образованием на границах зерен оксидных включений или пленок, значительно снижающих прочность и пластичность металла. Излом такой стали камневидный. Проявлением пережога также может быть оплавление тончайших прослоек (в частности, из примесей) по границам кристаллов металлических зерен (рис. 1, в), поэтому сталь становится очень хрупкой; пережог является неисправимым браком.

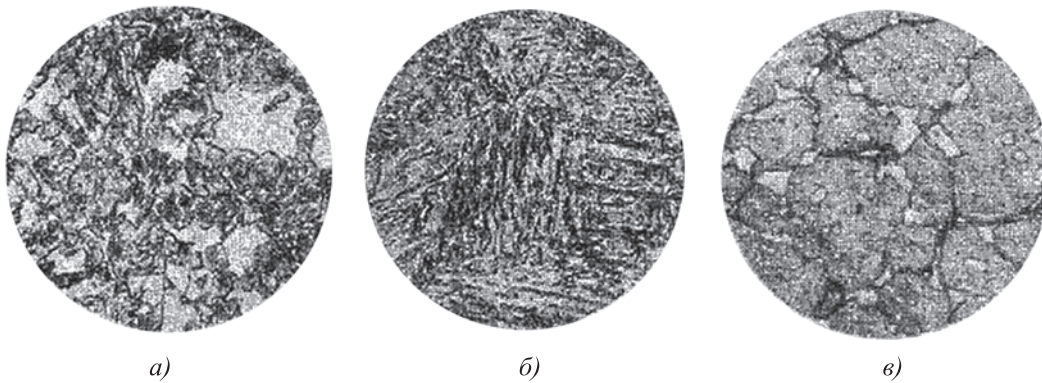
Известно, что прохождение ультразвуковых колебаний через металл зависит от раз-

мера зерен металла, напряженного состояния и однородности распределения акустических свойств [1]. При пережоге происходят окисление и оплавление границ зерен, поэтому акустические свойства пережженного металла отличаются от свойств исходного материала.

Можно предположить, что при наличии внутренних напряжений окисление границ зерен вызывает множество микротрещин, способных поглощать энергию звуковых волн и отражать их.

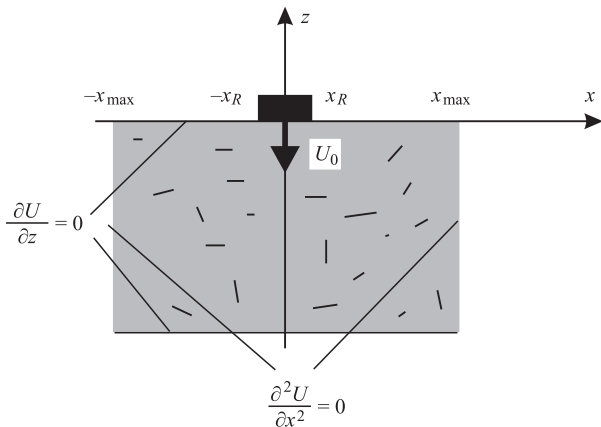
Для изучения возможностей ультразвукового контроля [2–4] в целях выявления пережженных изделий выполнено компьютерное моделирование прохождения звуковых волн через стальную пластину (рис. 2), в которой рассеяно множество мелких зон, акустические свойства которых отличаются от свойств основного металла. Моделировали эхо-метод, при котором источник является приемником сигнала, отраженного от противоположной поверхности изделия.

Решение волнового уравнения [5] позволяет воспроизвести прохождение звуковой волны, отражение ее от множества дефектов, а также сигнал, возникающий в источнике  $R$  при



**Рис. 1. Микроструктуры стали:**

*a* — доэвтектоидная сталь, недогретая при закалке (мартенсит и феррит); *б* — сталь, перегретая при закалке (крупноигльчатый мартенсит); *в* — сталь, пережженная при закалке — образование жидкой фазы (быстрорежущая сталь, нагрев до 1320...1330 °С)



**Рис. 2. Координаты и краевые условия решения волнового уравнения для оценки влияния пережога на распространение ультразвука в изделии**

приеме отраженного сигнала. Волновое уравнение решали в виде:

$$\frac{\partial^2 U}{\partial t^2} = c^2 \left( \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} \right) + v \left( \frac{\partial U}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial U}{\partial z} \right),$$

где  $U$  — смещение точки металла при прохождении волны;  $t$  — время;  $x, y, z$  — координаты;  $c, v$  — скорость звука и коэффициент затухания звука в металле соответственно.

