

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

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

**Зам. главного  
редактора**  
СЕРИКОВА Е.А.

**Редакционный совет:**  
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.  
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.  
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.  
ГУН И.Г., д.т.н., проф.  
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.  
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.  
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.  
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.  
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.  
КОТЕНОВ В.И., д.т.н.  
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.  
КРУК А.Т., д.т.н., проф.  
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.  
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.  
МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н.  
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.  
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.  
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.  
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.  
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.  
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.  
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.  
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.  
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.  
ФИГУРОВСКИЙ Д.К., к.т.н., доц.  
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.  
ШТУНЬКИН 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

- Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Управление содержанием и распределением оксидных включений в кокильных отливках из алюминиевых сплавов ..... 3
- Овчинников В.В., Дриц А.М.** Свойства соединений листов алюминий-литиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием ..... 7
- Романов Ю.Г., Морозов В.П., Дрижов В.С.** Особенности описания структурного фактора образования холодных трещин в условиях многослойной сварки и наплавки ... 14

### Кузнечно-штамповочное производство

- Лавриненко В.Ю., Аюпов Т.Х.** Промышленные испытания бабы с наполнителем штамповочного молота ..... 19
- Синь Ло, Евсюков С.А., Чжунци Юй.** Влияние толщины заготовки на процесс вытяжки в коническую матрицу без прижима ..... 22
- Ларин С.Н., Платонов В.И., Пасынков А.А., Нурдин Г.А.** Влияние формы рабочего профиля матрицы на интенсивность пластической деформации при вытяжке с утонением ..... 26

### Прокатно-волоочильное производство

- Лехов О.С., Шевелев М.М., Билалов Д.Х.** Исследование процесса получения биметалла медь—сталь—медь на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации ..... 30

### Материаловедение и новые материалы

- Цеменко В.Н., Ганин С.В., Замоздра М.Ю.** Определение реологических характеристик и моделирование процесса экструзии порошковых материалов ..... 35
- Роберов И.Г., Фигуровский Д.К., Шкатов П.Н., Грама В.С., Иванов В.О.** Применение электропотенциального метода для построения диаграммы деформации и оценки остаточного ресурса материала при статическом нагружении ..... 40

### Информация

- Третьяков А.Ф.** Технологические процессы изготовления штампованных изделий из пористых сетчатых материалов ..... 44

**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.  
KOROTCHENKO A.Yu.  
KOTENOK V.I.  
KOSHELEV O.S.  
KRUK A.T.  
KUKHAR' V.D.  
LARIN S.N.  
MONASTYRSKY V.P.  
MOROZ B.S.  
MURATOV V.S.  
NAZARYAN E.A.  
NURALIEV F.A.  
OVCHINNIKOV V.V.  
POVAROVA K.B.  
POLETAEV V.A.  
SEME NOV B.I.  
TREGUBOV V.I.  
FIGUROVSKY D.K.  
SHATUL'SKY A.A.  
SHPUN'KIN N.F.  
YAMPOL'SKY V.M.  
BAST Yu.  
ÖHLUND E.  
TUTMANN T.

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

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

An advertiser is responsible for  
the promotional materials

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

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

## CONTENTS

### Foundry and Welding Productions

- Zarubina O.A., Zarubin A.M. Controlling of content and distribution of oxide inclusions in chill castings from aluminum alloys ..... 3  
Ovchinnikov V.V., Drits A.M. Properties of aluminium-lithium alloys sheets joints obtained by friction stir welding ..... 7  
Romanov Yu.G., Morozov V.P., Drizhov V.S. Description features of structural factor for formation of cold cracks in conditions of multilayer welding and surfacing ..... 14

### Forging and Stamping Production

- Lavrinenko V.Yu., Ayupov T.Kh. Industrial tests of die-forging hammer filler ram ..... 19  
Xin Luo, Evsyukov S.A., Zhongqi Yu. Effect of blank thickness on non-blankholder conical die drawing ..... 22  
Larin S.N., Platonov V.I., Pasyukov A.A., Nuzhdin G.A. Effect of work profile shape of die on plastic deformation during ironing ..... 26

### Rolling and Drawing Production

- Lekhov O.S., Shevelev M.M., Bilalov D.Kh. Study of producing of bimetal copper—steel—copper on combined continuous casting and deformation installation ..... 30

### Physical Metallurgy and New Materials

- Tsemenko V.N., Ganin S.V., Zamozdra M.Yu. Determination of rheological characteristics and modeling of powder materials extrusion process ..... 35  
Roberov I.G., Figurovsky D.K., Shkatov P.N., Grama V.S., Ivanov V.O. Application of electric potential method for construction of deformation diagram and estimating of residual life of material under static loading ..... 40

### Information

- Tret'yakov A.F. Technical processes to produce stamp-welded parts from porous net materials ..... 44

*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 (031)

О.А. Зарубина, А.М. Зарубин

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

## Управление содержанием и распределением оксидных включений в кокильных отливках из алюминиевых сплавов

Показана возможность управления содержанием и распределением оксидных включений на примере отливки "поршень" путем использования, например, дополнительных элементов верхней литниково-питающей системы — промывников. Установлена зависимость загрязненности отливки от силы удара струи расплава по зеркалу металла в форме. Выявлено критическое значение этой силы, приводящее к резкому повышению загрязненности отливки. При этом изменение силы удара достигнуто изменением размеров подводящего канала (стояка). Проиллюстрировано влияние температуры заливки расплава на скорость восходящих потоков и вероятность перераспределения оксидов по объему отливки. Приведен пример практического использования результатов исследований.

**Ключевые слова:** алюминиевый сплав; верхняя литниковая система; кокиль; оксидные включения; перераспределение включений по отливке; поршень двигателя; промывник; сила удара струи; свободная поверхность расплава; критерий  $K_{OF}$  загрязненности металла; формообразующая полость; численное моделирование процесса заливки.

*The possibility of controlling the content and distribution of oxide inclusions on the example of casting "piston" by using, for example, additional elements of the top gating-feeding system — overflows is shown. The dependence of the casting contamination on the melt jet impact force on the bath level in the mould is established. The critical value of this force is revealed, which leads to sharp increase in the contamination of the casting. In this case, the change in the impact force is achieved by change in the size of the supply channel (riser). The effect of the melt pouring temperature on the rate of upward flows and the probability of oxides redistribution in the casting volume is illustrated. Example of practical use of research results is given.*

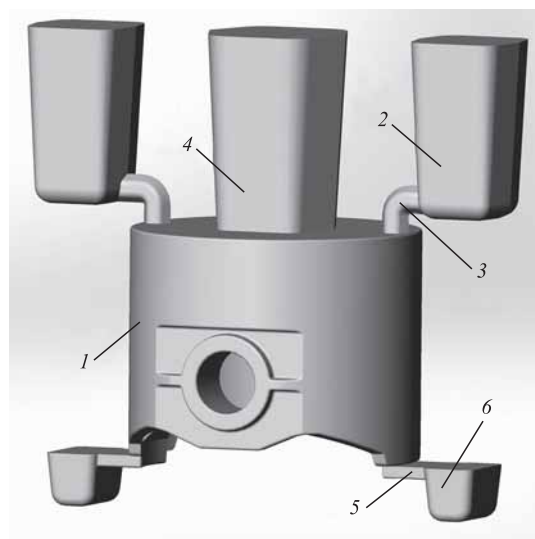
**Keywords:** aluminum alloy; top gating system; metal mould; oxide inclusion; redistribution of inclusions on casting; engine piston; overflow; jet impact force; free melt surface;  $K_{OF}$  criterion of metal contamination; mould cavity; numerical simulation of pouring process.

При изготовлении отливок из *алюминиевых сплавов* (Al-сплавов) применяют литниковые системы различных конструкций, однако наибольшие трудности при отладке технологического процесса возникают в тех случаях, когда используют верхние *литниково-питающие системы* (ЛПС). Это обусловлено особенностями заполнения формообразующей полости через такие системы подвода расплава в формообразующую полость и высокой склонностью этих сплавов к окислению. Оксидные пленки и их фрагменты оказывают негативное влияние на процесс питания затвердевающей отливки и, как следствие этого, приводят к повышению ее

пористости, снижению механических свойств и других служебных характеристик отливок.

В работе [1] отмечены известные преимущества и недостатки применения верхних систем при литье в кокиль отливок из Al-сплавов. Показана возможность управления содержанием оксидных включений на примере отливки "поршень" (рис. 1) путем использования дополнительных элементов верхней ЛПС — промывников б.

Заполнение формообразующей полости кокиля для этой отливки происходит сверху через два небольших стояка 3 изогнутой конструкции, а питание затвердевающей отливки верхней открытой прибылью 4, расположен-

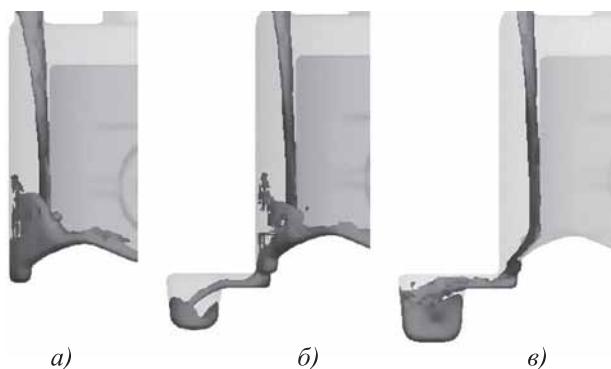


**Рис. 1. Поршень двигателя легкового автомобиля с элементами литейной формы:**

1 — отливка "поршень"; 2 — литниковая чаша; 3 — стояк; 4 — прибыль; 5 — соединительный канал; 6 — промывник

ной в непосредственной близости от подводящих элементов ЛПС. Такое решение создает предпосылки для направленного затвердевания всей отливки в целом и питания уплотняющей части поршня. При этом промывники небольшого объема (рис. 2, в) способствуют сосредоточению в них оксидов, образующихся на начальном неустановившемся этапе заполнения чаши и формообразующей полости формы, когда окислительные процессы протекают при максимальной концентрации кислорода в полости и, следовательно, наиболее интенсивно.

При отсутствии промывников (рис. 2, а) включения в основном сосредотачиваются в юбочной части отливки, однако высока ве-



**Рис. 2. Начало заполнения формообразующей полости кокиля отливки "поршень":**

а — обычный кокиль; б — кокиль с промывниками; в — кокиль с промывниками и скорректированной геометрией формообразующей полости

роятность их выноса в ее вышележащие части. Подключение промывников по варианту, изображенному на рис. 2, б, обеспечивает частичное скопление в них загрязнений, сохраняет вероятность, но в меньшей степени, выноса оксидов в верхнюю уплотняющую часть поршня. Все рассмотренные варианты конструкции кокилей обеспечивают относительно спокойное и последовательное заполнение этой верхней части, а также положительный температурный градиент и питание отливки.

*Цель исследований* — поиск закономерностей влияния геометрических параметров основных элементов ЛПС и температуры заливки расплава на содержание и распределение в этой отливке оксидных включений.

Возможность использования верхних (дождевых) литниковых систем при изготовлении отливок из Al-сплавов показана в работах, выполненных под руководством проф. В.А. Изотова. В одной из них [2], приведена зависимость степени загрязненности отливки от силы  $N$  удара струи поступающего в форму расплава по его зеркалу.

Силу  $N$  рассчитывали по формуле [2]:

$$N = 2\rho\pi r_{\text{ст}}^2 g \mu \sqrt{H(\mu^2 H + h)}, \quad (1)$$

где  $\rho$  — плотность расплава, кг/м<sup>3</sup>;  $r_{\text{ст}}$  — радиус нижнего сечения стояка, м;  $\mu$  — коэффициент расхода;  $H$  — напор расплава в чаше, м;  $h$  — высота падения струи до его зеркала<sup>1</sup>, м.

В результате натуральных экспериментов было установлено критическое значение этой силы, которое для алюминиевых сплавов составило ~0,2 Н (рис. 3). Зависимость позволяет установить область возможных технологических решений, обеспечивающих получение подобных пробе отливок из Al-сплавов с минимальной их загрязненностью при использовании дождевых ЛПС.

Из представленной зависимости (1) следует, что наиболее значимым параметром, определяющим степень вероятности загрязненности отливки оксидными включениями, является радиус  $r_{\text{ст}}$  стояка. Этим объясняется выбор данной характеристики ЛПС в качестве параметра, влияние которого на качество отливки "поршень" исследовали в работе.

При выполнении численных экспериментов в программе Procast (рис. 4, см. обложку) загрязненность материала отливки оксидами оценивали по критерию  $K_{OF}$ , который определяли по расчетной кривой (см. рис. 4, б) из-

<sup>1</sup> В работе [2] до дна формообразующей полости.

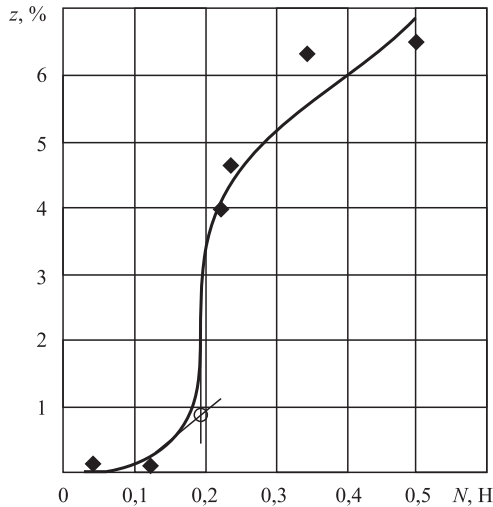


Рис. 3. Зависимость загрязненности материала отливки от силы удара струи расплава Al-сплава по его зеркалу в формообразующей полости

менения площади  $F_{SR}$  свободной поверхности расплава при его заливке в кокиль по методике, предложенной и описанной в работе [3].

Принимая в выражении (1):  $\rho = 2600 \text{ кг/м}^3$ ;  $\mu = 0,53$  [4];  $H = 0,04 \text{ м}$ ;  $h = 0,065 \text{ м}$ , равной высоте отливки, получаем зависимость силы  $N$  от радиуса  $r_{CT}$  нижнего сечения стояка:

$$N = 4688r_{CT}^2. \quad (2)$$

Рассчитав по формуле (2) значения сил  $N$  для каждого из рассмотренных стояков ( $r_{CT} = 3,25; 3,5; 3,75; 4,0; 4,25$  и  $4,5 \text{ мм}$ ), по кривым (б–1 соответственно, рис. 5, см. обложку) изменения площади  $F_{SR}$  свободной поверхности расплава в форме получена зависимость  $K_{OF}$  (рис. 6) от силы  $N$  удара струи:

$$\begin{cases} K_{OF} = 23,368N^2 - 2,4841N + 0,1695 \\ \text{при } 0 \leq N \leq 0,097H, \\ K_{OF} = 0,147 \text{ при } N > 0,097H. \end{cases}$$

Установленная корреляционная связь является статистически значимой, так как значение коэффициента корреляции Пирсона  $R^2 = 0,993$ .

Полученная зависимость (см. рис. 6) учитывает максимально возможное значение критерия  $K_{OF}^{\max} = 0,147 \text{ мм}^3/\text{см}^3$ , которое определено с учетом того, что рабочая полость заполнена на ~44,2 % (на момент окончания этапа III, см. рис. 4, б), а объем кислорода в ней ограничен. Она указывает на то, что использование подводящих элементов ЛПС такой конструкции с  $r_{CT} \geq 3,75 \text{ мм}$  может приводить к недопустимому поражению отливки оксидами.

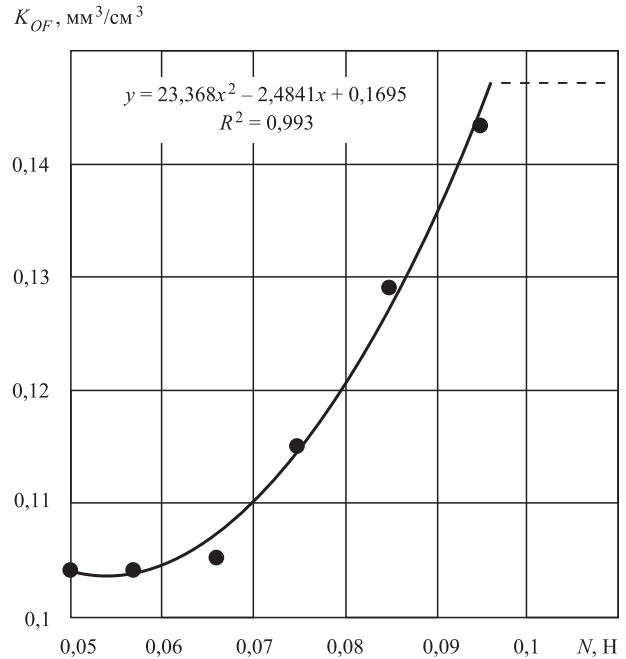


Рис. 6. Зависимость степени загрязненности материала отливки "поршень" от силы удара струи (кокиль без промывников — рис. 2, а)

Опыт применения верхних ЛПС показал, что объяснить высокие эксплуатационные характеристики отливок только плавностью заполнения или меньшей силой удара струи по зеркалу расплава не всегда возможно. Сделано предположение, что положительные результаты достигаются, в том числе, и вследствие сосредоточения оксидных включений в местах, с которых начинается заполнение формы расплавом, а поражения этих мест оксидами не влечет за собой снижения эксплуатационных показателей отливки. Исключение составляют только те включения, которые поступают вместе с расплавом из ковша или образуются в литниковой чаше и других подводящих элементах ЛПС. Очевидно, что такое сосредоточение может быть нарушено с увеличением скорости  $v_y$  восходящих потоков расплава в процессе заполнения формообразующей полости кокиля. Одним из факторов, оказывающих влияние на вязкость и, следовательно, скорость  $v_y$ , является температура расплава.

Результаты моделирования позволили установить зависимость максимальной скорости  $v_y$  от температуры  $T_{зал}$  заливки расплава в кокиль без промывников:

$$v_y = 0,000176 T_{зал} + 0,005496 \\ \text{при } T_{зал} \geq T_L \text{ (кривая 1, рис. 7).}$$

При этом значение коэффициента корреляции Пирсона  $R^2 = 0,8862$  указывает на вы-

сокую достоверность установленной взаимосвязи между температурой  $T_{\text{зал}}$  расплава и его скоростью  $v_y$  в восходящих потоках.

Видно (см. рис. 7), что с уменьшением температуры  $T_{\text{зал}}$  заливки расплава скорость  $v_y$  снижается и резко падает при  $T_{\text{зал}} < T_L$ , а вместе с ней и вероятность выноса оксидов в уплотняющую часть отливки "поршень". С увеличением силы  $N$  удара струи вероятность перераспределения оксидов возрастает (кривая 2, см. рис. 7).

Представленные на рис. 7 зависимости построены по значениям скоростей  $v_y$  в зонах падения струй расплава, поступающего из стояков. В остальных частях формообразующей полости эта скорость значительно ниже при всех вариантах выполненных расчетов.

Использование приведенных результатов исследования, например, при разработке технологии изготовления отливки электротехнического назначения "корпус" (рис. 8) с высокими требованиями по прочности и пластичности, дало положительные результаты. Были обеспечены не только необходимые механические свойства отливок, но и практически исключен их брак, а также значительно увеличен коэффициент использования металла (~ в 2 раза).

**Заключение.** Создание условий для сосредоточения оксидных плен и их фрагментов в частях отливки, заполняемых первыми или в промывниках, возможно, например, путем использования режимов заполнения кокиля, исключая



Рис. 8. Отливка "корпус" (масса 0,381 кг, толщина стенки 4,5...23 мм, максимальный габаритный размер 120 мм) из Al-сплава электротехнического назначения

ющих превышение силой удара струи расплава из стояка (питателя) критического значения  $N_{\text{кр}}$  (для отливки "поршень"  $N_{\text{кр}} = 0,06...0,065$  Н, см. рис. 6). При этом конструкция отливки должна способствовать поступлению первых наиболее загрязненных объемов расплава из литниковой системы в промывники (при использовании последних, см. рис. 2, в), что снижает влияние перераспределения оксидов в расплаве на свойства отливок. С увеличением высоты отливки роль промывников может возрастать.

Температуру заливки  $T_{\text{зал}}$  расплава рекомендуется (см. рис. 7) поддерживать на минимально допустимом уровне, исключая появление дефектов типа неслитина и др.

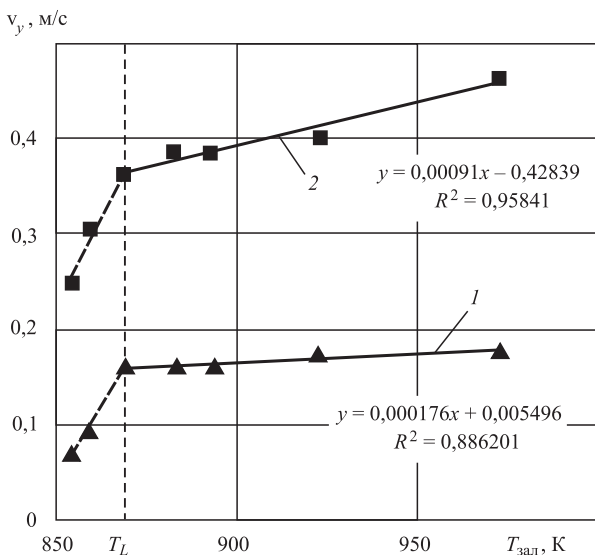


Рис. 7. Зависимость максимальной скорости в восходящих потоках от температуры заливки (кокиль без промывников — рис. 2, а):

1 —  $N = 0,044$  Н; 2 —  $N = 0,064$  Н

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зарубина О.А., Зарубин А.М. Особенности изготовления кокильных отливок с использованием верхних литниковых систем // Литейное производство. 2019. № 11. С. 24—28.
2. Возможность использования дождевой литниковой системы для заливки форм сплавами на основе алюминия / Ю.С. Артамонова, В.А. Изотов, А.А. Акутин, Р.В. Барабанов // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 3—5.
3. Зарубина О.А., Зарубин А.М., Коротченко А.Ю. Оценка содержания оксидных включений в кокильных отливках из Al-сплавов на этапе разработки технологии // Литейное производство. 2019. № 10. С. 26—29.
4. Идельчик И.Е. Справочник по гидравлическим сопротивлениям. М.: Машиностроение, 1975. 559 с.