Источник  $R$  описан в [6, 7] как плоский участок верхней поверхности заданной протяженности  $\pm x_R, \pm y_R, z = 0$ , на котором задано смещение  $U_0$  в виде синусоидального импульса длительностью  $\tau$  и заданной мощности  $P$ :

$$U_0 = \frac{P}{\omega E} \sin(\omega t), \quad 0 < t < \tau,$$

где  $\omega$  — частота ультразвуковых колебаний;  $E$  — модуль упругости.

Граничные условия: на нижней и верхней поверхностях листа задано условие отражения  $\frac{\partial U}{\partial z} = 0$ , в бесконечности по координатам  $x, y$

принято  $U = 0$ . Так как численное решение для бесконечного листа невозможно и его выполняют в ограниченном пространстве, то на границах области решения  $x = \pm x_{\max}, y = \pm y_{\max}$  применяется линейная интерполяция решения на границу:

$$\frac{\partial^2 U}{\partial x^2} = 0, \quad \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} = 0.$$

Дефекты внутри металла заготовки описаны как зоны с размерами, не превышающими длины волн ультразвуковых колебаний, случайным образом рассеянных в объеме металла.

**Результаты численного решения волнового уравнения.** В качестве примера рассмотрим заготовку с прямоугольной формой поперечного сечения, длина которой значительно больше поперечных размеров. В такой заготовке пережог наиболее вероятен в ее центре. При проведении контроля звуковую волну легче возбудить со стороны торца заготовки. Измерение можно осуществить, используя в качестве приемника эхо-сигнала сам возбудитель, но, учитывая большую протяженность заготовки, желательно установить дополнительные приемники ультразвука на боковой стороне заготовки, например, в ее середине, а также вдоль заготовки на расстояниях, близких к поперечным размерам заготовки.

Уравнение решено методом конечных разностей для варианта стальной заготовки раз-

мерами  $50 \times 50 \times 150$  мм, на торце которой установлен пьезокристаллический элемент, контактирующий с листом по плоскости размерами  $6 \times 6$  мм. Использовали размерную сетку с шагом 0,1 мм. Модуль упругости приняли равным  $E = 200$  ГПа, плотность стали  $7800$  кг/м<sup>3</sup>, скорость звука  $c = 5064$  м/с. Время прохождения звука через лист  $t_0 = 2 \cdot 10^{-6}$  с. Коэффициент затухания звука в металле без дефектов  $\nu = 0,005$  с<sup>-1</sup>.

Дефекты внутри металла моделировали как отдельные контрольные объемы разностной сетки, характеризующиеся повышенным поглощением энергии звуковой волны, т.е. повышенным коэффициентом внутреннего трения. Дефекты неравномерно рассеяны в середине заготовки в зоне протяженностью 25 мм, а их общий объем составляет 4 % от объема зоны рассеяния. Коэффициент поглощения звука дефектами был распределен неравномерно в интервале  $0,005 \dots 0,03$  с<sup>-1</sup>.

На рис. 3 (см. обложку) показан результат решения волнового уравнения в виде распределения зон сжатия—растяжения в металле при отсутствии дефектов в момент, когда фронт ультразвукового импульса длительностью 4 мкс с частотой 1 МГц еще не достиг противоположного торца заготовки, но уже прошел через ее середину.

На рис. 4 приведены сигналы приемников, установленных на торце (1) и боковой поверхности (2, 3) заготовки. Получено, что при прохождении ультразвукового импульса вследствие отражения от боковых поверхностей возникают незначительные поперечные колебания, воспринимаемые приемниками 2 и 3 (см. рис. 4).