Ольга Александровна Зарубина,  
zarubinaoa@rambler.ru;

Александр Михайлович Зарубин, канд. техн. наук

В.В. Овчинников (Московский политехнический университет),  
А.М. Дриц (ООО "Арконик-СМЗ", Москва)

## Свойства соединений листов алюминиево-литиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием

*Исследовано влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием алюминиево-литиевых сплавов на механические свойства соединений. В качестве обобщенного параметра режима использован коэффициент тепловложения, определяемый отношением частоты вращения инструмента к скорости сварки. Установлена оптимальная область режимов сварки трением с перемешиванием листов исследуемых сплавов, обеспечивающая повышенную чистоту поверхности сварного шва после сварки и подварок, отсутствие дефектов и прочность сварного соединения на уровне 0,72...0,85 прочности основного материала в зависимости от марки сплава. Опробовано дополнительное охлаждение зоны перемешивания и оценено его влияние на механические свойства соединений сплава 1460.*

**Ключевые слова:** сварка трением с перемешиванием; сварка алюминиево-литиевых сплавов; механические свойства; дополнительное охлаждение шва.

*The effect of the parameters of the stir friction welding mode of aluminium-lithium alloys on the mechanical properties of the welded joints is studied. As generalized parameter of the mode, the heat factor is used, determined by the ratio of the tool rotation speed to the welding speed. The optimal area of the stir friction welding regimes of the sheets of the studied alloys is established, which provides increased surface finish of the weld after welding and weld backing run, the absence of defects and the strength of the welded joint at the level of 0.72...0.85 of parent material strength depending on the alloy grade. Additional cooling of the stir zone is tested and its effect on the mechanical properties of 1460 alloy joints is assessed.*

**Keywords:** stir friction welding; welding of aluminium-lithium alloys; mechanical properties; additional cooling of weld.

**Введение.** Повышение требований к прочностным характеристикам и снижению собственной массы изделий авиационно-космической техники предполагает применение материалов с повышенными по сравнению с традиционными сплавами удельными и эксплуатационными характеристиками.

К таким материалам относятся алюминиево-литиевые сплавы, обладающие высокой удельной прочностью при достаточно высокой коррозионной стойкости, что позволяет им конкурировать с традиционными алюминиевыми сплавами и с композиционными материалами на основе полимерной матрицы [1–4]. Помимо значительного снижения массы изделия, эти сплавы обладают более высокой прочностью, жесткостью, удельными и эксплуатационными характеристиками.

В условиях сварки плавлением (аргонодуговой или плазменной) алюминиево-литиевые сплавы отличаются повышенной склонностью к образованию горячих трещин, пористости и значительным разупрочнением

под воздействием термического цикла сварки плавлением [5].

Для сплавов системы легирования Al—Mg—Li (1420, 1421, 1424) при сварке плавлением в окончательно термообработанном состоянии, включающем закалку и искусственное старение, прочность сварного соединения составляет 0,78...0,82 прочности основного металла.

Наиболее высокопрочные сплавы созданы на основе системы Al—Cu—Li. В настоящее время за рубежом и в России разрабатываются алюминиево-литиевые сплавы нового поколения, дополнительно легированные серебром, скандием, цинком и другими микродобавками.

Для изготовления сварных конструкций из Al—Cu—Li-сплавов наибольшее распространение получила ручная и автоматическая аргонодуговая, контактная и электронно-лучевая сварка. Сварные соединения этих сплавов, полученные сваркой плавлением, претерпевают наиболее значительное разупрочне-

ние под влиянием термического цикла сварки. Предел прочности таких соединений равен 0,55...0,6 предела прочности основного металла.

Для получения сварных соединений одинаковой прочности с основным металлом может быть применена термическая обработка сварного соединения после сварки. Использование закалки и искусственного старения сварного соединения после сварки зачастую невозможно для крупногабаритных конструкций, а для сварных конструкций небольших габаритных размеров приводит к существенным короблениям. Вторым направлением обеспечения равнопрочности сварных соединений из алюминиево-литиевых сплавов системы Al—Cu—Li является применение конструктивных утолщений (увеличения сечения детали) в зоне расположения сварного соединения. Данный вариант сопряжен с увеличением общей массы конструкции, что для летательных аппаратов является нежелательным.

Уменьшить степень разупрочнения основного металла алюминиево-литиевых сплавов системы Al—Cu—Li возможно за счет формирования соединения без образования жидкой фазы (расплава сварочной ванны), например при использовании *сварки трением с перемешиванием* (СТП) для выполнения соединений указанных сплавов.

Сварка трением с перемешиванием является процессом соединения материалов в твердом состоянии, при котором вращающийся инструмент, конструктивно состоящий из плоского или профилированного основания (бурта) и расположенного на нем наконечника определенной формы, перемещается в направлении сварки.

*Цель работы* — исследование особенностей сварки трением с перемешиванием стыковых со-

единений листов из алюминиево-литиевых сплавов и определение уровня их механических свойств.

**Методика проведения исследований.** Эксперименты проводили на образцах из листов сплавов системы Al—Cu—Li размерами 150×300 мм, толщиной 5 мм. Химический состав исследуемых сплавов представлен в табл. 1. Сплавы использовали в полностью термообработанном состоянии — закалка + искусственное старение на максимальную прочность. Механические свойства листов приведены в табл. 2.

Образцы под сварку готовили путем химического фрезерования с контролируемым съемом слоя толщиной 0,05...0,15 мм с каждой стороны листа при травлении в щелочи с последующим осветлением в растворе азотной кислоты.

Непосредственно перед сваркой торцевую поверхность свариваемых кромок, а также лицевую поверхность и поверхность со стороны проплава на расстоянии 5...10 мм от кромки зачищали шабером до металлического блеска. После сварки образцов сварные соединения подвергали рентгеновскому контролю.

Для сварки трением с перемешиванием использовали модернизированный вертикальный фрезерный станок, дополнительно оснащенный системой стабилизации силы прижатия инструмента к обрабатываемой поверхности детали. Основными параметрами процесса являются: размеры и профиль рабочего инструмента; скорость перемещения и частота вращения инструмента; угол наклона инструмента; заглубление инструмента. При сварке использовали инструмент, выполненный из стали P18 с заплечиком диаметром 16 мм и стержнем диаметром 4,5 мм

1. Химический состав исследуемых алюминиево-литиевых сплавов, % мас.

Сплав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Li	Zr
1420	0,15	0,2	0,05	—	4,5...6,0	—	—	0,1	—	1,8...2,2	0,08...0,15
1421	0,2		—		4,5...5,3						0,06...0,10
1424	0,08	0,1	—	0,1...0,25	4,7...5,2	—	0,4...0,7	—	—	1,5...1,8	0,07...0,1
1440		0,12		1,5...1,8	0,001...0,10		0,7...1,1			—	0,01...0,07
1460	0,1	0,03...0,15	2,6...3,3	—	0,05	0,01...0,05	—	0,01...0,05	—	2,0...2,4	0,08...0,13
В-1461	0,08	0,01...0,1	2,5...2,95	0,2...0,6	0,05...0,6		0,01...0,05	0,2...0,8	0,05	0,05...0,15	1,5...1,95
В-1464	0,03...0,08	0,03...0,10	3,25...3,45	0,20...0,30	0,35...0,45	—	—	0,01...0,03	—	1,55...1,70	0,08...0,10
В-1469	0,1	0,12	3,2...4,5	0,003...0,5	0,1...0,5			—		—	—

Примечание. Суммарное содержание примесей в исследуемых сплавах не превышало 0,10...0,15 %.



## 2. Механические свойства листов исследуемых сплавов после закалки и искусственного старения

Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
1420	425...440	280...285	6,0...7,0
1421	420...435	300...305	8,0...9,5
1424	435...445	295...305	7,0...8,0
1440	445...460	340...350	7,0...8,5
1460	510...520	470...485	5,8...7,0
В-1461	535...545	465...475	6,5...8,5
В-1464	540...550	450...460	7,0...8,5
В-1469	590...600	545...560	6,8...8,2

с винтовой канавкой на поверхности глубиной 0,3...0,4 мм. Угол наклона инструмента составлял 3°. Частоту вращения инструмента изменяли в интервале 710...1200 мин<sup>-1</sup> при скорости сварки 85...160 мм/мин.

Механические свойства сварных соединений и основного металла определяли на плоских образцах по ГОСТ 6996—66, тип XIII толщиной 5 мм.

Прочностные испытания проводили на универсальной машине для испытания конструкционных материалов УТС 110М-100. Для определения механических характеристик образцы подвергали одноосному растяжению до разрушения при нарастающей нагрузке. Скорость нагружения 15 мм/мин.

Прочность металла шва при растяжении определяли на плоских образцах, имеющих специальную выборку в области шва и вырезанных поперек направления сварки (рис. 1).

Образцы для определения механических характеристик изготавливали согласно требованиям ГОСТ Р ИСО 4136—2009 поперек сварного соединения, таким образом чтобы после механической обработки ось сварного шва располагалась посередине его рабочей части.

Испытания на статический изгиб выполняли на универсальной испытательной машине УТС 110М-100. Образцы для испытаний соответствовали ГОСТ 6996, тип XXVI. Определяли угол изгиба  $\alpha$  и наличие трещин при статическом изгибе. В процессе испытаний образец с постоянной площадью поперечного сечения, лежащий в горизонтальной плоскости на двух параллельных цилиндрических опорах, с помощью оправки изгибали до появления трещины. Для испытаний использовали образцы толщиной 6 мм, которые вырезали из средней части сварного со-

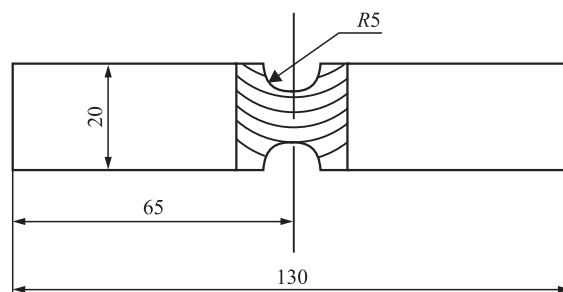


Рис. 1. Образец для определения предела прочности металла шва

единения. Изгиб образца осуществляли путем воздействия пуансона на лицевую сторону шва (т.е. корневой стороной соединения наружу).

Металлографические исследования включали в себя анализ макро- и микроструктуры сварных соединений с использованием оптического микроскопа Bresser Science MTL-201 и сканирующего электронного микроскопа EVO-50 фирмы Carl Zeisse.

Атомно-силовая микроскопия используется для определения рельефа поверхности с разрешением от десятков ангстрем до атомарного порядка. Принцип работы атомно-силового микроскопа основан на регистрации силового взаимодействия между поверхностью исследуемого образца и зондом. В качестве зонда применяется наноразмерное острие, располагающееся на конце упругой консоли, называемой кантилевером. В исследованиях использовали атомно-силовой микроскоп Park XE15.

**Результаты исследований и их обсуждение.** В условиях сварки трением с перемешиванием управление тепловложением в формирующийся шов можно регулировать изменением частоты вращения рабочего инструмента и скорости его перемещения вдоль свариваемого стыка (скорость сварки). Отношение скорости сварки к частоте вращения рабочего инструмента принято называть подачей инструмента на один его оборот  $n$ , или коэффициентом тепловложения [6, 7].

Частоту вращения инструмента в ряде работ принимают за главный параметр сварки, влияющий на температуру в зоне сварки, при этом с увеличением частоты вращения под действием силы трения наблюдаются повышение температуры пластифицированного металла, снижение предела текучести металла и реализация процесса пластического деформирования материала [8].

Внешний осмотр сварных швов, полученных на сплаве 1460, показал, что в зависимости от

значения коэффициента тепловложения изменяется внешний вид поверхности шва (рис. 2). Для оценки качества поверхности сварного шва по величинам  $Rz$  и  $Ra$ , соответствующим различным значениям коэффициента тепловложения, были проведены замеры параметров шероховатости на восьми заготовках (табл. 3).

При малых значениях  $n$ , когда инструмент вращается слишком медленно по сравнению со скоростью его перемещения, вложенной теплоты недостаточно для пластичного течения материала в зоне сварки. Соединение образуется со значительными задирами на поверхности шва (см. рис. 2, *а*).

При увеличении  $n$  возрастает количество выделяемой тепловой энергии, и металл переходит в пластифицированное состояние, т.е. удается достичь оптимального качества сварного соединения (см. рис. 2, *б*).

Однако при низких значениях подачи на один оборот инструмента температура в зоне перемешивания приближается к значению температуры плавления сплава, в результате этого на поверхности шва образуется значительный грат со следами оплавления обрабатываемой поверхности (см. рис. 2, *в, г*).

При выборе величины  $n$  в оптимальном диапазоне, соответствующем достаточной пластичности металла без следов оплавления

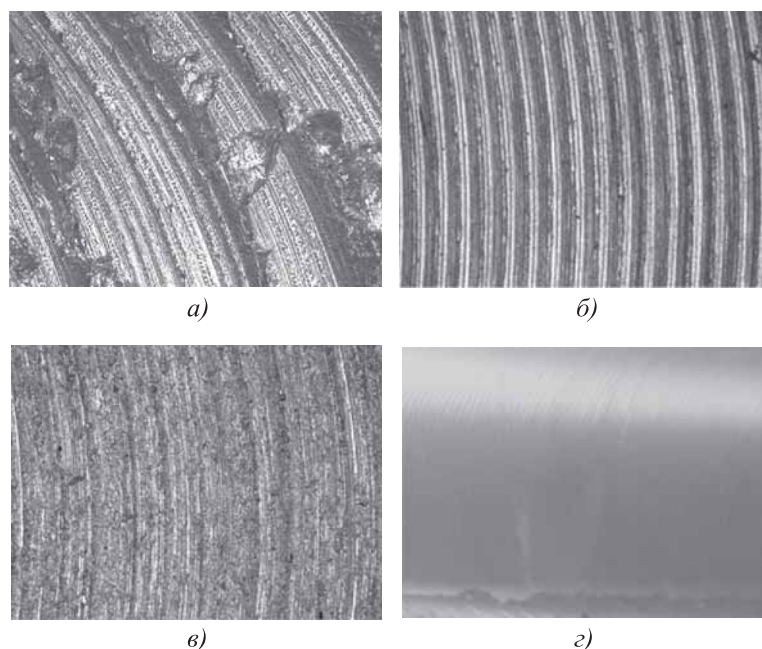


Рис. 2. Поверхностные слои швов сплава 1460, полученных при различных значениях подачи на один оборот инструмента ( $\times 50$ ): *а* — 0,15 мм/об; *б* — 0,13 мм/об; *в* — 0,11 мм/об; *г* — 0,09 мм/об

### 3. Параметры шероховатости поверхности сварного шва сплава В-1469 в зависимости от подачи на один оборот

Подача на один оборот инструмента $n$ , мм/об	$Rz$ , мкм	$Ra$ , мкм
0,15	182,6	42,8
0,13	99,2	12,6
0,11	83,5	16,4
0,09	66,8	8,8
0,074	63,0	8,5

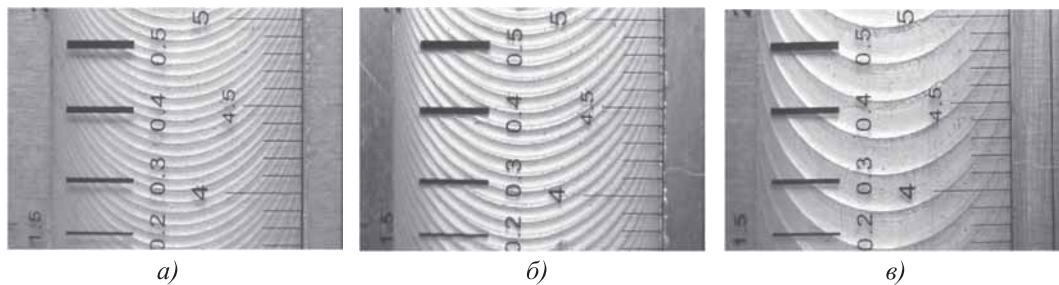
поверхности шва, отмечается наличие на лицевой стороне сварного шва периодического рельефа.

При изменении скорости подачи инструмента при одной и той же частоте его вращения наблюдали изменение расстояния между кольцами. На рис. 3 приведены фотографии периодического рельефа, сформировавшегося при различных скоростях подачи инструмента. Отчетливо видно, что расстояние между кольцами увеличивается с повышением скорости подачи.

Металлографические исследования поверхностного слоя швов с лицевой стороны (область контакта заплечника инструмента с поверхностью свариваемых заготовок) показали, что на поверхности образцов алюминиево-литиевого сплава В-1469 образовался сильно деформированный слой глубиной  $\sim 25$  мкм, структура которого представляла собой чередующиеся полосы материала, сдвинутые друг относительно друга. Толщина полос не превышала 3...5 мкм (рис. 4, *а*). С увеличением частоты вращения инструмента отмечается возникновение в структуре поверхностного слоя следов расплавления и последующей кристаллизации (рис. 4, *б*).

Анализ структуры поверхностного слоя, сформированного в зоне контакта заплечика инструмента с поверхностью заготовок в процессе сварки трением с перемешиванием, позволил выявить ультрамелкозернистую структуру материала и оценить размер фрагментов, который составляет 90 нм (рис. 5).

Послойный анализ показал, что по мере удаления от поверхности на глубине 50 мкм отмечается формирование мелкозернистой структуры, образованной зернами с большим количеством малоугловых границ при углах разориен-

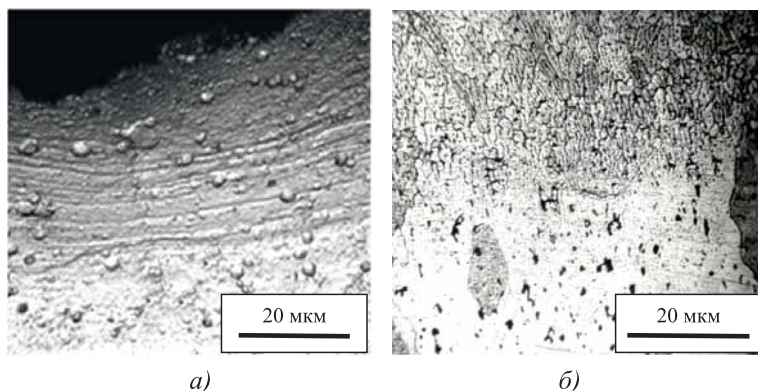


**Рис. 3. Характерный кольцевой рельеф на поверхности швов сплава В-1469 при сварке трением с перемешиванием на различных скоростях при частоте вращения инструмента  $1000 \text{ мин}^{-1}$ :**  
*а* — 95 мм/мин; *б* — 110 мм/мин; *в* — 130 мм/мин

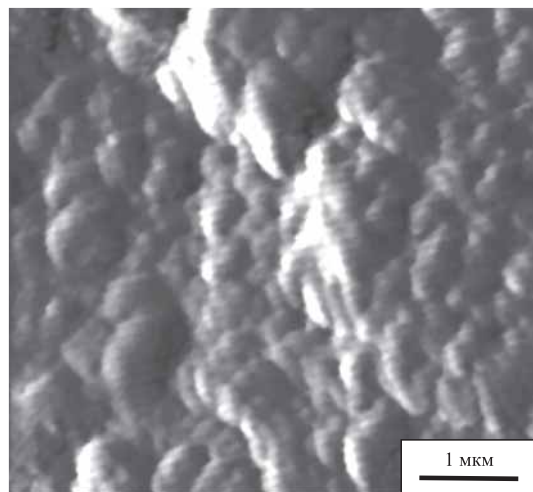
тировки не более  $12^\circ$ . При дальнейшем удалении от поверхности заготовки на расстояние 70 мкм наблюдается крупнозернистая структура листов данного сплава.

В результате исследований установлено, что для каждого из исследуемых сплавов существует определенный оптимальный диапазон значений подачи, в пределах которого в сварных швах не наблюдается возникновения внутренних дефектов в виде несплавлений, микропустот, линий стыка и др. Отсутствие внутренних дефектов положительно влияет на прочность сварного соединения и непосредственно зоны перемешивания. На рис. 6 приведены оптимальные значения подачи на один оборот рабочего инструмента для исследуемых сплавов.

Механические свойства исследуемых сплавов и рассчитанные значения коэффициента прочности соединений  $K$  (отношение предела прочности соединения  $\sigma_{\text{В}}^{\text{СВ}}$  к пределу прочности основного металла  $\sigma_{\text{В}}^{\text{ОСН}}$ ) при испытании дефектов без внутренних дефектов по результатам рентгеновского контроля, представлены в табл. 4.



**Рис. 4. Деформированный поверхностный слой сплава В-1469, сформированный при сухом трении ( $n = 0,13 \text{ мм/об}$ ) и появлении следов расплавления ( $n = 0,09 \text{ мм/об}$ )**



**Рис. 5. Фрагментированная структура поверхностного слоя сплава В-1469, сформированная в процессе сварки трением с перемешиванием**

Получено, что при сварке трением с перемешиванием сплавов системы легирования Al—Mg—Li обеспечивается коэффициент прочности соединений на уровне 0,85...0,90 прочности основного металла в полностью термообработанном состоянии (закалка + искусственное старение). Для сплавов системы Al—Cu—Li коэффициент прочности соединений ниже и находится на уровне 0,69...0,75.

Прочность металла шва (зоны перемешивания) для всех исследуемых сплавов превышала прочность сварного соединения при достаточно высоких показателях пластичности, оцениваемых углом изгиба.

Разрушение образцов при испытании на кратковременную прочность происходит по металлу шва или по зоне термомеханического влияния с образованием хрупкого излома. При разрушении образцов по металлу шва исследования-

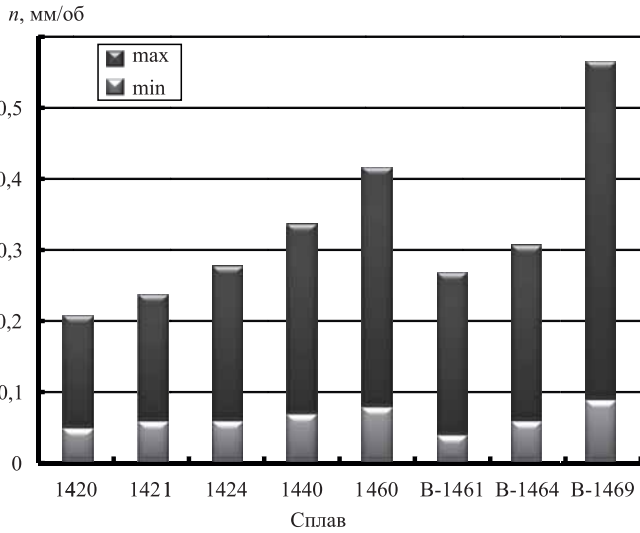


Рис. 6. Диапазон значений подачи на один оборот инструмента, обеспечивающий формирование швов без дефектов для исследуемых сплавов

ми поверхности излома установлено наличие в таких образцах дефектов в виде несплавленных и несплошностей.