Наличие рассеянных дефектов сформировало слабую рассеянную волну, которая была воспринята приемником 1 (см. рис. 4). Но данная рассеянная волна создала значительный сигнал в приемнике 3, расположенном близко к зоне металла с дефектами. В приемнике 2 сигнал возрос незначительно по сравнению с сигналом при полном отсутствии дефектов.

Результат моделирования показал, что ультразвуковой контроль позволяет определить расположение зоны пережженного металла при некачественной термической обработке с помощью приемников, установленных на поверхностях заготовок, перпендикулярных направлению ультразвуковой волны.

Для опытной проверки полученных результатов использовали образец из стали У7 в форме стержня размерами  $10 \times 10 \times 160$  мм. Края стержня длиной 40 мм с каждой стороны зажимали в губках машины для контактной стыковой сварки. Середину стержня нагревали электрическим током до температуры  $1300 \dots 1350$  °С (белого свечения) в течение 30 мин.

При ультразвуковом контроле применяли дефектоскоп АРМС-МГ4 для контроля качества сварных стыковых соединений стержней диаметром  $20 \dots 80$  мм при монтаже сборных и возведении монолитных железобетонных конструкций. Принцип работы прибора основан на измерении ослабления ультразвуковых колебаний при наличии дефектов.

При контроле излучатель ультразвука размещали на торце стержня, а приемник перемещали вдоль боковой поверхности. Результат опыта показан на рис. 5.

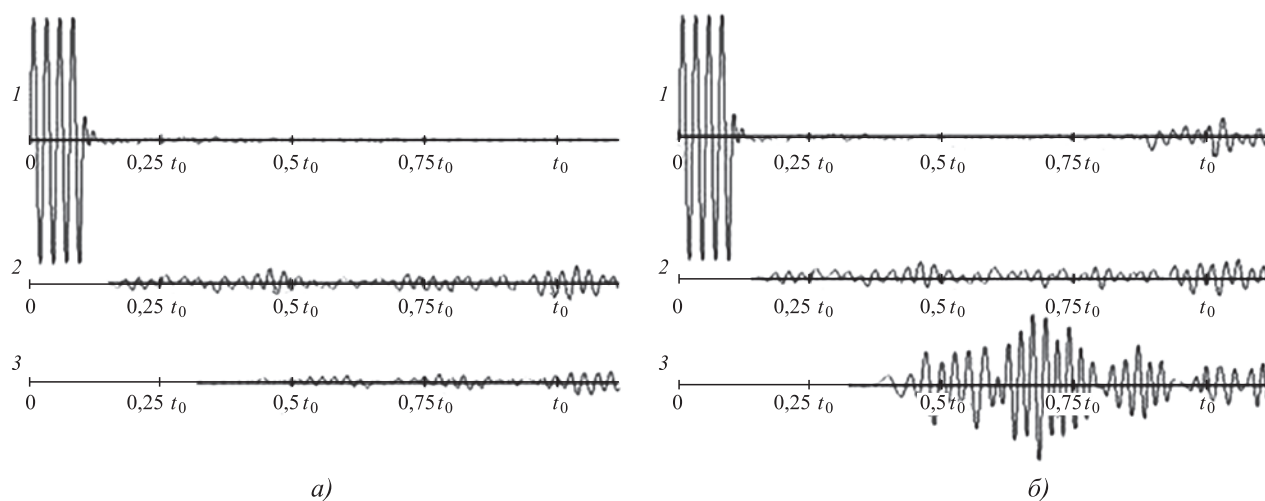


Рис. 4. Сигналы приемников (1—3) при отсутствии (а) и наличии (б) дефектов в середине заготовки