Для устранения дефектов соединений возможно применение СТП повторным проходом, как это показано на рис. 7.

Повторный проход СТП для устранения дефектов формирования шва следует выполнять при частоте вращения на 15...25 % выше, чем при осуществлении основного прохода. Повторные

**4. Механические свойства сварных соединений исследуемых сплавов**

Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$K = \frac{\sigma_B^{CB}}{\sigma_B^{OCH}}$	$\sigma_B^{ШВ}$ , МПа	$\alpha$ , °
1420	$\frac{370...390^*}{378}$	0,88...0,89	$\frac{395...408}{400}$	$\frac{155...170}{163}$
1421	$\frac{360...369}{363}$	0,85...0,87	$\frac{384...398}{390}$	$\frac{125...140}{133}$
1424	$\frac{387...403}{392}$	0,88...0,90	$\frac{404...418}{412}$	$\frac{90...120}{108}$
1440	$\frac{338...344}{341}$	0,80...0,83	$\frac{356...382}{366}$	$\frac{130...180}{155}$
1460	$\frac{345...360}{355}$	0,69...0,71	$\frac{355...372}{365}$	$\frac{160...170}{165}$
B-1461	$\frac{375...400}{389}$	0,71...0,72	$\frac{385...400}{395}$	$\frac{95...107}{103}$
B-1464	$\frac{395...408}{400}$	0,73...0,75	$\frac{411...488}{415}$	$\frac{105...117}{113}$
B-1469	$\frac{430...445}{437}$	0,72...0,74	$\frac{440...465}{455}$	$\frac{115...127}{123}$

\* В числителе приведены минимальное и максимальное значения, в знаменателе — среднее значение.

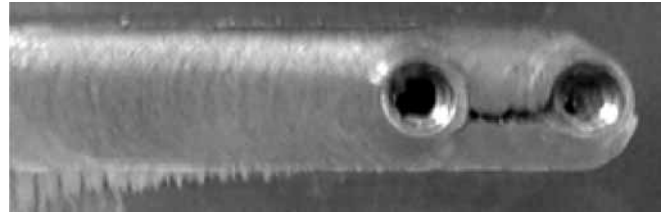


Рис. 7. Подварка несплавления повторным проходом сварки трением с перемешиванием

проходы практически не снижают прочности сварных соединений сплавов В-1461, В-1469 (менее 5 %), при этом несколько уменьшая пластичность сварных соединений сплава В-1469 (табл. 5).

Металлографические исследования показали, что выполнение второго прохода (подварка дефекта) сопровождается увеличением размера зерна в зоне перемешивания от 6...7 до 10...12 мкм [9].

Для оценки возможности повышения механических характеристик сварных соединений сплава 1460 за счет регулируемого охлаждения металла зоны перемешивания [10], которое может быть осуществлено прямым погружением свариваемых заготовок в ванну с водой, а также направлением на шов струй охлаждающего воздуха или водовоздушной смеси. Результаты испытаний представлены в табл. 6.

Сварные соединения сплава 1460, выполненные без дополнительного охлаждения зоны перемешивания, разрушались на небольшом расстоянии от зоны термического влияния, где присутствуют большие области, свободные от выделений упрочняющих фаз. Соединения, полученные с принудительным охлаждением, разрушаются на границе между ядром шва и зоной термомеханического влияния, где наблюдается резкое изменение размера зерна и их ориентировки.

Таким образом, принудительное охлаждение зоны перемешивания при сварке трением с пере-

**5. Механические свойства сварных соединений сплавов В-1461, В-1469 после повторных проходов сварки трением с перемешиванием**

Сплав	Технологический вариант	$\sigma_B$ , МПа	$K = \frac{\sigma_B^{CB}}{\sigma_B^{OCH}}$	$\alpha$ , °
B-1461	СТП	$\frac{375...400}{389}$	0,71...0,72	$\frac{95...107}{103}$
	СТП, 2 прохода	$\frac{360...395}{375}$	0,68...0,69	$\frac{85...97}{90}$
B-1469	СТП	$\frac{430...445}{437}$	0,72...0,74	$\frac{115...127}{123}$
	СТП, 2 прохода	$\frac{410...430}{425}$	0,71...0,72	$\frac{70...95}{87}$

## 6. Результаты испытаний сварных соединений сплава 1460 при сварке с принудительным охлаждением

Вид образца	Охлаждение шва при сварке	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_b$	$\delta, \%$	$\alpha, ^\circ$	Зона разрушения
		МПа				
Основной металл	—	470	515	6,0	—	—
Сварное соединение	На воздухе	215	355	5,0	156	Зона термического влияния
	В воде	236	350	4,0	168	Зона термомеханического влияния
	Водовоздушной смесью	224	348	4,5	150	

мешиванием способствует повышению предела текучести соединения и смещает зону разрушения соединения при испытаниях от ядра шва к его границе с зоной термомеханического влияния. Дополнительное охлаждение способствует повышению твердости металла зоны перемешивания.

## Выводы

1. При сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов, легированных литием, за счет варьирования частоты вращения рабочего инструмента и скорости его перемещения вдоль стыка, обеспечиваются условия для формирования качественных соединений.

2. Для каждого алюминиево-литиевого сплава существует свой оптимальный диапазон варьирования подачи инструмента на один его оборот, обеспечивающий получение бездефектных соединений.

3. Для сплавов системы легирования Al—Mg—Li коэффициент прочности соединений составляет 0,85...0,90, в то время как для сплавов системы Al—Cu—Li он не превышает 0,75.

4. Возможно исправление дефектов соединений повторным проходом с применением инструмента для выполнения основного шва, при повышении частоты его вращения на 15...25 %.

5. Принудительное охлаждение зоны перемешивания при сварке трением с перемешиванием алюминиево-литиевых сплавов способствует увеличению предела текучести соединения и смещает зону разрушения соединения при испытаниях от ядра шва к его границе с зоной термомеханического влияния. Дополнительное охлаждение способствует повышению твердости металла зоны перемешивания.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сварка алюминиевых сплавов в авиакосмической промышленности / В.И. Лукин, О.Г. Оспенникова, Е.Н. Иода, М.Д. Пантелеев // Сварка и диагностика. 2013. № 2. С. 47—52.
2. Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В. Алюминиево-литиевые сплавы: металлургия, сварка, металловедение. М.: Наука, 2014. 298 с.
3. Хохлатова Л.Б., Овчинников В.В., Колобнев Н.И. Свойства и структура соединений листов сплавов 1424 и В-1461, выполненных сваркой трением с перемешиванием // Сварочное производство. 2017. № 4. С. 22—26.
4. Овчинников В.В., Дриц А.М. Свойства соединений листов алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 10. С. 7—15.
5. Дриц А.М., Овчинников В.В. Свариваемость и свойства сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al—Cu—Li // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 9. С. 45—49.
6. Покляцкий А.Г. Характерные дефекты при сварке трением с перемешиванием тонколистовых алюминиевых сплавов и основные причины их образования // Автоматическая сварка. 2008. № 6. С. 48—52.
7. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металлы, 2017. 440 с.
8. Половцев В.А., Штрикман М.М., Шило Г.В. Служебные характеристики алюминиевых сплавов 1201 и АМгб, выполненных фрикционной сваркой // Сварочное производство. 2005. № 12. С. 8—14.
9. Сварка трением с перемешиванием высокопрочного алюминиево-литиевого сплава В-1469 / В.И. Лукин, Е.Н. Иода, А.В. Базескин, И.П. Жегина, Л.В. Котельникова, В.В. Овчинников // Сварочное производство. 2012. № 4. С. 45—48.
10. Пат. на изобретение № 2686494. Способ сварки трением с перемешиванием стыковых соединений алюминиевых сплавов / ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель"; В.А. Бакшаев, А.М. Дриц, В.В. Овчинников, М.В. Григорьев; приоритет 12.10.2018, рег. 29.04.2019.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,  
vikov1956@mail.ru;  
Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук

Ю.Г. Романов, В.П. Морозов, В.С. Дрижов  
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

## Особенности описания структурного фактора образования холодных трещин в условиях многослойной сварки и наплавки

*Рассмотрены отличия условий образования холодных трещин для однослойной и многослойной сварки и наплавки. Экспериментально показана связь процессов, протекающих на начальных стадиях отпуска мартенсита, с образованием трещин. Для этих условий обоснована сложность описания структурного фактора образования холодных трещин через параметры структурного состояния стали. Показана перспективность подхода к описанию структурного фактора трещинообразования на основе комплексного учета свойств структуры, связанных с образованием трещин.*

**Ключевые слова:** многослойная сварка и наплавка; структура материала; сопротивляемость стали образованию холодных трещин; частичный отпуск мартенсита.

*Differences of cold cracks formation conditions for single- and multilayer welding and surfacing are considered. The connection of the processes occurring at the initial stages of martensite tempering with the formation of cracks is experimentally shown. For these conditions, the complexity of the description of the structural state of cold cracks formation through the parameters of the structural state of steel is justified. The perspective of the approach to the description of the structural factor of crack formation on the basis of comprehensive account of the properties of the structure associated with the formation of cracks is shown.*

**Keywords:** multilayer welding and surfacing; material structure; steel resistance to cold cracks; partial tempering of martensite.

**Введение.** Практика эксплуатации машин и механизмов показывает, что до 80 % случаев потери их работоспособности связано с износом и повреждением рабочих поверхностей [1]. При этом примерно в 70 % случаев возможно восстановление работоспособности изношенных поверхностей, что является экономически выгодным и целесообразным [2]. Для этой цели применяют различные способы сварки и наплавки. В зависимости от степени повреждения сварка и наплавка может быть однослойной или многослойной.

Одна из проблем применения сварки и наплавки для этой цели заключается в возникновении различных дефектов, в том числе *холодных трещин* (ХТ). Образование ХТ характерно для некоторых углеродистых и легированных сталей вследствие снижения во время сварки и наплавки их сопротивляемости образованию трещин.

Установлено, что основными факторами, определяющими образование ХТ, являются структурное состояние стали, концентрация в ней диффузионного водорода и уровень растягивающих сварочных напряжений.

Для прогнозирования появления ХТ в МГТУ им. Н.Э. Баумана разработан и постоянно развивается расчетно-экспериментальный метод прикладной оценки свариваемости. Метод основан на сопоставлении действительных значений основных факторов образования ХТ с их критическим сочетанием [3]. При этом наиболее сложным для учета является структурный фактор из-за трудности описания структурных изменений под воздействием физических процессов, связанных с образованием ХТ.

*Цель исследования* — совершенствование метода оценки влияния структуры материала на образование ХТ для многослойной сварки и наплавки за счет расширения количества учитываемых физических процессов, связанных с зарождением и развитием ХТ.

**Анализ условий образования холодных трещин для однослойной и многослойной сварки и наплавки.** В настоящее время задача учета влияния структуры на сопротивляемость стали образованию ХТ решена для условий однослойной сварки и наплавки. При этом для описания структурного фактора достаточно двух

параметров:  $d$  — размер бывшего аустенитного зерна и  $zs$  — содержание составляющих мартенситного и бейнитного типа. Формирование фазового состава структуры протекает на этапе охлаждения, в основном, в процессе полиморфного превращения аустенита (рис. 1, где СТЦ — сварочный термический цикл).

При многослойной сварке формирование конечной структуры металла сварных соединений существенно усложняется. Все слои шва, за исключением последнего, подвергаются неоднократному последующему нагреву. При этом максимальные температуры второго и последующих нагревов могут изменяться в широких пределах от температур закалки до низкого отпуска в зависимости от способа сварки, погонной энергии, предварительного и сопутствующего подогревов [3].

Такие условия формирования структуры существенно отличаются от условий однопроходной сварки и наплавки. Для описания структурного фактора образования ХТ в условиях многослойной сварки и наплавки автор работы [4] разработал методику прогнозирования фазового состава структуры низколегированных сталей при произвольном термическом цикле на основе решения системы дифферен-

циальных и алгебраических уравнений, описывающих кинетику полиморфных превращений. Таким образом, был сохранен подход, при котором для описания структурного фактора образования ХТ используется фазовый состав структуры, но при большем количестве учитываемых фаз. Погрешность расчетных данных автор [4] объясняет тем, что математическая модель поведения материалов отражает не все происходящие в реальном металле процессы, например, гомогенизация аустенита, образование и растворение карбидов, фазовый наклеп, возникновение структурных напряжений и т.п.

Таким образом, следующий этап в развитии описания структурного фактора трещинообразования для условий многослойной сварки и наплавки заключается в учете физических процессов, влияющих на изменение сопротивляемости сталей образованию ХТ, но не оказывающих заметного влияния на изменение фазового состава структуры. По мнению авторов статьи, эти процессы протекают на начальных стадиях отпуска мартенсита.

К процессам отпуска относят совокупность любых структурных изменений в закаленных на мартенсит сталях при их нагреве в интервале температур отпуска [5]. Структура зака-



Рис. 1. Описание структурного фактора для условий однопроходной и многослойной сварки и наплавки

ленной стали метастабильна. При нагреве после закалки протекают процессы, приближающие структуру стали к более равновесному состоянию. Эти процессы протекают при всех температурах отпуска, от комнатной до температуры  $A_{c1}$ .

При выдержке закаленной углеродистой стали при температуре  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  возможны следующие структурные изменения: усиление ближнего порядка, фиксируемое по эффекту Мессбауэра; сегрегация углерода на дислокациях; двухфазный распад мартенсита, регистрируемый рентгенографически и сопровождаемый изменением физических свойств [3]. В зависимости от температуры и продолжительности отпуска распад мартенсита проходит через стадии предвыделения, выделения промежуточных метастабильных карбидов, выделения цементита и коагуляции. На стадии предвыделения протекают процессы перераспределения атомов углерода по междоузлиям решетки и перемещения к структурным дефектам: дислокациям, точечным дефектам, дефектам упаковки, двойниковым границам [5].

Будем считать, что процессы, протекающие на стадии предвыделения, относятся к начальным стадиям отпуска мартенсита. Предвыделения не изменяют фазовый состав структуры, так как являются внутрифазовыми изменениями. Связь таких изменений с образованием трещин была показана путем экспериментального исследования влияния частичного отпуска мартенсита на сопротивляемость свежезакаленных сталей образованию ХТ.

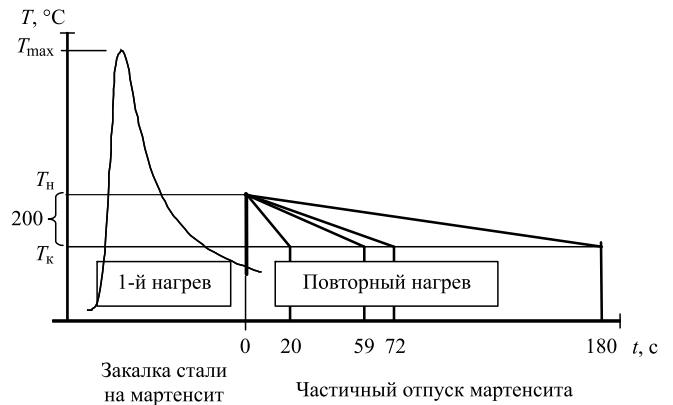


Рис. 3. Лабораторный термический цикл

**Эксперимент.** Экспериментальные исследования влияния структурных изменений на сопротивляемость сталей образованию ХТ выполняли по разработанному в МГТУ им. Н.Э. Баумана методу ЛТПЗ [3]. На рис. 2 приведена схема испытаний образцов по методу ЛТПЗ, а на рис. 3 — вид лабораторного термического цикла (ЛТЦ).

При испытаниях вначале в каждом образце воспроизводился лабораторный термический цикл (см. рис. 3), обеспечивающий закалку стали на мартенсит. При повторном нагреве происходил его отпуск. Изменения структурного состояния стали, определяющие степень отпуска мартенсита, регулировали температурой и длительностью повторного нагрева, а степень насыщения стали водородом — временем  $t_H$  выдержки образца в электролитической ячейке.

Для каждого образца с различной степенью отпуска мартенсита определяли минимальное

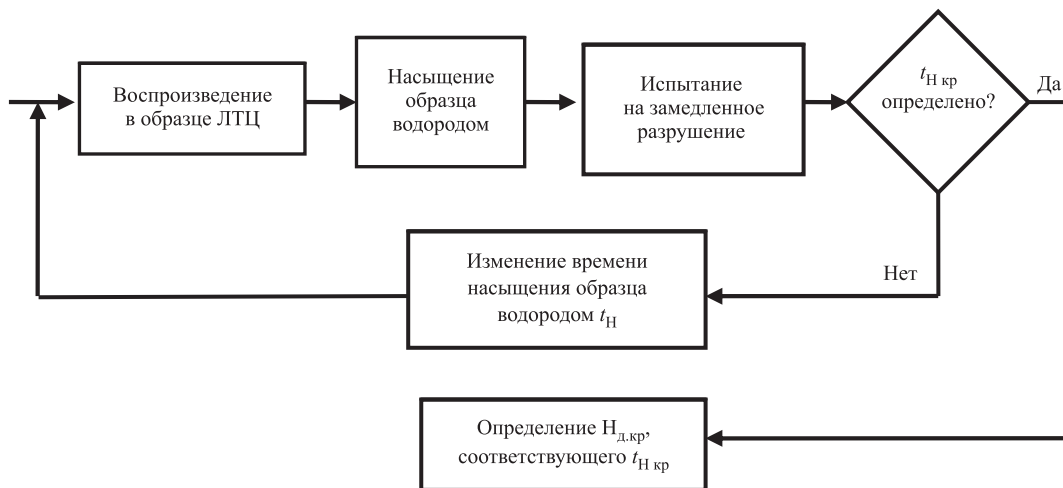
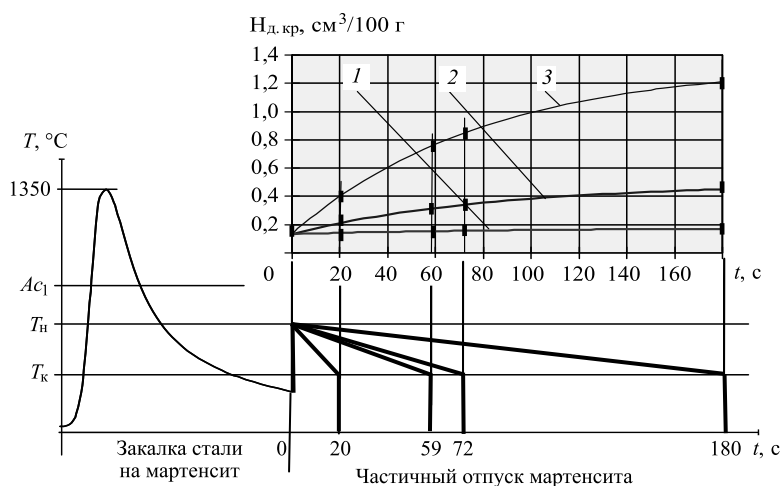


Рис. 2. Схема испытаний образцов по методу ЛТПЗ



время насыщения образца водородом  $t_{H_{кр}}$ , начиная с которого в образце образуются ХТ при испытании на замедленное разрушение при одинаковой для всех образцов нагрузке. Для этого времени с помощью хроматографа определяли критическую концентрацию диффузионного водорода в образце ( $H_{д.кр}$ ). Величина  $H_{д.кр}$  была принята в качестве показателя сопротивляемости сталей образованию ХТ для заданного значения растягивающих напряжений. В результате для исследуемых сталей получены экспериментальные значения  $H_{д.кр}$  в зависимости от температуры и продолжительности повторного нагрева.

Для испытаний по методу ЛТПЗ выбраны стали 12ХНЗА, 30ХГСА, 30Х2Н2М и 30ХНЗМ2ФА (две последние стали испытаны канд. техн. наук В.Г. Вялковым, кафедра "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана). Экспериментальные исследования показали, что для свежезакаленных сталей 12ХНЗА, 30ХГСА, 30Х2Н2М и 30ХНЗМ2ФА заметное изменение сопротивляемости образованию ХТ начинает наблюдаться уже при их кратковременном отпуске в течение 20 с начиная с температур 200...300 °С. Например, для свежезакаленной на мартенсит стали 30ХНЗМ2ФА повторный нагрев в течение 20 с при температуре около 350 °С привел к повышению показателя сопротивляемости образованию холодных трещин  $H_{д.кр}$  на 56 % (рис. 4).



**Рис. 4.** Влияние частичного отпуска мартенсита свежезакаленной стали 30ХНЗМ2ФА на ее сопротивляемость образованию ХТ при различных повторных нагревах:

1 —  $T_{н...T_{к}} = 300...100$  °С; 2 — 400...200 °С; 3 — 600...400 °С;  $\bar{\square}$  — экспериментальные значения  $H_{д.кр}$ , измеренные с точностью  $\pm 0,01$  см<sup>3</sup>/100 г на хроматографе ЛХМ-8МД

Для исследованных сталей характер изменения сопротивляемости образованию ХТ одинаков: монотонное повышение показателя сопротивляемости холодным трещинам  $H_{д.кр}$  при увеличении длительности повторного нагрева. Максимальная скорость изменения  $H_{д.кр}$  наблюдается в начале повторного нагрева и непрерывно снижается по мере увеличения времени термовоздействия. При этом  $H_{д.кр}$  стремится к некоторому уровню, зависящему от температуры отпуска и химического состава стали.

Таким образом, экспериментально показана связь процессов, протекающих в условиях частичного отпуска мартенсита, с образованием ХТ, но не показано, с какими именно процессами. Для выяснения этого вопроса требуются дополнительные экспериментальные исследования. Особенности структурных изменений при отпуске требуют применения дорогостоящих высокоразрешающих методов исследования, таких как рентгеноструктурный анализ, электронная микроскопия и т.п. Поэтому такой подход к дальнейшему развитию описания структурного фактора образования ХТ затруднен временными и материальными затратами. При этом основная сложность описания структурного фактора трещинообразования заключается в недостаточной изученности природы образования ХТ.

В таком случае перспективен подход к проблеме описания структурного фактора трещинообразования, основанный на рассмотрении суммарных свойств системы в целом. В основе этого подхода лежат экспериментально измеряемые значения макроскопических параметров, которые оценивают суммарные свойства системы (см. кн. Н.Н. Прохоров. Физические процессы в металлах при сварке. Т. 1. Элементы физики металлов и процесс кристаллизации. М.: Металлургия, 1968. 695 с.). В данном случае такой макроскопический параметр можно ввести для оценки суммарного влияния структурного состояния стали, описываемого набором структурных параметров, на способность стали сопротивляться образованию ХТ. При этом влияние на процессы трещинообразования отдельных структурных составляющих заменяется на совокупное влияние этих составляющих структуры.

**Заключение.** При многослойной сварке и наплавке, в отличие от однослойной, формирование структуры, в основном, протекает в условиях частичного отпуска мартенсита. Для экспериментальной оценки структурных параметров, характеризующих структурное состояние стали на начальных стадиях отпуска, необходимо использовать высокоразрешающие методы исследования. При этом до сих пор не до конца выяснено, какие изменения структуры связаны с зарождением и развитием ХТ. Перспективен подход к описанию структурного фактора трещинообразования на основе комплексного учета свойств структуры, связанных с образованием трещин.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Зачин С.Ю., Астахов М.В.** Износостойкие покрытия для восстановления и изготовления де-

талей машин // *Технология металлов*. 2005. № 1. С. 40—43.

2. **Восстановление** электродуговой наплавкой с ферромагнитной шихтой изношенных деталей машиностроения, изготовленных из серого чугуна / В.Г. Вялков, С.Н. Глазунов, Л.Д. Варламова, П.А. Цирков // *Труды ГОСНИТИ*. 2016. Т. 124. № 3. С. 19—25.

3. **Макаров Э.Л.** Холодные трещины при сварке легированных сталей. М.: Машиностроение, 1981. 248 с.

4. **Коновалов А.В.** Моделирование структурных превращений в сталях при многослойной сварке // *Сварочное производство*. 2005. № 2. С. 3—8.

5. **Новиков И.И.** Теория термической обработки металлов: учебник. 4-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1986. 480 с.

*Юрий Геннадьевич Романов, канд. техн. наук,  
bmsturo@yandex.ru;*

*Валерий Петрович Морозов, канд. техн. наук;  
Виктор Сергеевич Дрижов, канд. техн. наук*



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



# СПРАВОЧНИК ТЕХНОЛОГА

*Под общей редакцией А.Г. Сулова*

Цена 9500 руб.

2019 г. 800 с.

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

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

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

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

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

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



УДК 621.7

**В.Ю. Лавриненко**

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

**Т.Х. Аюпов**

(АО "Московский машиностроительный завод "Авангард")

## Промышленные испытания бабы с наполнителем штамповочного молота

*Приведены сведения о промышленных испытаниях бабы с наполнителем штамповочного молота мод. М2140 с массой падающих частей 1000 кг в кузнечном цехе АО "Московский машиностроительный завод "Авангард".*

**Ключевые слова:** КПД удара; штамповочный молот; баба молота с наполнителем.

*The information about industrial tests of die-forging hammer model M2140 with falling parts mass 1000 kg by using of filler ram — steel balls in Moscow plant "Avangard" is presented.*

**Keywords:** efficiency; die-forging hammer; hammer filler ram.

Проведенные экспериментально-теоретические исследования процесса ударного деформирования при осадке свинцовых и стальных заготовок бабой ковочного молота с наполнителем в виде стальных шариков позволили установить, что применение бабы молота с наполнителем для осадки заготовок приводит к увеличению продолжительности нагрузочной фазы удара (до 3 раз) и степени деформации заготовок (до 1,2 раза), снижению силы деформирования (до 1,3 раза), повышению работы пластической деформации и КПД удара (до 1,2 раза) по сравнению с осадкой стандартной бабой [1].

В результате были разработаны рекомендации и в производственных условиях АО "Московский машиностроительный завод "Авангард" проведена модернизация штамповочного молота мод. М2140 с массой падающих частей 1000 кг, заключающаяся в применении бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков вместо стандартной бабы молота [2].

Согласно разработанным рекомендациям [3, 4] в корпусе бабы изготовлены четыре цилиндрических отверстия (рис. 1) для последующего размещения в них наполнителя в виде стальных шариков (сталь ШХ15, ГОСТ 3722—2014).

Для фиксации сепараторов внутри цилиндрических отверстий в корпусе бабы молота использовали цилиндрические крышки с фланцами, закрепляемые с помощью верхней крышки и винтов М20 (рис. 2).



**Рис. 1.** Корпус модернизированной бабы штамповочного молота мод. М2140

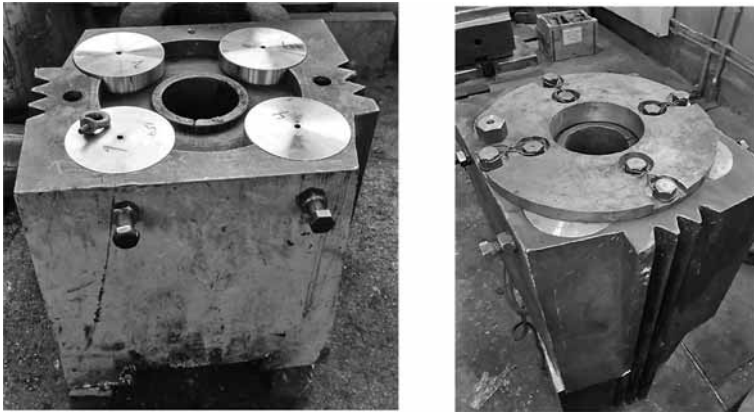


Рис. 2. Установка и закрепление крышек на бабе молота с наполнителем

После установки модернизированной бабы с наполнителем на молот мод. М2140 проведена экспериментальная штамповка 20 поковок "угольник" (сталь 12Х2НВФА). Чертеж и фотографии поковок приведены на рис. 3 и 4.

В табл. 1 приведены число ударов, а также контролируемые параметры поковки *A*, *B* и *R* при штамповке стандартной бабой и бабой с наполнителем.

Необходимо отметить уменьшение общего числа ударов при использовании модернизированной бабы молота с наполнителем (5 ударов) по сравнению со

**1. Результаты штамповки поковок "угольник" стандартной бабой и бабой с наполнителем штамповочного молота мод. М2140**

Баба штамповочного молота	Число ударов		Общее число ударов	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>R</i>
	в предварительном ручье штампа	в окончательном ручье штампа		мм		
Стандартная	3	4	7	72*	32*	10*
С наполнителем	2	3	5	72,3*	32,2*	10*

\* Соответствует рис. 3.

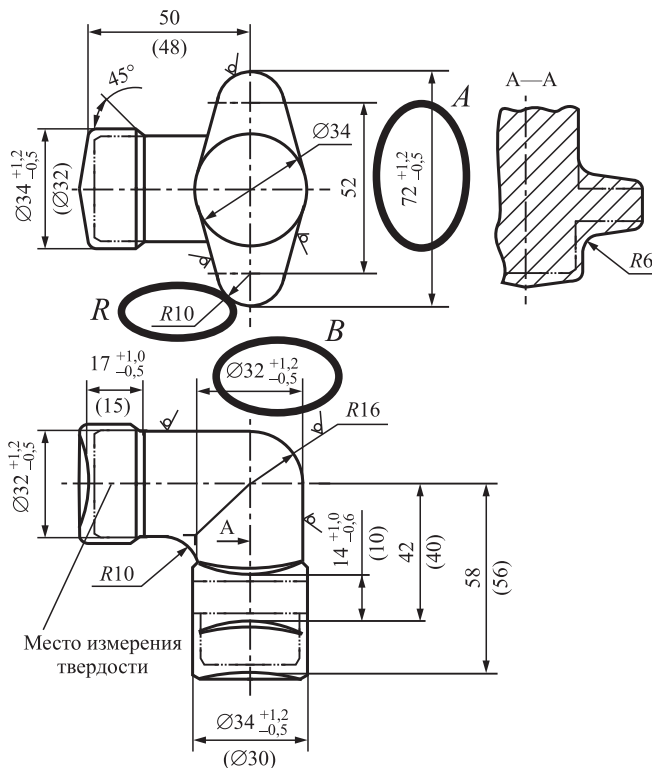


Рис. 3. Поковка "угольник", отштампованная на молоте мод. М2140 с бабой с наполнителем: *A*, *B*, *R* — контролируемые размеры

штамповкой стандартной бабой молота (7 ударов) в 1,4 раза при полном соответствии размеров поковок, полученных при использовании бабы молота с наполнителем, требованиям чертежа (см. рис. 3).

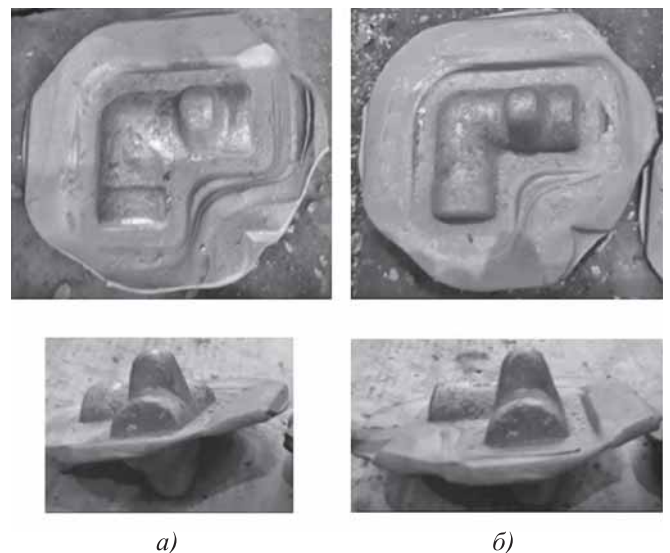


Рис. 4. Поковка "угольник", полученная при использовании стандартной бабы молота (*а*) и бабы молота с наполнителем (*б*)

## 2. Результаты опытной осадки стальных заготовок стандартной бабой и бабы с наполнителем штамповочного молота мод. М2140

Номер заготовки	Число ударов	Осадка стандартной бабой молота			Осадка бабой молота с наполнителем			Уменьшение высоты поковки, число раз
		Высота поковки, мм	Степень деформации	Максимальный диаметр поковки, мм	Высота поковки, мм	Степень деформации	Максимальный диаметр поковки, мм	
1	1	48,8	0,46	89,4	44,7	0,50	90,7	1,09
2	2	28,6	0,68	120	23,5	0,74	123	1,22
3	3	19,8	0,78	144	16,1	0,82	147	1,23
4	4	15,2	0,83	164	12,2	0,86	167	1,25
5	5	13,2	0,85	178	11,4	0,87	180	1,16
6	6	9,4	0,89	212	7,8	0,91	215	1,21
7	7	8,4	0,91	216	7,5	0,92	218	1,12
8	8	8,2	0,91	218	7,2	0,92	217	1,14
9	9	8	0,91	223	7,1	0,92	217	1,13

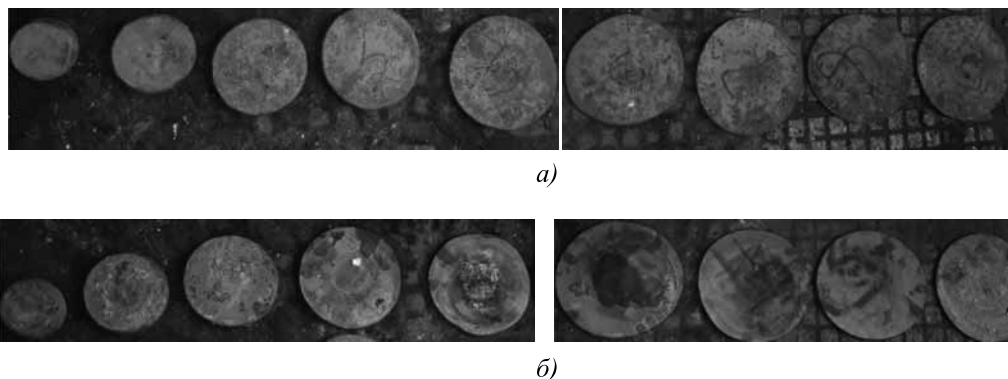


Рис. 5. Поковки, полученные при осадке стандартной бабой молота (а) и бабой молота с наполнителем (б)

Выполнены также сравнительные испытания при горячей осадке цилиндрических заготовок диаметром 59,6 мм и высотой 90,2 мм из стали 45 при использовании стандартной бабы и бабы с наполнителем штамповочного молота мод. М2140. Температура нагрева печи 1350 °С, время выдержки 20 мин. Использовали девять поковок, по которым последовательно было нанесено от 1 до 9 ударов.

В табл. 2 представлены основные результаты опытной осадки, а на рис. 5 — фотографии полученных поковок.

Можно отметить существенное уменьшение высоты поковки на каждом ударе при осадке (до 1,25 раза), увеличение степени деформации поковки при использовании бабы молота с наполнителем, а также уменьшение числа ударов до 1,5 раза для получения поковки требуемой высоты (9 ударов — для получения поковки высотой 8 мм при использовании стандартной бабы молота,

6 ударов — для получения поковки высотой 6 мм при использовании бабы молота с наполнителем).

**Заключение.** В результате проведенных промышленных испытаний бабы с наполнителем штамповочного молота мод. М2140 при осадке и штамповке поковок из сталей 45 и 12Х2НВФА установлено увеличение степени деформации поковки на каждом ударе и уменьшение числа ударов молота в среднем в 1,25—1,4 раза по сравнению со стандартной бабой молота при соответствии размеров полученных поковок требованиям чертежа.

В настоящее время на штамповочном молоте мод. М2140 с бабой с наполнителем, принятом к промышленной эксплуатации в кузнечном цехе АО "Московский машиностроительный завод "Авангард", проводятся испытания по оценке технико-экономической эффективности использования бабы молота с наполнителем.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лавриненко В.Ю. Повышение энергоэффективности кузнечно-штамповочного оборудования ударного действия // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 11. С. 502—508.

2. Лавриненко В.Ю., Чекалов В.П., Аюпов Т.Х. Применение бабы молота с наполнителем для модернизации штамповочного молота с массой падающих частей 1000 кг // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 1. С. 21—24.

3. Лавриненко В.Ю., Аюпов Т.Х. Экспериментальные исследования по осадке стальных заготовок с использованием бабы штамповочного молота с напол-

нителем на АО "ММЗ "Авангард" // Сборник научных статей и докладов XIV Международного Конгресса "Кузнец-2019". Рязань, 2019. С. 56—61.

4. Патент на полезную модель РФ № 182268. Баба молота № 1 / В.Ю. Лавриненко и др. Опубл. 09.08.2018, Бюл. № 22.

5. Патент на полезную модель РФ № 182269. Баба молота № 2 / В.Ю. Лавриненко и др. Опубл. 09.08.2018, Бюл. № 22.

Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук,  
vlavrinenko@bmstu.ru;

Тафкил Хаматдинович Аюпов, канд. техн. наук

УДК 621.7.019.54

Ло Синь, С.А. Евсюков

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

Юй Чжунци (Шанхайский Цзаотун Университет, Китай)

## Влияние толщины заготовки на процесс вытяжки в коническую матрицу без прижима

Математическим моделированием в программном комплексе DYNIFORM исследована вытяжка заготовки в коническую матрицу без прижима. Показано влияние угла конусности матрицы и толщины заготовки на максимальный коэффициент вытяжки. Приведены зависимости максимального коэффициента вытяжки от этих факторов. Проведено сравнение результатов математического моделирования с экспериментальными данными из других работ.

**Ключевые слова:** вытяжка; прижим; потеря устойчивости; коническая матрица; отрыв доньшка; DYNIFORM.

*Non-blankholder conical die drawing using mathematical modeling in the DYNIFORM software complex is studied. The effect of the cone angle of conical die and the thickness of the sheet metal on the maximum drawing ratio is shown. The plots of the maximum drawing ratio on these factors are given. The results of the mathematical modelling with the experimental data from other articles are compared.*

**Keywords:** drawing; blankholder; loss of stability; conical die; bottom breaking off; DYNIFORM.

Основным способом получения тонкостенных цилиндрических стаканов является вытяжка с использованием прижима. При этом предельный коэффициент вытяжки, по данным [1], не превышает 2,0. Применяя для вытяжки коническую матрицу, можно немного увеличить максимальный коэффициент вытяжки. Процесс в этом случае осуществляется без прижима, что существенно упрощает штамповую оснастку. Распространение этой технологии сдерживается недостаточной изученностью процесса.

На рис. 1 показаны схемы для обычной вытяжки (без прижима) и вытяжки в ко-

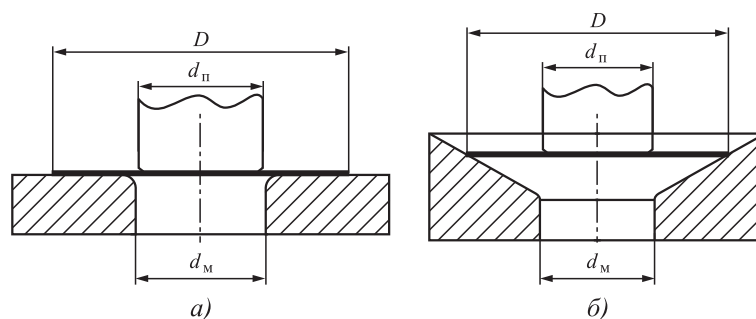


Рис. 1. Схемы вытяжки в цилиндрическую (а) и коническую (б) матрицы:

$D$  — диаметр заготовки;  $d_П$  — диаметр пуансона;  $d_M$  — диаметр матрицы

ническую матрицу. По данным исследований [2, 3], при вытяжке в цилиндрическую и коническую матрицы напряженное состояние во фланце ( $D - d_m$ ) будет примерно одинаковым. Поэтому предельными условиями деформирования в конической матрице будут, как и при обычной вытяжке, начало образования складок вследствие потери устойчивости фланца или появление трещины и отрыв доньшка.

Максимальный коэффициент вытяжки зависит от различных факторов: свойств материала, геометрии инструмента, толщины заготовки и т.д. В данной статье рассмотрено влияние толщины заготовки и угла конусности матрицы на максимальный коэффициент вытяжки.

Исследования проведены с помощью программного комплекса DYNAFORM.

Для подтверждения точности разработанной в DYNAFORM математической модели вытяжки в конической матрице были использованы экспериментальные данные по вытяжке в коническую матрицу, полученные в работе [4].

При задании реальной скорости деформирования время моделирования в программном комплексе DYNAFORM становится достаточно большим. Чтобы сократить время вычисления, авторы [5] рекомендуют существенно увеличить скорость деформирования (в 1000 и более раз). Для верификации модели вытяжки по скорости было проведено моделирование процесса вытяжки в коническую матрицу без прижима с виртуальными скоростями 1000; 1500 и 2000 мм/с. Результаты моделирования сравнивали с экспериментальными данными, опубликованными в работе [4]. Механические свойства стали АКДQ [4]: предел текучести  $\sigma_T = 179$  МПа; предел прочности  $\sigma_B = 372$  МПа; максимальная деформация  $\varepsilon_{max} = 0,27$ ; модуль упругости  $E = 207$  ГПа; кривая упрочнения  $\sigma = k(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$ , где  $k = 529$  МПа;  $\varepsilon_0 = 0,007$ ;  $n = 0,265$ . Упрощенная схема для моделирования показана на рис. 2.

При моделировании приняты допущения, аналогичные допущениям в работе [6]: материал заготовки — изотропный; матрица и пуансон — абсолютно твердые тела и их упругие деформации не учтены. В качестве закона контактного трения выбран закон Амонтона—Кулона с коэффициентом трения 0,2 на всех контактных поверхностях [2]. Размер сетки 1 мм.

При моделировании вытяжки в коническую матрицу без прижима постепенно увеличивали диаметры заготовок до начала об-

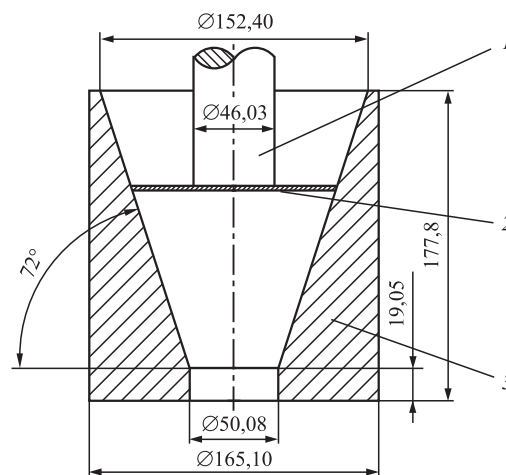


Рис. 2. Упрощенная схема для моделирования:

1 — пуансон; 2 — заготовка; 3 — коническая матрица

разования складок. Наибольший диаметр, при котором не происходило образования складок, принимали за максимальный.

Результаты моделирования по определению максимальных диаметров при различных скоростях деформирования приведены в табл. 1. Результаты моделирования сравнивали с экспериментальными данными работы [4].

Как следует из табл. 1, расхождение результатов моделирования с экспериментальными данными при всех виртуальных скоростях примерно одинаково. Но поскольку, чем больше виртуальная скорость, тем меньше время вычисления, то для дальнейшего исследова-

**1. Результаты моделирования при различных виртуальных скоростях деформирования**

Скорость деформирования, мм/с	Толщина заготовки, мм	Максимальный диаметр заготовки, мм		Погрешность $U = \frac{D_1 - D_2}{D_2}$
		Теория $D_1$	Эксперимент $D_2$	
1000	0,79	87	86,4	0,007
	1,27	106,5	106,7	-0,002
	1,58	130	133,3	-0,025
1500	0,79	84	86,4	-0,028
	1,27	106	106,7	-0,007
	1,58	132	133,3	-0,01
2000	0,79	84,5	86,4	-0,022
	1,27	107	106,7	-0,003
	1,58	133,5	133,3	0,002

ния влияния толщины заготовки на процесс вытяжки в конической матрице была выбрана виртуальная скорость 2000 мм/с.

На рис. 3 показано моделирование процесса образования складок при вытяжке в коническую матрицу без прижима заготовки диаметром 90 мм, толщиной 0,79 мм с виртуальной скоростью 2000 мм/с при угле конусности 72°. В начале процесса образуются маленькие гофры (см. рис. 3, а). По мере опускания пуансона гофр переходит в складки (см. рис. 3, б). В итоге образуется неисправимый брак (см. рис. 3, в). Результаты моделирования хорошо совпадают с результатами эксперимента [4], что подтверждает адекватность разработанной математической модели вытяжки в конической матрице.

На основе разработанной математической модели исследован процесс вытяжки в конической матрице без прижима для случая использования одного из основных материалов для листовой штамповки — стали 08кп.

Свойства стали 08кп для моделирования [7]:  $\sigma_s = 178$  МПа;  $\sigma_B = 398$  МПа;  $\varepsilon_{max} = 0,32$ ;  $E = 210$  ГПа; кривая упрочнения  $\sigma = k(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$ , где  $k = 536$  МПа;  $\varepsilon_0 = 0,0085$ ;  $n = 0,255$ . Размер сетки принят равным 1 мм.

В процессе моделирования постепенно увеличивали диаметр заготовки до появления брака. При этом было установлено, что ограничением нормального протекания операции вытяжки в конической матрице является образование трещины (отрыв доньшка) или складки (рис. 4, см. обложку).