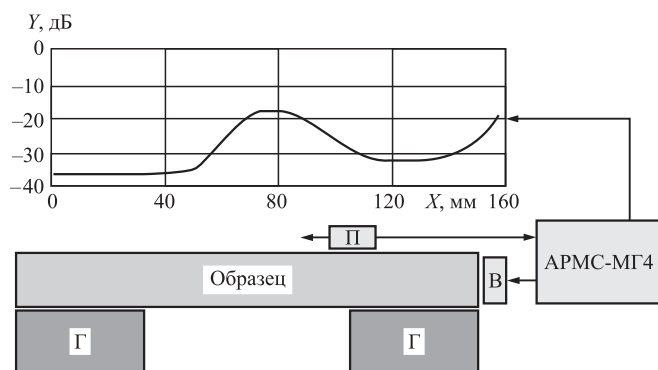


Рис. 5. Схема эксперимента и распределение интенсивности сигнала приемника вдоль стержня:

Г — зажимы контактной машины; В, П — возбудитель и приемник ультразвуковых колебаний; АРМС-МГ4 — дефектоскоп теневого контроля;  $Y$  — распределение сигнала дефектоскопа по длине  $X$  образца

Возбудитель при измерении создавал ультразвуковые колебания, направленные вдоль образца, которые слабо фиксируются приемником, ориентированным на прием колебаний поперек образца. Полученное распределение сигнала дефектоскопа по длине стержня показало наличие заметных поперечных колебаний в середине образца. Это свидетельствует о рассеянии продольной ультразвуковой волны на дефектах металла, образующихся в результате нагрева середины образца.

Опытные данные согласуются с результатами компьютерного моделирования прохождения ультразвуковой волны через зону металла с множеством мелких дефектов (см. рис. 4).

**Заключение.** При допущении, что пережог металла заготовки создает на границах зерен микродефекты, поглощающие энергию звука, выполнено исследование прохождения ультразвуковой волны через металл на основе численного решения волнового уравнения.

Численное решение волнового уравнения показало, что даже при малой доле (0,3 %) объема, занимаемого дефектами в металле, наблюда-

ются сильное рассеяние и поглощение энергии ультразвуковой волны.

Расположение зон пережженного металла в заготовке можно выявить посредством теневых методов ультразвукового контроля приемниками, установленными на поверхностях заготовок, перпендикулярных направлению ультразвуковой волны.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Скорость** распространения ультразвука в поликристаллах Al с разным размером зерна / Л.Б. Зуев, Б.С. Семухин, К.И. Бушмелева, Н.В. Зариковская // Физика металлов и материаловедение. 2000. Т. 89. № 4. С. 111–112.
2. **Клюев В.В.** Неразрушающий контроль: справочник. Т. 3. М.: Машиностроение, 2004.
3. **Исследование** случаев "аномального" затухания ультразвуковых колебаний в заготовках из никелевых жаропрочных сплавов / М.А. Далин, В.Ю. Чертищев, И.С. Краснов, А.Н. Раевских // Дефектоскопия. 2020. № 12. С. 37–47.
4. **Иляхинский А.В., Родюшкин В.М.** О возможности контроля накопления структурных повреждений металла по анализу параметров поверхностных упругих волн // Ультразвук: проблемы, разработки, перспективы: материалы Междунар. науч. конф. Уфа: РИЦ БашГУ, 2017. С. 68–70.
5. **Владимиров В.С.** Уравнения математической физики. 4-е изд. М., 1981.
6. **Ерофеев В.А., Миллер С.С.** Компьютерное моделирование ультразвукового контроля качества сварки и наплавки // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2014. № 1. С. 202–210.
7. **Ерофеев В.А., Миллер С.С.** Ультразвуковой мониторинг микродефектов в металле // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2014. № 1. С. 211–217.

*Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук,  
erofeev\_va@mail.ru;  
Елена Александровна Страхова, канд. техн. наук*

ООО "Издательство "Иновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2  
Учредитель ООО "Издательство "Иновационное машиностроение". E-mail: [zpm@mashin.ru](mailto:zpm@mashin.ru)  
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. <http://www.mashin.ru>  
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*  
Сдано в набор 12.08.2021. Подписано в печать 29.09.2021. Формат 60 × 88 1/8.  
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солюшнз".  
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)  
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.