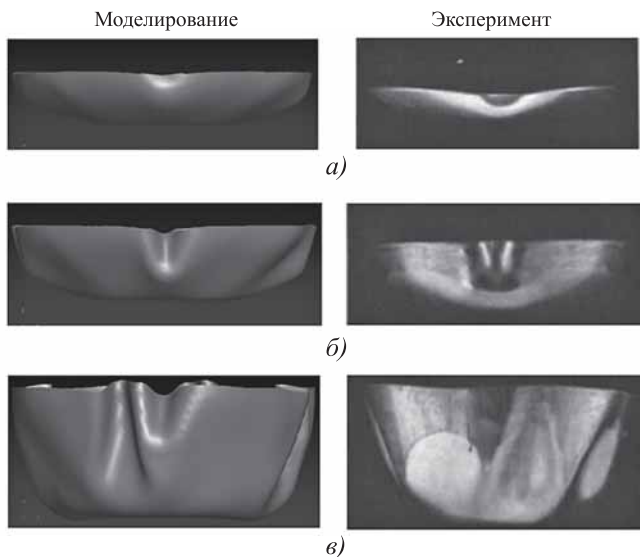


Рис. 3. Последовательность образования складки при вытяжке

**2. Результаты моделирования для заготовок различной толщины**

Толщина заготовки, мм	Угол конусности матрицы, °	Максимальный диаметр заготовки, мм	Дефект	Максимальный коэффициент вытяжки
0,5	60	55	Складка	1,35
	65	60		1,5
	70	64		1,6
	75	68		1,7
1,0	60	89	Трещина	2,225
	65	91		2,275
	70	87	Складка	2,175
	75	91		2,275
1,5	60	84	Трещина	2,1
	65	87		2,175
	70	85	Складка	2,125
	75	93		2,325

Известно, что толщина заготовки имеет большое влияние на характер деформации. Для определения влияния толщины заготовки на максимальный коэффициент вытяжки и тип брака при моделировании варьировали толщиной заготовки при различных углах конусности матрицы. Результаты моделирования вытяжки в конической матрице без прижима заготовок из стали 08кп представлены в табл. 2 и на рис. 5.

Данные табл. 2 и рис. 5 показывают, что толщина заготовки значительно влияет на максимальный коэффициент вытяжки и тип брака. При малой толщине заготовки (0,5 мм) трещина отсутствует, складкообразование является при-

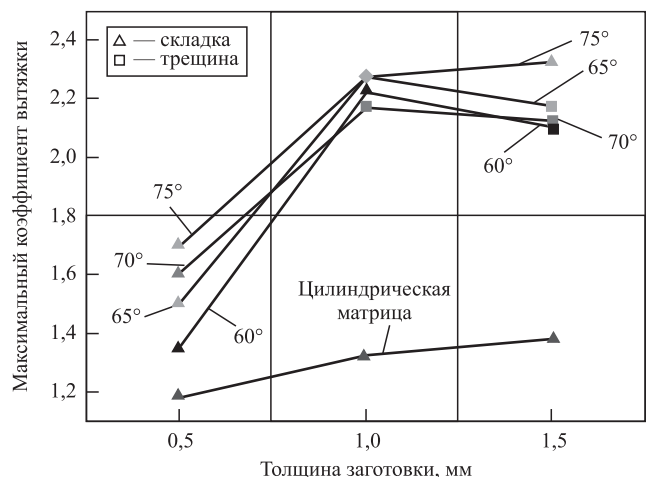


Рис. 5. Зависимость максимального коэффициента вытяжки от толщины заготовки и угла конусности матрицы заготовки из стали 08кп



чиной брака, а максимальный коэффициент вытяжки сильно уменьшается по сравнению с вытяжкой заготовки толщиной 1,0 мм. При этом с увеличением угла конусности матрицы максимальный коэффициент вытяжки возрастает.

При толщинах 1,0 и 1,5 мм максимальный коэффициент вытяжки имеет два небольших экстремума. Первый экстремум в зоне образования трещины при угле конусности матрицы  $65^\circ$ , где максимальный коэффициент вытяжки для толщины 1,0 мм превышает максимальный коэффициент вытяжки для толщины 1,5 мм. Второй экстремум в зоне потери устойчивости (зоне складкообразования) при угле конусности матрицы  $70^\circ$ , где максимальный коэффициент вытяжки для толщины 1,0 мм становится меньше максимального коэффициента вытяжки для толщины 1,5 мм.

### Выводы

1. При малой толщине заготовки при вытяжке в коническую матрицу без прижима складкообразование является основным ограничителем процесса формоизменения и главным типом брака. С увеличением толщины заготовки максимальный коэффициент вытяжки увеличивается, а основным видом брака постепенно становится отрыв доннышка.

2. При больших углах конусности матрицы основной вид брака при вытяжке в коническую матрицу без прижима — потеря устойчивости

фланца с образованием складок. С уменьшением угла конусности матрицы ограничением процесса вытяжки является отрыв доннышка заготовки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. Т. 4. Листовая штамповка / под общ. ред. С.С. Яковлева; ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 732 с.
2. **Попов Е.А., Ковалев В.Г., Шубин И.Н.** Технология и автоматизация листовой штамповки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. 480 с.
3. **Ильин Л.Н., Семенов И.Е.** Технология листовой штамповки. М.: Дрофа, 2009. 475 с.
4. **Soweby R., Kaima M., Chakravrti P.C.** Wrinkling when deep drawing cylindrical cups without a blank holder: Some experimental results // Journal of Mechanical Working Technology. 1982. Vol. 6. P. 35–50.
5. **Hu Ze-Hao, Liu Juan, Wang Nan.** Numerical Simulation of cylinder part based on Dynaform // Journal of Investigation and Application in Mechanicals. 2011. Vol. 24. P. 29–33.
6. **Ло Сянь, Евсюков С.А., Юй Чжунци.** Исследование потери устойчивости при вытяжке в цилиндрическую матрицу без прижима // Известия ТулГУ. Технические науки. 2018. Вып 8. С. 274–283.
7. **Демин В.А., Рыжкова А.А.** Влияние формы заготовки на коэффициент вытяжки цилиндрических деталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 11. С. 30–34.

*Ло Сянь;*

*Сергей Александрович Евсюков, д-р техн. наук,  
mtbevs@yandex.ru;*

*Юй Чжунци, канд. техн. наук*



С.Н. Ларин, В.И. Платонов, А.А. Пасынков  
(Тульский государственный университет),

Г.А. Нуждин

(Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС")

## Влияние формы рабочего профиля матрицы на интенсивность пластической деформации при вытяжке с утонением\*

*Приведены результаты моделирования вытяжки с утонением с помощью программы QForm7. Отличительная особенность исследований вытяжки с утонением — применение матриц с периодически изменяющимся профилем рабочего пояса, имеющего выступы и впадины синусоидальной, трапецеидальной и треугольной форм. При использовании таких матриц в процессе формоизменения создаются дополнительные сдвиговые деформации. Установлено влияние формы выступов и впадин рабочего профиля поверхности матриц на получение дополнительных сдвиговых деформаций.*

**Ключевые слова:** интенсивная пластическая деформация; моделирование; матрица с периодически изменяющимся рабочим профилем; число выступов или впадин; интенсивности напряжений и деформаций.

*The results of ironing modelling using the QForm 7 program are presented. Distinctive feature of ironing studies — use of bearing periodic profile die, which has protrusions and depressions in sinusoidal, trapezoidal and triangular shapes. Additional shear deformations are formed in the forming process when using such dies. The effect of the shape of the protrusions and depressions of the working profile of the dies surface on the formation of additional shear deformations is established.*

**Keywords:** intense plastic deformation; modelling; periodic work profile die; number of protrusions or depressions; stress and strain intensities.

При реализации операций холодной штамповки для получения тонкостенных цилиндрических изделий наиболее широко используют операции вытяжки с утонением стенки из полых полуфабрикатов. Для вытяжки с утонением применяют штамповый инструмент, состоящий из пуансона и матрицы. Между ними по периметру конструктивно задают равномерный зазор, значение которого меньше начальной толщины стенки полуфабриката для вытяжки [1, 2]. При данной операции возможно возникновение локальных деформаций, однако они являются недостаточными для формирования мелкозернистой структуры материала полуфабриката после завершения операции вытяжки.

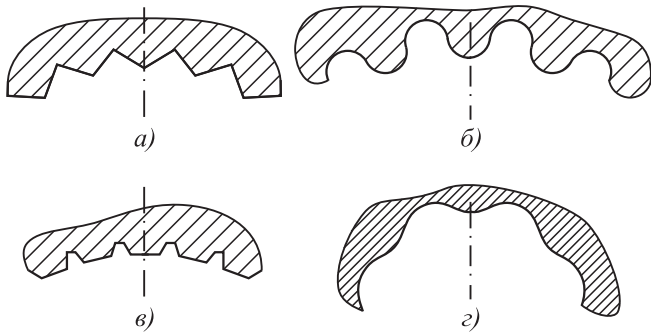
Операция вытяжки с утонением стенки — наиболее производительная по сравнению с ротационной вытяжкой, поэтому одной из актуальных задач является изучение возмож-

ности реализации при вытяжке с утонением локальных деформаций, которые позволили бы интенсифицировать процесс пластического формоизменения и значительно повысить эксплуатационные характеристики получаемых изделий.

В исследованиях [3] была проведена оценка влияния рабочего пояса матрицы, создающей переменный по величине зазор при вытяжке с утонением локальных очагов и возможности интенсификации пластического формоизменения. В результате расчетов показано, что применением матриц, имеющих синусоидальный профиль выступов и впадин на рабочем пояске, достигается значительная локализация пластических деформаций и интенсифицируется процесс вытяжки с утонением [4–6]. Число выступов и впадин в матрицах равно 16, а высота составляла 2 мм (рис. 1). Таким образом, во всех случаях степень утонения стенки заготовки была одинакова.

Результаты моделирования вытяжки с утонением в месте контакта заготовки со впади-

\* Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 19-48-710002 р\_а и гранта администрации Тульской области ДС/105.



**Рис. 1. Профиль матриц с формами выступов (впадин) на рабочем пояске:**

*a* — треугольный; *б, з* — синусоидальный; *в* — трапецидальный

нами и выступами рабочего профиля матриц приведены на рис. 2.

При использовании матрицы без выступов интенсивность напряжения достигла предельного значения, и произошло разрушение стенки в заготовке при вытяжке с утонением. При использовании матриц с различными формами выступов и впадин интенсивность напряжений максимальна в вершинах выступов матриц, причем наибольшее значение интенсивности напряжений — для синусоидального профиля выступов, а наименьшее значение — у треугольного профиля.

Максимальную интенсивность деформации наблюдали в области выступающих элементов матрицы, причем наибольшие значения — при синусоидальном и трапецидальном заходных профилях матрицы.

Из графических зависимостей (см. рис. 2) видно влияние матриц с различным профилем рабочего пояска на формирование неравномерности интенсивности напряжений и деформаций по периметру заготовки, кроме использования матрицы с гладким рабочим пояском.

Неравномерность интенсивности напряжений вдоль периметра рабочего пояска матрицы характеризуется следующим соотношением:

$$\Delta\sigma_i = \frac{\sigma_{i\max} - \sigma_{i\min}}{\sigma_{i\max}} 100 \%, \quad (1)$$

где  $\sigma_{i\max}$ ,  $\sigma_{i\min}$  — максимальная и минимальная интенсивность напряжений вдоль периметра рабочего контура матрицы соответственно.

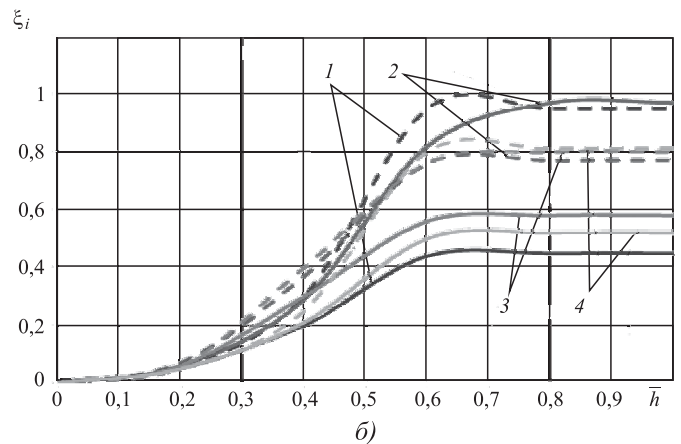
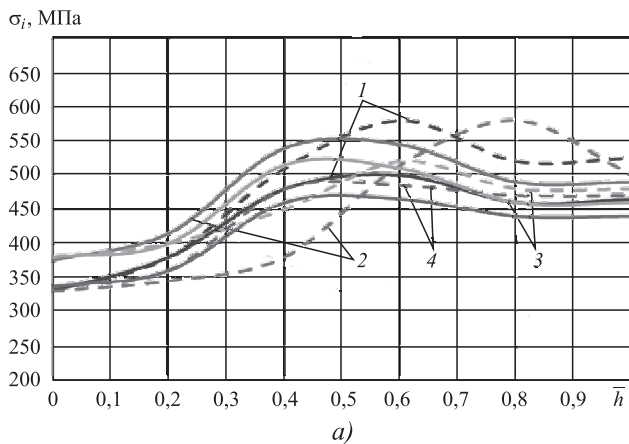
Неравномерность интенсивности деформации определяется выражением

$$\Delta\xi_i = \frac{\xi_{\text{выс}} - \xi_{\text{вп}}}{\varepsilon_{\text{выс}}} 100 \%, \quad (2)$$

где  $\xi_{\text{выс}}$ ,  $\xi_{\text{вп}}$  — интенсивность деформации в области выступа и впадины рабочего контура инструмента соответственно.

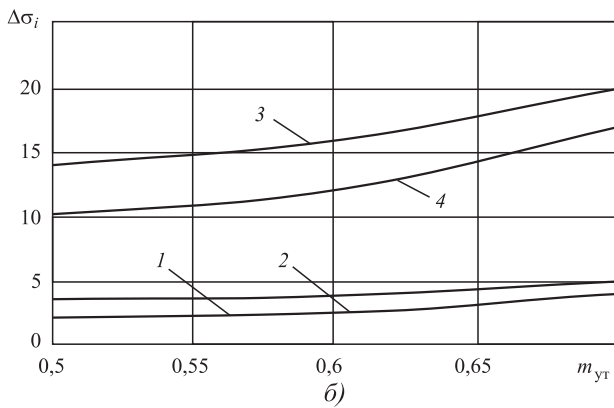
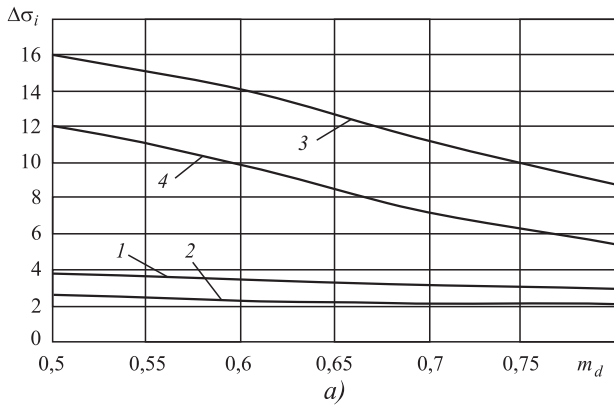
На рис. 3 приведены зависимости неравномерности интенсивности напряжений от коэффициентов вытяжки и утонения для разных вариантов геометрии профиля матрицы.

Из зависимостей видно, что максимальные значения неравномерностей интенсивностей напряжений наблюдаются при реализации процесса вытяжки с утонением в матрице с цилиндрической формой выступов и впадин



**Рис. 2. Графики интенсивности напряжений  $\sigma_i$  (а) и деформаций  $\xi_i$  (б) в матрицах с различными профилями рабочего пояска:**

*1* — цилиндрический; *2* — трапецидальный; *3* — треугольный; *4* — синусоидальный; сплошная линия — в вершине выступа; штриховая — в основании выступа;  $\bar{h}$  — относительный ход пуансона, равный отношению хода к высоте детали



**Рис. 3. Зависимости неравномерности интенсивности напряжений  $\Delta\sigma_i$  для различных коэффициентов вытяжки  $m_d$  (а) и утонения  $m_{ут}$  (б):**

профиль: 1 — треугольный; 2 — трапецидальный; 3 — цилиндрический; 4 — синусоидальный

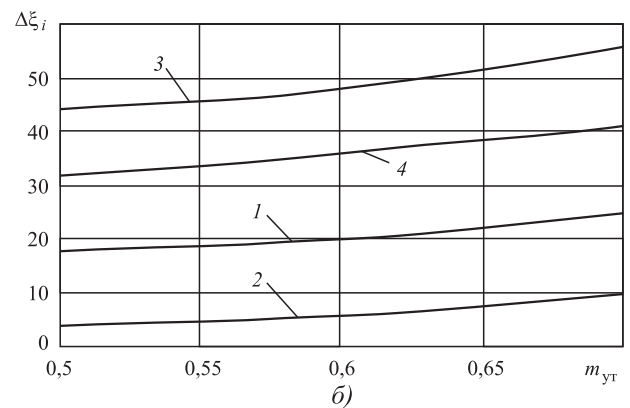
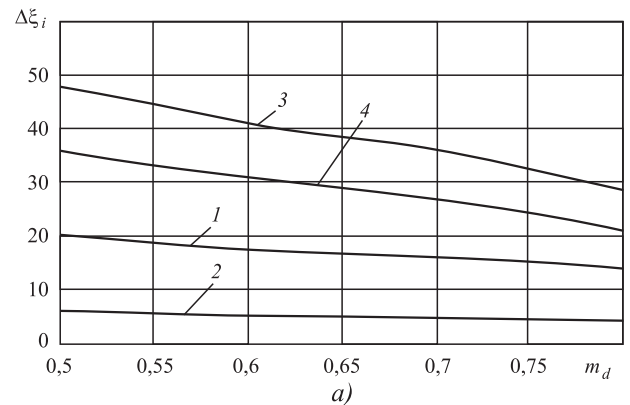
рабочего пояска. Рациональной геометрией является синусоидальный профиль матрицы.

На рис. 4 представлены зависимости неравномерности интенсивности деформаций от коэффициента вытяжки и коэффициента утонения для разных вариантов геометрии профиля матрицы.

Установлено, что максимальные значения неравномерностей интенсивностей деформаций наблюдаются при реализации процесса вытяжки с утонением в матрице с цилиндрической формой выступов и впадин рабочего пояска. Рациональной геометрией является синусоидальный профиль матрицы.

Результат выполнения операции вытяжки с утонением в матрице с синусоидальным профилем — полуфабрикат, имеющий волнистую наружную поверхность и корончатый край (рис. 5).

При формоизменении заготовки по такой схеме деформирования появляются сдвиговые деформации в осевом и радиальном направле-



**Рис. 4. Зависимости неравномерности интенсивности деформаций  $\Delta\xi_i$  для различных коэффициентов вытяжки  $m_d$  (а) и утонения  $m_{ут}$  (б):**

профиль: 1 — треугольный; 2 — трапецидальный; 3 — цилиндрический; 4 — синусоидальный

ниях, что приводит к дополнительному увеличению уровня интенсивности напряжений и деформаций при реализации операции вытяжки с утонением.



**Рис. 5. Форма полуфабриката после вытяжки в матрице с синусоидальной формой выступов рабочего пояска матрицы**

Путем дальнейшего формоизменения полученной заготовки в матрице с радиальной заходной частью получают готовую деталь, имеющую необходимые размеры и форму. В результате осуществляется интенсивное пластическое деформирование заготовки с волнистым наружным контуром и переменной вдоль периметра толщиной стенки. После завершения операции формируется деталь с равномерной толщиной стенки. На торцевой части полуфабриката ликвидируется корончатость.

В результате компьютерного моделирования выявлено значительное влияние формы ребер на контуре матрицы на неравномерность распределения интенсивностей напряжений и деформаций в заготовке в процессе ее деформирования. По результатам моделирования операции с локальным формоизменением максимальное значение неравномерности интенсивности напряжений вдоль периметра полуфабриката составляет 16,2 %, а показателя неравномерности деформаций — 49 % для матрицы, имеющей синусоидальный профиль выступов и канавок. В результате этого возникают дополнительные сдвиговые деформации в осевом и радиальном направлениях.

На заключительном этапе формоизменения заготовки в матрице с рабочим контуром без выступов изготавливается деталь в соответствии с необходимыми техническими требованиями по размерам и форме, но с реализацией схемы интенсивного пластического деформирования.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Трегубов В.И.** Ротационная вытяжка с утонением стенки цилиндрических деталей из труб на специализированном оборудовании. Тула: Тул. гос. ун-т, 2002. 148 с.
2. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 4. Листовая штамповка / под общ. ред. С.С. Яковлева; ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 732 с.
3. **Яковлев С.С. (мл.), Коротков В.А.** Моделирование интенсивной пластической деформации при вытяжке с утонением // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2015. Вып. 5. С. 31—37.
4. **Яковлев С.С., Трегубов В.И., Нечепуренко Ю.Г.** Глубокая вытяжка анизотропного упрочняющегося материала // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 4. С. 38—44.
5. **Mousavia A., Kunzeb T., Rochb T. et al.** Deep drawing process without lubrication — an adapted tool for a stable, economic and environmentally friendly process // Procedia Engineering. 2017. Vol. 207. P. 48—53.
6. **Numerical** and experimental investigation of dry deep drawing of aluminum alloys with conventional and coated tool surfaces / J. Tennera, K. Andrea, A. Radiusa, M. Merklein // Procedia Engineering. 2017. Vol. 207. P. 2245—2250.

*Сергей Николаевич Ларин, д-р техн. наук,  
mpf-tula@rambler.ru;*

*Валерий Иванович Платонов, канд. техн. наук;  
Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук;  
Георгий Анатольевич Нуждин, канд. техн. наук*





УДК 621.746 + 621.771

О.С. Лехов<sup>1</sup>, М.М. Шевелев<sup>2</sup>, Д.Х. Билалов<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>Российский государственный профессионально-педагогический университет, г. Екатеринбург;  
<sup>2</sup> ЗАО "Центр тепловизионной техники", г. Екатеринбург)

## Исследование процесса получения биметалла медь—сталь—медь на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации

Описана ресурсосберегающая технология производства трехслойных биметаллических полос медь—сталь—медь на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Изложены возможности предлагаемой технологии с позиции улучшения качества биметаллических полос. Дана постановка задачи определения напряженного состояния металла плакирующего слоя в очаге деформации при получении трехслойных биметаллических полос медь—сталь—медь. Приведена геометрическая модель для расчета напряженно-деформированного состояния металла плакирующего слоя в очаге деформации биметаллической полосы. Результаты расчета получены решением задачи механики сплошной среды методом конечных элементов с использованием программного комплекса ANSYS. Представлены закономерности течения металла плакирующего слоя на линии контакта с полосой и перемещения основной полосы при получении биметалла с различной толщиной плакирующих слоев. Приведены закономерности распределения осевых и касательных напряжений в очаге циклической деформации при получении на установке непрерывного литья и деформации трехслойных биметаллических полос медь—сталь—медь. Дана оценка схемы напряженного состояния металла в очаге циклической деформации металла плакирующего слоя с позиции улучшения качества трехслойных биметаллических полос медь—сталь—медь.

**Ключевые слова:** трехслойный биметалл; совмещенный процесс; установка; непрерывное литье; бойки; температура; деформация; напряжение.

*The resource-saving technology for production of three-layer bimetallic strips copper—steel—copper on the combined process of continuous casting and deformation installation is described. The possibilities of the proposed technology from the standpoint of improving the bimetallic strips quality are presented. The problem of determining the stress state of the cladding layer metal in the deformation zone in the production of three-layer bimetallic strips copper—steel—copper is given. Geometric model for the calculation of the stress-strain state of the cladding layer metal in the deformation zone of the bimetallic strip is presented. The calculation results are obtained by solving the problem of continuum mechanics by finite element method using the software ANSYS. The regularities of the flow of the cladding layer metal on the contact line with the strip and the movement of the main strip in the production of bimetal with different thickness of the cladding layers are presented. The regularities of the distribution of axial and tangential stresses in the cyclic deformation zone in the production of continuous casting and deformation installation of three-layer bimetallic strips copper—steel—copper are presented. The scheme of the stress state of the metal in the cyclic deformation zone of the cladding layer metal is evaluated from the standpoint of improving of three-layer bimetallic strips copper—steel—copper quality.*

**Keywords:** three-layer bimetal; combined process; installation; continuous casting; anvil; temperature; deformation; stress.

Применение биметаллов в различных областях промышленности позволяет не только повысить надежность и долговечность большого класса деталей и оборудования, но и достичь существенной экономии дорогостоящих цветных металлов [1]. Для производства биметаллических

полос может быть эффективно использована установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации [2, 3].

Предлагаемая технология непрерывного литья и деформации биметаллической полосы включает подачу в водоохлаждаемый кристал-

лизатор металла плакирующего слоя (медь) в жидком состоянии и предусматривает соединение полосы основного металла (сталь) в твердом состоянии с выходящей из кристаллизатора оболочкой плакирующего слоя обжатием бойками биметаллического слитка с последующей калибровкой биметаллической полосы (рис. 1).

При совместной обработке биметаллического слитка, состоящего из различных металлов, представляют практический интерес закономерности развития их пластического течения по длине очага деформации. Особенности кинематического и силового взаимодействия компонентов по межслойным поверхностям определяют условия формирования биметалла и прочность соединения слоев.

Наличие оксидных пленок и других образований на контактных поверхностях ком-

понентов биметалла существенно затрудняют получение прочного соединения слоев. В связи с этим пластическая деформация биметаллического слитка должна способствовать разрушению оксидных пленок на межслойных поверхностях и, следовательно, повышению прочности соединения слоев биметалла.

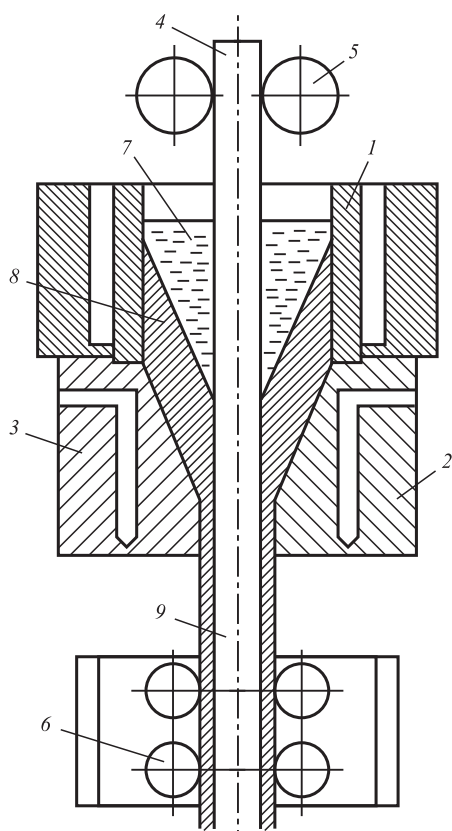
Для оценки новой технологии получения трехслойных биметаллических полос определено напряженно-деформированное состояние металлов в очаге деформации при получении биметалла медь—сталь—медь на установке непрерывного литья и деформации [3].

Размеры полости кристаллизатора: толщина 60 мм; ширина 1000 мм. Толщина медной оболочки с жидкой фазой 10 мм. Толщина основной полосы из стали Ст3 10 мм.

Для расчета принято шесть значений толщин металла плакирующего слоя: 1; 2; 3; 4 и 6 мм.

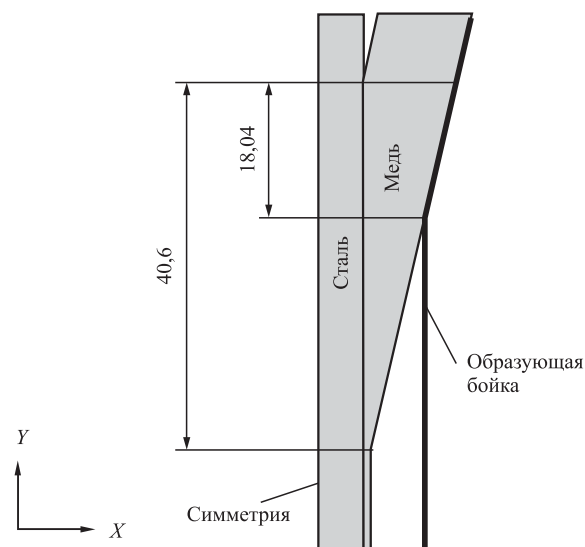
Коэффициент трения между плакирующим слоем из меди и стальной полосой принят равным 0,6, а между плакирующим слоем и бойком — 0,3. Положение и размер очага деформации, а также рабочей поверхности бойка перед рабочим ходом при получении биметалла с толщиной плакирующего слоя 1 мм показаны на рис. 2.

Температурное поле полосы и плакирующего слоя принято согласно рис. 3. Температура полосы постоянна и равна 500 °С.



**Рис. 1. Способ получения трехслойной биметаллической полосы:**

1 — неразъемный кристаллизатор; 2, 3 — бойки; 4 — лист основного металла; 5 — направляющие ролики; 6 — тянущие ролики; 7 — расплав металла плакирующего слоя; 8 — оболочка плакирующего металла; 9 — биметаллический лист



**Рис. 2. Положение и размеры перед рабочим ходом для толщины плакирующего слоя 1 мм**

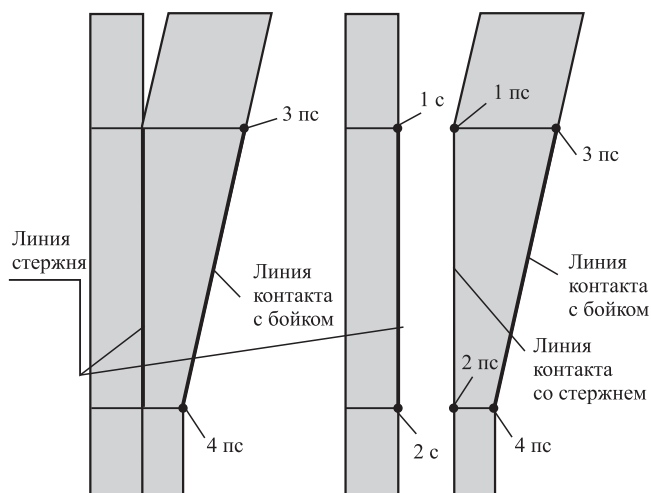


Рис. 3. Температурное поле полосы и плакирующего слоя

Температура наружной поверхности медной оболочки 850 °С, внутренней поверхности — 1083 °С. Изменение температуры по толщине медной оболочки принято линейным. Свойства полосы при расчете — упругие. При температуре полосы 500 °С модуль упругости составляет  $1,68 \cdot 10^5$  МПа, а коэффициент Пуассона — 0,3.

Свойства материала для плакирующего слоя из меди приняты согласно работе [4].

Расчетные значения напряжений и перемещений металла и основной полосы даны для линий и характерных точек очага деформации, положение которых приведено на рис. 3.

Результаты расчета получены методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS 15.0 [3]. При этом использована плоская постановка контактной задачи упругопластичности при наличии больших деформаций и перемещений. Для бойка заданы перемещения 5 мм в направлениях, противоположных положительным направлениям осей  $X$  и  $Y$ . Приняты следующие обозначения:  $UY$  — перемещение металла в направлении оси  $Y$ ;  $SX$ ,  $SX$ ,  $SX$  и  $SXY$  — осевые и касательные напряжения в направлении осей  $X$  и  $Y$ .

Геометрическая модель для расчета напряженно-деформированного состояния в очаге деформации приведена на рис. 4.

В модель входит медная оболочка с жидкой фазой (заготовка) в неразъемном кристаллизаторе, оболочка за кристаллизатором, очаг де-

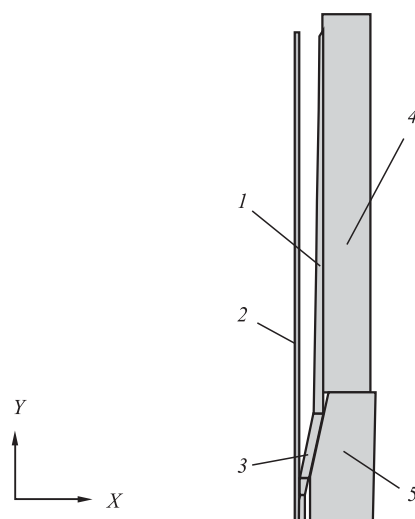


Рис. 4. Геометрическая модель для расчета напряженно-деформированного состояния очага деформации при получении биметалла:

1 — заготовка; 2 — полоса; 3 — очаг деформации; 4 — кристаллизатор; 5 — боек

формации, биметаллическая полоса на выходе, полоса из стали Ст3 толщиной 10 мм (5 мм с учетом симметрии). Также в модель входят стенка кристаллизатора и боек.

Максимальный размер конечного элемента принят равным 1 мм (на оболочке в зоне неподвижного кристаллизатора). Минимальный размер (0,0625 мм) — в зоне очага деформации при толщине плакирующего слоя 1 мм. Поскольку решалась контактная задача с учетом физической и геометрической нелинейности, то весь процесс расчета необходимо было разбить на шаги и подшаги.

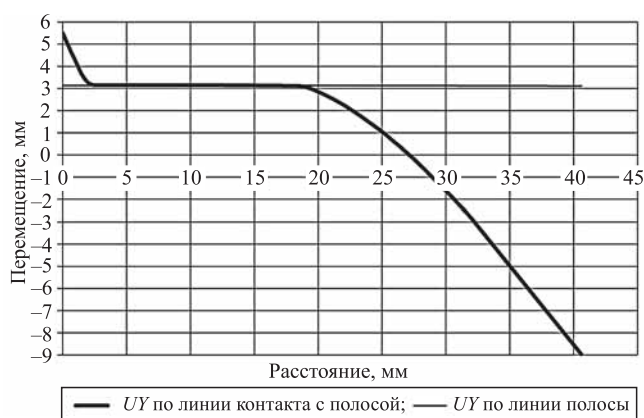


Рис. 5. Характер течения металла плакирующего слоя по вертикали на линии контакта с полосой и полосы. (Положение линии, для которой приведены результаты расчета, см. на рис. 3)



**Максимальные напряжения в очаге деформации при получении трехслойного биметалла медь—сталь—медь на установке непрерывного литья и деформации**

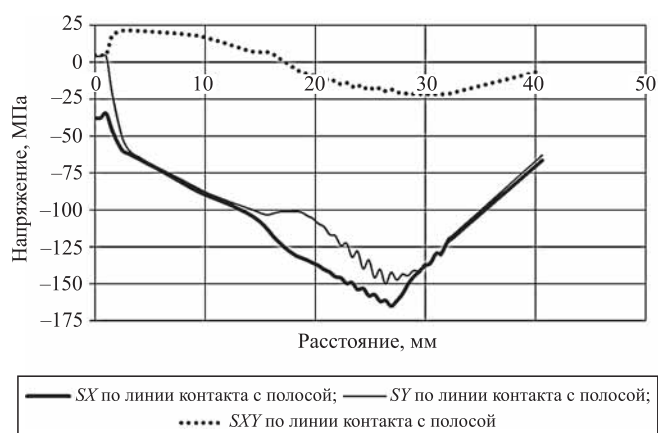
Параметр		Значение					
Толщина плакирующего слоя, мм		1	2	3	4	5	6
Степень деформации плакирующего слоя, %		90	80	70	60	50	40
Взаимное смещение плакирующего слоя и основной полосы, мм		12,09	8,94	6,44	4,31	2,80	1,71
Напряжение, МПа:							
$SX$	Линия контакта плакирующего слоя с бойком	-163	-155	-175	-155	-138	-126
$SU$		-123	-112	-157	-125	-102	-98
$SXY$		25	26	33	25	25	25
$SX$	Линия контакта плакирующего слоя с основной полосой	-162	-150	-163	-150	-130	-110
$SU$		-150	-127	-145	-131	-114	-100
$SXY$		24	24	24	20	20	20

Результаты расчета течения металла плакирующего слоя при обжатии трехслойного биметаллического слитка представлены на рис. 5 и в таблице.

Рисунок 5 характеризуют закономерности течения металла плакирующего слоя на линии контакта с полосой и перемещения основной полосы при получении биметалла с толщиной плакирующего слоя 1 мм.

Степень деформации металла плакирующего слоя равна 90 %. Из рис. 5 следует, что вертикальное перемещение металла плакирующего слоя в конце очага деформации (т. 2пс) составляет 8,97 мм, а перемещение полосы (т. 2с) — 3,12 мм. Отсюда следует, что взаимное смещение компонентов биметалла равно 12,09 мм (см. таблицу). Такое взаимное смещение слоев биметалла будет способствовать разрушению межслойных образований в зоне соединения слоев биметалла и, соответственно, повышению прочности соединения слоев биметалла. При получении биметалла с толщиной плакирующего слоя 1 мм в начале очага деформации происходят вертикальные перемещения металла плакирующего слоя на 5,5 мм в положительном направлении оси  $Y$ . Вместе с металлом плакирующего слоя в том же направлении перемещается полоса на 3,14 мм (см. рис. 5).

При дальнейшем снижении степени деформации металла плакирующего слоя происходит уменьшение взаимного смещения плакирующих слоев и полосы и при степени дефор-



**Рис. 6. Характер осевых напряжений по осям  $OX$  ( $SX$ ),  $OY$  ( $SU$ ) и касательных напряжений ( $SXY$ ) на линии контакта плакирующего слоя с полосой. (Положение линии, для которой приведены результаты расчета, см. на рис. 3. Толщина плакирующего слоя 1 мм)**

мации металла плакирующего слоя толщиной 6 мм, достигающей 40 %, взаимное смещение составляет 1,71 мм.

На рис. 6 показан характер распределения осевых и касательных напряжений в очаге деформации при получении трехслойных биметаллических полос медь—сталь—медь на установке непрерывного литья и деформации. Максимальные значения напряжения при получении биметалла с различными толщинами плакирующих слоев представлены в таблице.

Характер распределения осевых напряжений по длине очага деформации при получении биметалла с различными толщинами плакирующих слоев практически одинаков, причем

максимального значения (175 МПа) эти сжимающие напряжения в направлении оси  $X$  достигают в конце очага деформации (см. таблицу).

Анализ напряженного состояния металла плакирующих слоев из меди в очаге пластической деформации биметалла показал, что на контактных поверхностях плакирующих слоев с бойками установки и основной полосой возникают высокие (до  $-175$  МПа) сжимающие осевые напряжения, что будет способствовать достаточной проработке литой структуры металла плакирующих слоев.

Таким образом, циклическая деформация бойками установки трехслойного биметаллического слитка с высоким уровнем сжимающих напряжений на контактных поверхностях плакирующих слоев из меди с бойками и стальной полосой обеспечивает пластическую деформацию слоев биметалла с взаимным смещением, что будет способствовать разрушению межслойных образований в зоне соединения слоев биметалла и, следовательно, надежному сцеплению слоев и получению однородной и мелкозернистой структуры металла плакирующих слоев биметаллической полосы.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов Е.В. Основные направления развития технологии производства биметаллов. Теория и технология процессов пластической деформации: сб. тр. науч.-техн. конф. М.: Изд-во МИСИС, 1997. С. 111–119.
2. Пат. 2077407 РФ. Способ непрерывного литья заготовок и устройство для его осуществления / О.С. Лехов; № 94005389/02.
3. Лехов О.С., Лисин И.В., Биалов Д.Х. Исследование напряженно-деформированного состояния металла плакирующего слоя из сплавов алюминия при получении трехслойных биметаллических листов на установке непрерывного литья и деформации // Производство проката. 2018. № 12. С. 4–7.
4. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: справочник. М.: Металлургия, 1976. 488 с.

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

*Максим Михайлович Шевелев, канд. техн. наук;  
Дамир Харасович Биалов, канд. техн. наук*



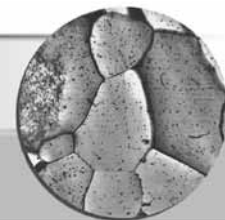
**ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"**  
продолжает подписку на журнал

### **"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"**

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

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

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



УДК 621.762

В.Н. Цеменко, С.В. Ганин, М.Ю. Замоздра

(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

## Определение реологических характеристик и моделирование процесса экструзии порошковых материалов

*На основе программного продукта ABAQUS с использованием разработанной авторами статьи подпрограммы изучено влияние геометрических параметров и механических свойств капсулы на процесс уплотнения и деформацию порошкового материала при горячей экструзии алюминиевого порошка, упрочненного дисперсными частицами корунда. Установлено, что изменение коэффициента вытяжки оказывает гораздо большее влияние на процесс уплотнения заготовки, чем изменение угла конусности матрицы.*

**Ключевые слова:** порошковая металлургия; компактирование; математическое моделирование; пластическая деформация; плотность.

*The effect of the geometric parameters and mechanical properties of the capsule on the compaction and deformation of the powder material during hot extrusion of aluminum powder hardened by dispersed corundum particles is studied on the basis of the ABAQUS software product, using the subprogram developed by the authors of article. It is found that change in the drawing ratio has much greater effect on the compaction of the workpiece than change in the cone angle of die.*

**Keywords:** powder metallurgy; compaction; mathematical modeling; plastic deformation; density.

Повышение эксплуатационных свойств деталей машин и конструкций, снижение себестоимости продукции промышленного производства требуют создания новых технологических процессов получения материалов и готовых изделий из них. Одним из наиболее перспективных направлений развития материаловедения является порошковая металлургия. К настоящему времени разработаны и используются различные методы изготовления и компактирования порошков [1–8]. Это позволило значительно увеличить долю использования в промышленности изделий порошковой металлургии.

Для компактирования металлических порошков различного фракционного и химического состава широко применяют различные виды пластической деформации. Теоретическое исследование процессов пластической деформации металлических материалов во многих случаях возможно с помощью числен-

ных методов, в частности *методом конечных элементов* (МКЭ) [9]. На основе МКЭ создано большое количество программных систем инженерного анализа: ABAQUS, ANSYS, LS-DYNA, DEFORM и т.д.

В работе [9] использованы программные пакеты ANSYS/LS-DYNA и DEFORM для исследования процесса осадки порошков в металлической капсуле. В результате этого исследования подтверждены адекватности разработанных компьютерных моделей и возможности их применения при моделировании процессов осадки, а также процессов деформирования, в которых относительная плотность изменяется незначительно. Для более сложных процессов деформирования заготовок из порошковых материалов (экструзия, равноканальное угловое прессование, прокатка), при которых интервал изменения плотностей лежит в существенно более широких диапазонах, необходимо использовать адаптированные к этим

условиям математические модели и условия текучести, в частности, эллиптическое условие текучести, в котором используются две механические характеристики: предел текучести при сдвиге и предел текучести при гидростатическом сжатии [10].

Один из перспективных методов компактирования порошков — *горячая экструзия* (ГЭ) в металлической капсуле. Преимуществом этого процесса перед другими процессами уплотнения порошков является благоприятная схема пластической деформации, обеспечивающая высокую степень обжатия исходной заготовки за единичный акт ее обработки давлением. При такой схеме достигается интенсивный сдвиг в очаге деформации и прочное "схватывание" частиц друг с другом наряду с отсутствием значительных растягивающих напряжений в порошковой заготовке. Осуществление экструзии в металлической капсуле способствует созданию дополнительного гидростатического давления, уменьшению трения между заготовкой и инструментом и защищает порошок от окисления и других негативных внешних воздействий [11–13].

Несмотря на то что процесс ГЭ порошков широко применяют в практике порошковой металлургии, до настоящего времени не выполнен комплексный анализ влияния различных параметров на процесс уплотнения и деформации порошковых заготовок. Параметры процесса ГЭ, в основном, подбирают опытным путем, который является трудоемким и дорогим. Для решения подобных задач в настоящее время целесообразно использовать методы математического моделирования.

В работах [14–16] на основе анализа деформирования элементарной ячейки идеализированной модели порошкового и пористого тела авторами статьи разработана расчетно-экспериментальная методика определения реологических характеристик порошкового и пористого материала. Это позволяет с помощью программного пакета ABAQUS осуществить моделирование процесса экструзии порошкового материала.

**Методика проведения исследований.** Для математического моделирования процесса экструзии использовали программный пакет ABAQUS версии 16.4. Модель порошкового материала реализована встроенной реологической моделью Друкера—Прагера с внедрением разработанной подпрограммы [14].

Исходная заготовка (с порошковым материалом внутри) имела входной диаметр 30 мм и начальную высоту 60 мм. Начальная относительная плотность порошкового материала  $\theta_0 = 0,60$ . Учитывая осевую симметрию, расчет выполняли для половины вертикального сечения заготовки с реализацией явного метода (explicit). Построенная конечно-элементная модель порошковой заготовки содержит 3696 элементов типа SAХ4R и 3857 узлов.

На рис. 1 приведена схема процесса экструзии в капсуле с построением сетки конечных элементов.

Трение между капсулой с заготовкой и инструментом задавалось по Кулону; коэффициент трения принят  $\mu = 0,1$ . Моделирование процесса экструзии осуществлялось для температуры 427 °С.

Для исследования использовали материал типа САП-1, состоящий из 92 % об. порошка алюминия АКВ-2.5 (ТУ 1791-99-043—2001) размером частиц 160...1000 мкм и 8 % об. порошка упрочнителя — корунда  $Al_2O_3$  (ТУ 6-09-426—75) с размером частиц менее 50 мкм.

На основе выполненных численных экспериментов в соответствии с методикой, представленной в работе [15], получены зависимости реологических характеристик порошкового материала при температуре 427 °С от относительной плотности (рис. 2).

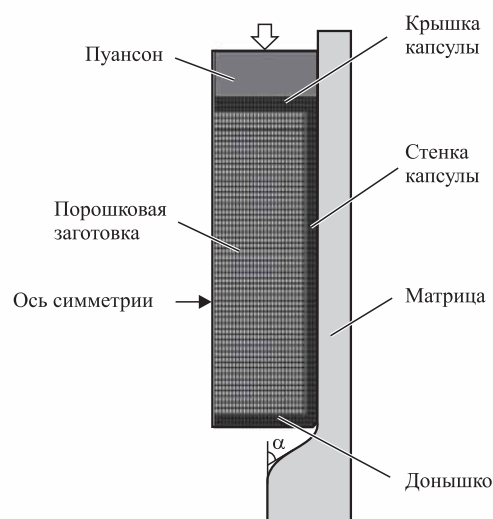


Рис. 1. Схема процесса горячей экструзии и сетка конечных элементов

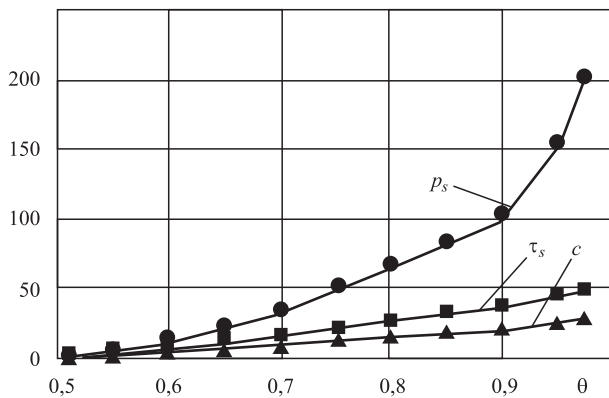
$p_s, \tau_s, c$ , МПа

Рис. 2. Зависимости пределов текучести при гидростатическом сжатии  $p_s$ , пластическом сдвиге  $\tau_s$  и предела уплотнения  $c$  порошкового материала от относительной плотности  $\theta$  при температуре  $427^\circ\text{C}$

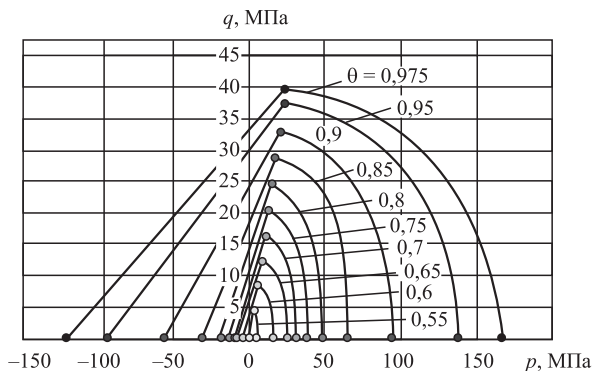


Рис. 3. Кривые текучести Друкера—Прагера исследованного порошкового материала в диапазоне относительных плотностей  $\theta = 0,55...0,975$

На рис. 3 показано семейство поверхностей текучести Друкера—Прагера на плоскости  $p$  (гидростатическое давление) и  $q$  (интенсивность напряжений) в диапазоне изменения относительной плотности  $\theta = 0,55...0,975$ .

Капсулы изготовлены из сплава АМг5 толщиной стенки 3 мм и толщиной доньшка 3 мм. Механические свойства материала АМг5 при температуре экструзии  $427^\circ\text{C}$  [17]: предел текучести при растяжении  $\sigma_s = 92$  МПа; модуль нормальной упругости  $E = 50\,500$  МПа; коэффициент Пуассона  $\nu = 0,33$ .

В ходе решения задачи рассмотрены варианты экструзии порошковой заготовки в матрицу с выходными диаметрами 10, 15 и 21 мм (соответствуют коэффициенту вытяжки  $\lambda = 9, 4$  и 2). Рассмотрены матрицы с углами конусности  $2\alpha = 60, 90, 120$  и  $150^\circ$ .

## Моделирование процесса горячей экструзии в капсуле

**Варианты экструзии с девятикратной вытяжкой ( $\lambda = 9$ ).** Рассмотрены варианты экструзии порошковой заготовки диаметром 30 мм в матрице с выходным отверстием 10 мм и углами конусности  $2\alpha = 60, 90, 120$  и  $150^\circ$ .

Независимо от угла  $2\alpha$  уплотнение материала достигается в результате его прессования в контейнере, а также за счет уменьшения диаметра заготовки в конической части матрицы.

Можно выделить три характерных стадии уплотнения заготовки. На начальной стадии сила пресса практически целиком воспринимается оболочкой. Это вызывает перемещение периферийной части доньшка по конической поверхности матрицы. Порошковый материал на этой стадии является наполнителем оболочки, препятствующим потере устойчивости тонкостенного цилиндра. При  $2\alpha = 120$  и  $150^\circ$  очаг уплотнения появился в области, прилегающей к пуансону. При  $2\alpha = 90$  и  $60^\circ$  очаг уплотнения появился впервые в области, прилегающей к конусной поверхности матрицы. При одинаковом перемещении пуансона область уплотнения больше в заготовке, экструдированной через больший угол  $2\alpha$  (рис. 4, см. обложку).

На второй стадии наблюдается постепенное уплотнение порошкового материала по всему объему заготовки с появлением второго очага уплотнения (рис. 5, см. обложку). При этом на центральную область заготовки действуют минимальные напряжения, поэтому эта часть заготовки уплотняется в последнюю очередь.

При достижении заготовкой выходного отверстия матрицы максимальная плотность наблюдается в случае экструзии в матрицу с углом конусности  $2\alpha = 60^\circ$ , а — при  $2\alpha = 150^\circ$  (рис. 6, см. обложку). Это, по-видимому, обусловлено большей протяженностью очага деформации матрицы с углом конусности  $2\alpha = 60^\circ$ , а следовательно, большей протяженностью участка, на котором действуют повышенные силы трения.

Третий этап связан с истечением заготовки через выходное отверстие матрицы и формированием его конечного диаметра. Заготовка интенсивно уплотняется до практически беспористого состояния (рис. 7, см. обложку). Процесс экструзии с этого момента начинает подчиняться законам течения компактного материала.

Готовый пруток, согласно данным моделирования, имеет плотность компактного материала, за исключением небольшой зоны пониженной плотности в заходной части заготовки. В данной задаче не обнаружено существенных различий в получаемых после моделирования экструзии прутках — все они имеют практически идентичную зону пониженной плотности, протяженность которой составляет 6,5 мм.

Следует отметить наплыв оболочки в области, прилегающей к пуансону. Это явление вызвано, вероятно, силами трения. Наплыв оболочки при экструзии с углами  $2\alpha = 60, 90, 120^\circ$  одинаковый. При  $2\alpha = 150^\circ$  наплыв появился в области, прилегающей к пуансону, и в области, прилегающей к конической поверхности.

Изменение угла конусности  $2\alpha$  практически не оказало влияния на развиваемое экструзионным прессом давление (рис. 8, а). Максимальная необходимая сила пресса составляет 355 кН.

Из рис. 8, а видно, что чем меньше угол конусности  $2\alpha$ , тем медленнее увеличивалась сила пресса. Это объясняется конструктив-

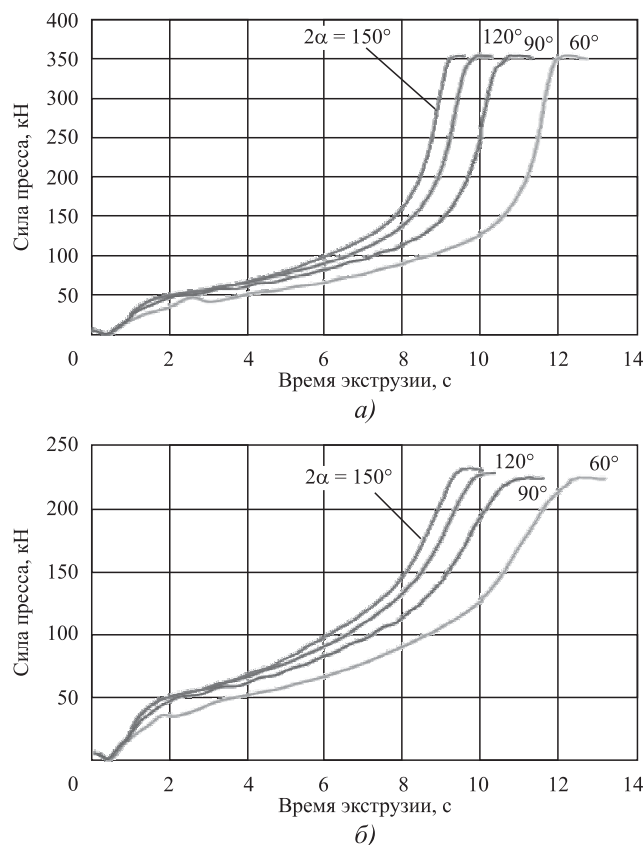


Рис. 8. Зависимость силы пресса от времени экструзии при различных коэффициентах вытяжки: а —  $\lambda = 9$ ; б —  $\lambda = 4$

ным отличием матриц: чем меньше  $2\alpha$ , тем дальше находится выходное очко матрицы от ее заходной части, тем позже формируется конечный пруток.

**Варианты экструзии с четырехкратной вытяжкой ( $\lambda = 4$ ).** Рассмотрены варианты экструзии порошковой заготовки диаметром 30 мм в матрицу с выходным отверстием 15 мм и углами конусности  $2\alpha = 60, 90, 120^\circ$  и  $150^\circ$ .

Вследствие большего диаметра выхода истечение заготовок из контейнера начинается при достижении меньших плотностей, чем у вариантов с девятикратной вытяжкой. Как и в случае с большей вытяжкой, на центральную часть заготовки действуют минимальные напряжения, в результате чего эта часть заготовки достигает полного уплотнения в последнюю очередь. Для вариантов экструзии с углами  $2\alpha = 60$  и  $90^\circ$  эта зона довольно большая и существует до момента формования конечных прутков. Очевидно, что при продолжении процесса экструзии материал, находящийся в контейнере, будет продолжать уплотняться, но это может указывать на недостаточность вытяжки  $\lambda = 4$  при экструзии прутка в матрицу с такими углами конусности. Напротив, увеличение угла  $2\alpha$  до  $150^\circ$  не приводит к качественному улучшению условий уплотняемости материала, а приводит только к появлению наплывов оболочки из-за повышенных сил трения.

При всех рассмотренных углах  $2\alpha$  протяженность зоны пониженной плотности является практически одинаковой (10...11 мм). Эта величина несколько больше, чем в случае экструдирования через матрицу диаметром 10 мм (при  $\lambda = 9$ ). Тем не менее для вариантов экструзии с углами конусности  $2\alpha = 60$  и  $90^\circ$  разнотолщинность оболочки в полученных прутках большая, что вызывает дополнительную потерю при последующем отрезании неплотной заходной части прутка.

Давление экструзии при вытяжке  $\lambda = 4$  также практически не зависит от угла  $2\alpha$  (рис. 8, б). Для рассматриваемой задачи максимальная необходимая сила пресса составляет 225 кН.

**Варианты экструзии с двукратной вытяжкой ( $\lambda = 2$ ).** Рассмотрены варианты экструзии заготовки диаметром 30 мм в матрицу с выходным отверстием диаметром 21 мм для матрицы с углами конусности  $2\alpha = 60, 90, 120$  и  $150^\circ$ . В ходе решения данной задачи не удалось

достичь компактного состояния заготовки ни при одном из рассматриваемых углов  $2\alpha$ , так как плотность получаемой порошковой заготовки при деформации в контейнере недостаточна.

**Заключение.** С использованием программного продукта ABAQUS и методики определения реологических характеристик порошковых материалов смоделирован процесс уплотнения и деформации в капсуле порошка алюминия, упрочненного дисперсными частицами  $Al_2O_3$  при различных вариантах экструзии.

Выделены три основные стадии экструзии: на первой стадии начинается уплотнение заготовки в областях, прилегающих к пуансону и матрице, распространяющееся на весь объем заготовки; на второй — происходит нарастание плотности по всему объему заготовки; третья стадия сопровождается началом выхода порошковой заготовки через матрицу и ее доуплотнение. Осевая область заготовки уплотняется в последнюю очередь.

Исследовано влияние коэффициента вытяжки и угла конусности матрицы на уплотнение порошковых заготовок. Установлено, что изменение коэффициента вытяжки оказывает значительно большее влияние на процесс уплотнения заготовки, чем изменение угла конусности матрицы.

На основе результатов математического моделирования определены технологические параметры для практической реализации процесса горячей экструзии порошкового композиционного материала типа САП-1 в капсуле: коэффициент вытяжки  $\lambda \geq 4$ ; при  $\lambda = 4$  целесообразно использовать матрицу с углом конусности  $2\alpha = 120^\circ$ , сила пресса 225 кН; при  $\lambda = 9$  матрицы с разными углами конусности дают практически идентичные результаты экструзии, сила пресса 355 кН.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Физические** процессы и технологии получения металлических порошков из расплава / А.И. Рудской, К.Н. Волков, С.Ю. Кондратьев, Ю.А. Соколов. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2018. 610 с.
- Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А.** Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35—41.
- Особенности** моделирования процесса послыдного синтеза изделий электронным лучом / А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, Ю.А. Соколов, В.Н. Копаев // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. № 11. С. 91—96.
- Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Новый подход к синтезу порошковых и композиционных материалов электронным лучом. Часть 1. Технологические особенности процесса // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 1 (727). С. 30—35.
- Теория** и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа / В.Н. Кокорин, А.И. Рудской, В.И. Филимонов, Е.М. Булыжев, С.Ю. Кондратьев. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2012. 236 с.
- Прессование** гетерофазных увлажненных железных порошков при использовании метода интенсивного уплотнения / А.И. Рудской, В.Н. Кокорин, С.Ю. Кондратьев, В.И. Филимонов, А.В. Кокорин // Научные технологии в машиностроении. 2013. № 5 (23). С. 13—20.
- Kondrat'ev S.Y., Gorynin V.I., Popov V.O.** Optimization of the parameters of the surface-hardened layer in laser quenching of components // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 629—632.
- Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Алгоритм и технологические процессы синтеза порошковых деталей электронным лучом в вакууме // Технология машиностроения. 2015. № 1. С. 11—16.
- Доан Ван Фук, Цеменко В.Н., Ганин С.В.** Моделирование процесса осадки порошкового материала в оболочке // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2015. 3 (226). С. 30—39.
- Цеменко В.Н.** Деформирование порошковых сред. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2001. 104 с.
- Рудской А.И., Цеменко В.Н., Ганин С.В.** Исследование процессов уплотнения и деформирования порошкового композиционного материала системы алюминий—редкоземельные элементы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10. С. 25—31.
- Рыбин Ю.И., Цеменко В.Н., Александров А.Э.** Математическая модель уплотнения порошковых металлических материалов // Металлообработка. 2004. № 6 (24). С. 45—49.
- Цеменко В.Н., Гиршов В.Л., Мазуров С.А.** Моделирование процесса горячей экструзии порошковой быстрорежущей стали // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2011. № 4 (135). С. 235—241.
- Фук Д.В., Цеменко В.Н., Ганин С.В.** Исследование процесса уплотнения порошковых материалов с использованием программного пакета ABAQUS // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2016. № 1. С. 100—110.
- Цеменко В.Н., Фук Д.В., Ганин С.В.** Определение реологических характеристик и моделирование процесса экструзии порошковых и пористых материалов. Часть 1. Порошковое тело // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2016. № 2. С. 124—133.
- Цеменко В.Н., Фук Д.В., Ганин С.В.** Определение реологических характеристик и моделирование процесса экструзии порошковых и пористых материалов. Часть 2. Пористое тело // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2016. № 2. С. 134—143.
- Металлические** порошки и порошковые материалы: справочник / Б.Н. Бавич, Е.В. Вершинина, В.А. Глебов и др.; под ред. Ю.В. Левинского. М.: ЭКОМЕТ, 2005. 520 с.

*Валерий Николаевич Цеменко, д-р техн. наук,  
plast-ftim@mail.ru;*

*Сергей Владимирович Ганин, канд. техн. наук;  
Максим Юрьевич Замоздра*

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

## Применение электропотенциального метода для построения диаграммы деформации и оценки остаточного ресурса материала при статическом нагружении

*Представлены результаты исследования по оценке зависимости изменения электрического сопротивления в условиях статического механического нагружения стали 30ХГСА. Установлены корреляционные зависимости изменения удельного электрического сопротивления, определенного электропотенциальным методом, от относительной деформации, позволяющие определить переход от упругой к пластической деформации.*

**Ключевые слова:** удельное электрическое сопротивление; удельная электрическая проводимость; неразрушающий контроль; механические свойства; сталь 30ХГСА.

*The study to assess the dependence of changes in electrical resistance under the conditions of static mechanical loading of 30KhGSA steel are presented. The correlation dependences of the change in the electrical resistivity determined by the electropotential method, on the relative deformation are established, which make it possible to determine the transition from elastic to plastic deformation.*

**Keywords:** electrical resistivity; electrical conductivity; nondestructive testing; mechanical properties; 30KhGSA steel.

Одним из наиболее эффективных методов неразрушающего контроля, используемых для оценки технического состояния металла, является электропотенциальный метод.

Удельное электрическое сопротивление (удельная электрическая проводимость) относится к структурно-чувствительным свойствам, что позволяет использовать его как индикатор изменений структуры при различных видах силового воздействия на материал [1]. Высокая структурочувствительность связана с состоянием электронов проводимости в металлах, а их плотность определяется кристаллической структурой, ее дефектностью, а также химическим составом исследуемого материала. Благодаря наличию такой зависимости появляется возможность решения различных практических и научных задач материаловедения. Применение электропотенциального метода (определение электрической проводимости) позволяет контролировать техническое состояние и прогнозировать остаточный ресурс

материалов в преддефектном состоянии, что ведет к повышению безопасности в процессе эксплуатации металлических конструкций.

В качестве материала для исследования выбрана среднеуглеродистая легированная конструкционная сталь 30ХГСА (хромансиль), химический состав которой представлен в таблице.

Закономерность влияния деформации на удельное электрическое сопротивление определяли при испытании плоских образцов на растяжение в соответствии с ГОСТ 11701—84 и ГОСТ 1497—84 на универсальной испытательной установке УТС 101-50 с предельной нагрузкой 50 кН.

Для проведения испытаний использовали плоские образцы конструкционной стали 30ХГСА с рабочей длиной 100 мм, шириной 20 мм и толщиной 1 мм. Образец должен быть электрически изолирован относительно зажимов испытательной установки и иметь отверстия для подключения токовой цепи через

Химический состав стали 30ХГСА, % мас.

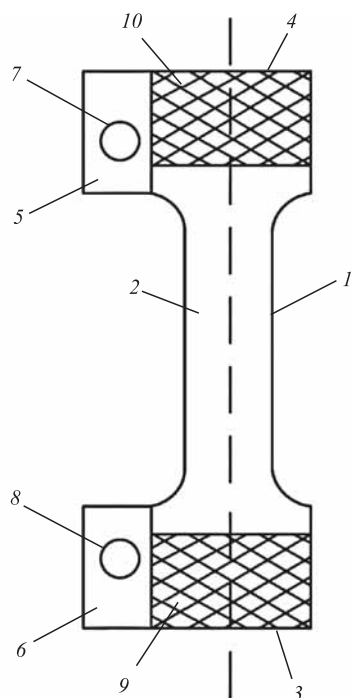
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ti	W
0,32	1,12	1,01	0,008	0,009	1,06	0,10	0,20	0,01	0,003	0,006	0,01



болтовое соединение в зоне образца, не подвергающейся деформации при растяжении. На рис. 1 представлен один из возможных вариантов конструкции образца [2].

При данном размещении токовых электродов обеспечивается равномерное распределение плотности тока по поперечному сечению образца в его рабочей части, что позволяет измерять разность потенциалов по длине образца, размещая потенциальный электрод в любой точке пересечения его поверхности с плоскостью поперечного сечения. Болтовое соединение обеспечивает надежный контакт образца с токонесущим проводом.

Измерения удельного электрического сопротивления осуществляли двухканальным измерителем электрического сопротивления, позволяющим измерять электрическое сопротивление проводника на двух участках по четырехзондовой схеме в диапазоне от 10 мкОм до 100 мОм с разрешающей способностью не менее  $10^{-5}$  от измеряемого значения. В качестве двухканального измерителя электрического



**Рис. 1. Конструкция плоского образца для измерения удельного электрического сопротивления в процессе испытаний на растяжение:**

1 — металлический образец для механических испытаний; 2 — рабочая часть; 3, 4 — головки; 5 и 6 — выступы; 7, 8 — отверстия для подключения токовых проводов через болтовое соединение; 9, 10 — диэлектрические пластины (наклеиваются с обеих сторон образца)

сопротивления с требуемыми техническими характеристиками было использовано устройство УИРП-20, интегрируемое с установкой УТС 101-50 [3].

Измерительный комплекс показан на рис. 2.

Полученные результаты исследования изменения удельного электрического сопротивления в процессе нагружения представлены в виде зависимости относительного изменения удельного электрического сопротивления  $\Delta\rho/\rho_0$  от относительной деформации  $\varepsilon$  образца.

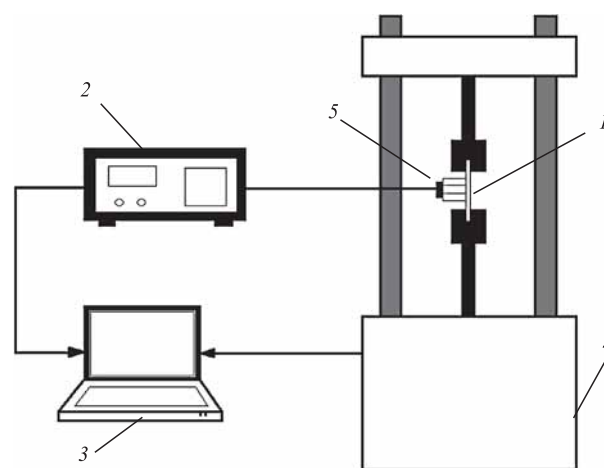
Зависимость  $\frac{\Delta\rho}{\rho_0} = f(\varepsilon)$  на рис. 3 совмещена

с деформационной кривой  $\sigma = f(\varepsilon)$ .

Зависимость относительного изменения удельного электрического сопротивления от относительной деформации образца стали 30ХГСА (рис. 4) может быть аппроксимирована кусочно-линейной функцией:

$$\frac{\Delta\rho}{\rho_0} = \begin{cases} 0,25\varepsilon + 0,0012 & \text{при } 0 \leq \varepsilon < 0,014, \\ 0,6638\varepsilon - 0,0046 & \text{при } \varepsilon > 0,014. \end{cases} \quad (1)$$

На основании функции (1) были построены градуировочные кривые зависимости относительной деформации  $\varepsilon$  (рис. 5, а) и условного напряжения  $\sigma$  (рис. 5, б) от относительного изменения удельного электрического сопротивления стали 30ХГСА.



**Рис. 2. Измерительный комплекс:**

1 — металлический образец для механических испытаний; 2 — устройство измерения разности потенциалов УИРП — 20; 3 — персональный компьютер; 4 — универсальная испытательная установка УТС 101-50; 5 — электроды электропотенциального преобразователя

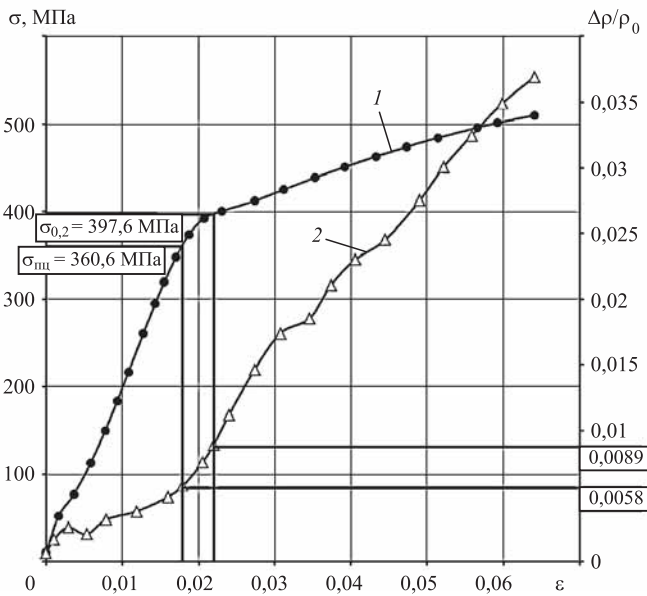


Рис. 3. Деформационная кривая (1) с графиком относительного изменения удельного электрического сопротивления (2) при одноосном растяжении образца стали 30ХГСА

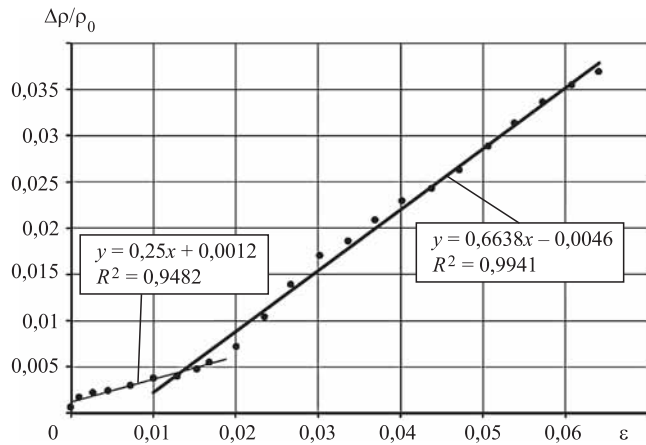


Рис. 4. Кусочно-линейная аппроксимация графика относительного изменения удельного электрического сопротивления при одноосном растяжении образца стали 30ХГСА

Эти зависимости были представлены в виде кусочно-линейных функций:

$$\varepsilon = \begin{cases} 4 \frac{\Delta\rho}{\rho_0} - 0,0048 & \text{при } 0 \leq \frac{\Delta\rho}{\rho_0} \leq 0,0047, \\ 1,5065 \frac{\Delta\rho}{\rho_0} + 0,00693 & \text{при } \frac{\Delta\rho}{\rho_0} > 0,0047, \end{cases} \quad (2)$$

$$\sigma = \begin{cases} 76220 \frac{\Delta\rho}{\rho_0} - 80,787 & \text{при } 0 \leq \frac{\Delta\rho}{\rho_0} \leq 0,0051, \\ 21987 \frac{\Delta\rho}{\rho_0} + 194,45 & \text{при } 0,0051 < \frac{\Delta\rho}{\rho_0} \leq 0,0092, \\ 4222,5 \frac{\Delta\rho}{\rho_0} + 357,68 & \text{при } \frac{\Delta\rho}{\rho_0} > 0,0092. \end{cases} \quad (3)$$

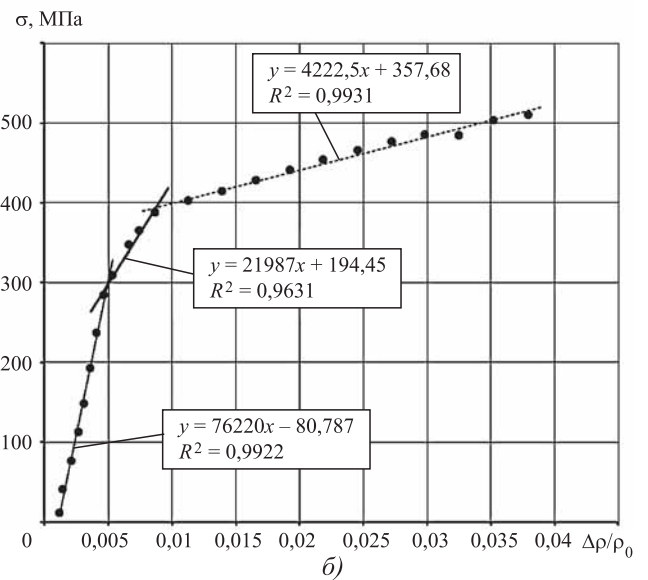
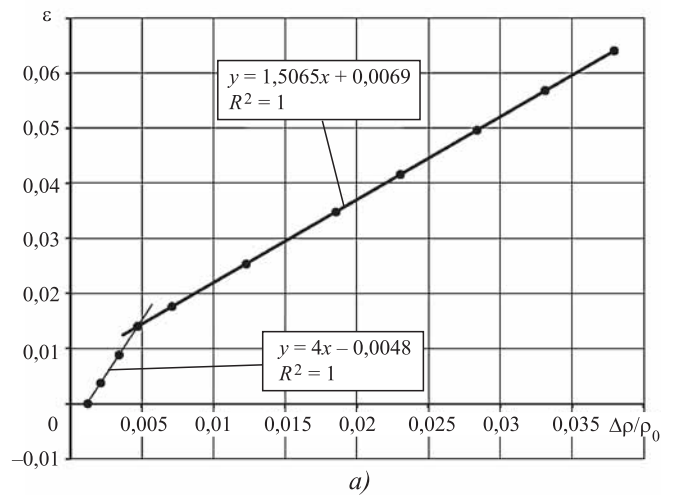


Рис. 5. Градуировочная кривая зависимости относительной деформации (а) и условного напряжения (б) от относительного изменения удельного электрического сопротивления при одноосном растяжении образца стали 30ХГСА

С помощью полученных градуировочных зависимостей и относительного изменения удельного электрического сопротивления проведено описание деформационной кривой в процессе одноосного растяжения образца стали 30ХГСА (рис. 6).

Из рис. 6 видно, что расчетная деформационная кривая практически совпадает с экспериментальной деформационной кривой, полученной при испытании на одноосное растяжение.

Таким образом, полученные корреляционные зависимости позволяют построить деформационную кривую в процессе растяжения

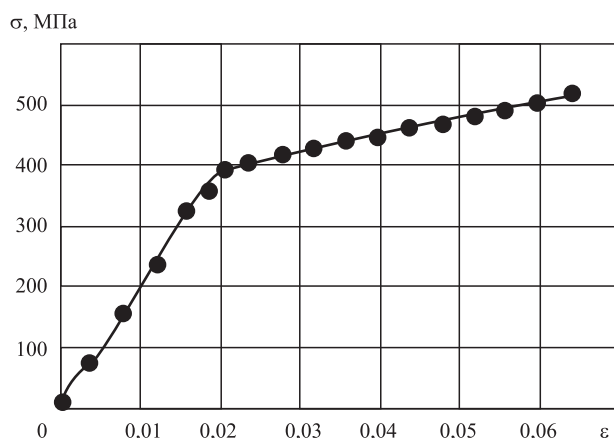


Рис. 6. Деформационная кривая образца стали 30ХГСА, полученная при испытании на одноосное растяжение (●) и рассчитанная по относительному изменению удельного электрического сопротивления (—)

образца стали 30ХГСА на основании изменения удельного электрического сопротивления (удельной электрической проводимости). Это дает возможность определить стадию деформации, на которой находится испытываемый образец при статическом нагружении, с помощью прямого измерения его электрической проводимости.

Прогнозирование технического состояния конструкционных материалов в процессе эксплуатации необходимо проводить в областях упругой и однородной пластической деформации. В этом случае в процессе растяжения образца площадь его поперечного сечения по всей рабочей длине изменяется одинаково. Это позволяет реализовать предложенный способ измерения удельного электрического

сопротивления металлического образца для определения зависимости относительного изменения удельного электрического сопротивления металла от его относительной деформации в процессе деформации

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980. 318 с.
2. Плоский металлический образец для механических испытаний: пат. 2687892 Рос. Федерация: МПК G01N 1/28 / П.Н. Шкатов, В.С. Грама, М.А. Киселев, И.Г. Роберов, Я.В. Морошкин, Д.К. Фигуровский, А.Ю. Чекин, М.А. Захаров; заявитель и патентообладатель ФГУП "ГосНИИАС". № 2018132106; заявл. 07.09.2018; опубл. 16.05.2019, Бюл. № 14. 10 с.
3. Способ измерения удельного электрического сопротивления металлического образца в процессе его растяжения: пат. 2690972 Рос. Федерация: МПК G01N 27/02 G01R27/02 / П.Н. Шкатов, В.С. Грама, М.А. Киселев, И.Г. Роберов, Я.В. Морошкин, А.Ю. Чекин, Д.К. Фигуровский, И.Г. Кузуб; заявитель и патентообладатель ФГУП "ГосНИИАС". № 2018132108; заявл. 07.09.2018, опубл. 07.06.2019, Бюл. № 16. 14 с.

*Илья Георгиевич Роберов, д-р техн. наук;  
Дмитрий Константинович Фигуровский,  
канд. техн. наук, dkfigurov@bk.ru;  
Пётр Николаевич Шкатов, д-р техн. наук;  
Владимир Сергеевич Грама;  
Вячеслав Олегович Иванов*

А.Ф. Третьяков

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

## Технологические процессы изготовления штамповарных изделий из пористых сетчатых материалов\*

*Благодаря организованной структуре и сварке проволок сеток между собой пористые сетчатые материалы (ПСМ) обладают стабильными и воспроизводимыми свойствами. Технологические свойства повышаются с увеличением межслойной прочности и снижением анизотропии свойств в плоскости листа. Установлено, что формоизменение лимитируется не только опасностью разрушения заготовки в плоскости листа, но и возможностью ее расслоения в процессе листовой штамповки. Результаты исследования штампуемости и свариваемости ПСМ из стали 12Х18Н10Т использованы при проектировании и изготовлении фильтров с заданной толщиной очистки жидкостей и газов от механических загрязнений, а также штамповарных втулок теплообменников-испарителей и тепловых труб.*

**Ключевые слова:** пористый сетчатый материал; штампуемость; технология изготовления; штамповарный фильтр; теплообменник-испаритель; тепловая труба.

*Metallic porous materials have stable and repeatable properties due to regular structure and wire welding. Processing behaviour enhances with interlayer strength growth, and anisotropy reduction in the sheet plane. It is proved that the forming is limited not only by danger to break the blank part in the sheet plane, but also by the risk of blank part lamination at the sheet stamping. Investigation results for formability and weldability of porous net materials from the 12Kh18N10T steel are used to produce filters with specific degree of liquid and gas purification from mechanical pollution, and stamp-welded plugs for heat exchangers-evaporators and heat tubes.*

**Keywords:** porous net material; formability; manufacturing process; stamp-welded filter; heat exchangers-evaporator; heat tube.

Технологические процессы изготовления изделий из *пористых материалов* (ПМ) предполагают получение не только требуемых форм и размеров, гидравлических характеристик, размеров пор проницаемых элементов, но также они должны обеспечивать необходимые механические свойства. Результаты исследования пористых порошковых, волоконных и сетчатых материалов показали, что эксплуатационным требованиям функционирования элементов систем охлаждения и ряда других изделий наиболее полно отвечают ПМ, получаемые консолидацией металлических сеток с применением горячей деформации в контролируемой газовой среде [1].

Пористые материалы на основе металлических тканых проволочных сеток, получивших название — *пористые сетчатые материалы* (ПСМ), благодаря организованной структуре и сварке проволок сеток между собой обладают стабильными и воспроизводимыми характеристиками. При этом для ПСМ характерны более

высокие механические и технологические свойства по сравнению с порошковыми ПМ аналогичного химического состава [2].

Экспериментальные исследования штампуемости и свариваемости ПСМ из стали 12Х18Н10Т показали, что более технологичными являются заготовки с высокой межслойной прочностью, низкой анизотропией механических свойств в плоскости листа. Установлено, что формоизменение ограничивается не только опасностью разрушения в плоскости листа, но и возможностью расслоения заготовки [3].

*Цель работы* — разработка технологических процессов изготовления технологичных штамповарных изделий из ПСМ с заданными свойствами.

При исследовании механических характеристик применен структурный подход, предполагающий определение механических свойств исходя из геометрических параметров (типоразмера) сеток, их количества, взаимного расположения, механизма пластической деформации и качества консолидации структурообразующих элементов.

Пористые элементы на основе металлических сеток представляют собой сварные изделия,

\* В работе принимали участие Л.В. Колачева, В.М. Арбузов и Ю.И. Филиппов.

свойства которых определяются структурой материала проволоки, конструкцией брикета сеток, обжатием заготовок и полной образований твердофазных соединений на площадях контакта. Число и площадь перекрестий проволок зависят от конструкций брикета сеток и механизма пластической деформации структурообразующих элементов при обжатии.

Конструкция брикета определяется типоразмером сеток, их количеством и взаимным расположением. Геометрические параметры сеток формируются типом переплетения проволок, диаметрами основ  $d_{oc}$ , утков  $d_{yt}$  и расстояниями между основами  $l_{oc}$ , используя которые можно получить два безразмерных параметра:  $n_d = d_{yt}/d_{oc}$ ;  $n_l = l_{oc}/d_{oc}$  для определения основных характеристик сеток независимо от их типоразмера. По типу переплетения проволочные тканые сетки разделяются на сетки с квадратными ячейками (ГОСТ 3826—82) (рис. 1) и фильтровые сетки, которые могут быть полотняного (ГОСТ 3187—76), саржевого двухстороннего и одностороннего переплетения (рис. 2).

Штампуемость листового ПСМ в отличие от традиционных сплавов лимитируется не только их разрушением, но и недопустимым изменением структурных характеристик, например, таких как форма, размеры пор и др. [4]. Оценить штампуемость пористых заготовок можно с помощью технологических проб, отражающих поведение заготовки при реальной операции листовой штамповки.

При растяжении ПСМ в направлении толщины между отдельными проволоками действуют силы, направленные на отрыв слоев сеток друг относительно друга. Резкое уменьшение или отсутствие изменения толщины материала при его растяжении свидетельствует о разрушении связи между сетками. Для ПСМ с пористостью более 0,3, обладающих низкой прочностью на отрыв, утонение образцов прекращается раньше, чем происходит разрушение заготовок в плоскости листа.

Результаты технологических испытаний показали, что предельный коэффициент вытяжки возрастает с увеличением пористости заготовки. Однако для ПСМ с пористостью 0,35...0,4 при коэффициенте

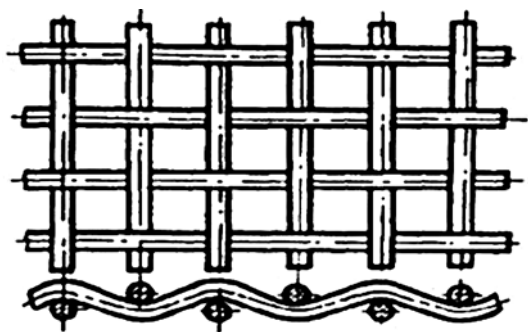


Рис. 1. Конструкция сетки с квадратными ячейками

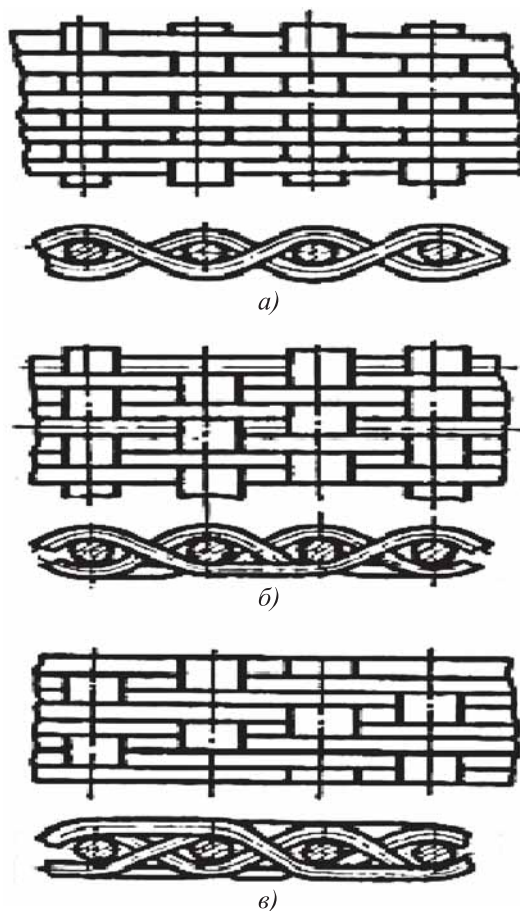


Рис. 2. Конструкция фильтровых сеток:

а — полотняного переплетения; б — саржевых двухсторонних; в — саржевых односторонних

тах вытяжки, близких к критическим, происходит расслоение изделия. На основании экспериментальных исследований установлено, что ПСМ из стали 12Х18Н10Т обладают штампуемостью, позволяющей изготавливать осесимметричные проницаемые оболочки с предельной степенью вытяжки 1,7...1,75.

При разработке технологического процесса гибки оболочек из ПСМ в качестве критерия предельных деформаций принят минимально возможный относительный радиус гибки  $(r/h_n)_{min}$ , который определяется пластичностью заготовки

$$\left(\frac{r}{h_n}\right)_{min} = \frac{1}{\delta(2+\delta)}$$

где  $\delta$  — максимальное относительное удлинение ПСМ при растяжении в направлении, перпендикулярном линии гибки;  $h_n$  — толщина листового ПСМ.

В результате исследований изменения структуры ПСМ, выполненных при  $r/h_n = 1,5...2,5$ , определили, что на сжатом слое уменьшается размер пор, это приводит к снижению проницаемости в зоне гибки примерно на 30%. Проницаемость оценивали по изменению скорости

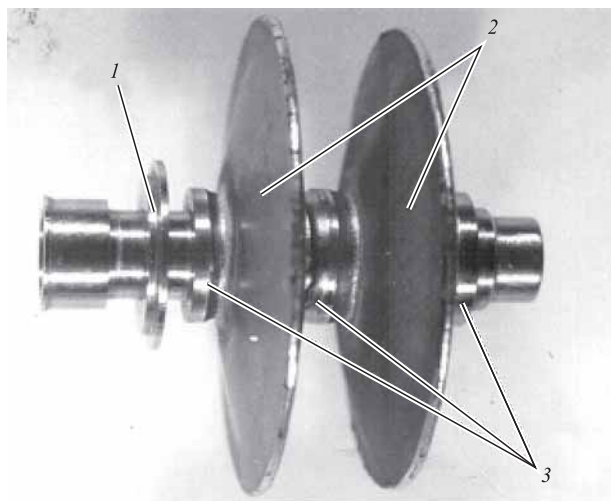
истечения газа через изогнутую оболочку с помощью тензометра. Эксперименты показали, что для листового ПСМ толщиной 1 мм с внутренним радиусом гибки 1,5 мм уменьшение проницаемости составляет не более 25 %.

Анализ конструктивных схем фильтров позволил установить, что их принципиальное отличие состоит в форме фильтроэлементов, которые выполняются в виде цилиндров, конусов и т.п. Основная задача при их проектировании и изготовлении состоит в обеспечении требуемой конфигурации, массы фильтра при максимальной площади фильтрации и заданной тонкости очистки жидкости или газа от механических загрязнений. При этом ПМ, обладающие высокой тонкостью очистки рабочей среды, как правило, обладают низкой проницаемостью. Поэтому в процессе проектирования в качестве основного показателя принята номинальная тонкость очистки.

Исследование номинальной тонкости очистки и проницаемости ПСМ показало, что при равных значениях пористости и диаметра проволок сеток более высокими гидравлическими характеристиками обладают проницаемые элементы на основе сеток с квадратными ячейками. Увеличение в процессе сварки относительного обжатия брикета сеток приводит к уменьшению среднего размера пор, пористости и коэффициента проницаемости пористых сетчатых материалов.

Выполненные исследования штампуемости и свариваемости ПСМ использованы при проектировании и изготовлении штампосварного фильтра с тонкостью очистки 10...12 мкм, приведенного на рис. 3.

Технологический процесс изготовления фильтра включает в себя *электронно-лучевую* сварку



**Рис. 3. Штампосварной фильтр из стали 12Х18Н10Т, обеспечивающий тонкость очистки 10...12 мкм:**

1 — ось; 2 — фильтроэлементы; 3 — втулки

(ЭЛС) пористых элементов с осью, втулками и между собой. Фильтроэлементы изготавливали листовой штамповкой ПСМ толщиной 0,5 мм и пористостью  $P = 0,45$ , полученного сваркой прокаткой 13 слоев сеток с квадратными ячейками, расположенных под углом  $45^\circ$ . Размер ячейки этих сеток составляет  $a = 0,04$  мм (ГОСТ 3826—82). Пористые заготовки после листовой штамповки и ультразвуковой очистки во фреоне устанавливали в специальных приспособлениях, обеспечивающих сборку свариваемых элементов и их вращение.

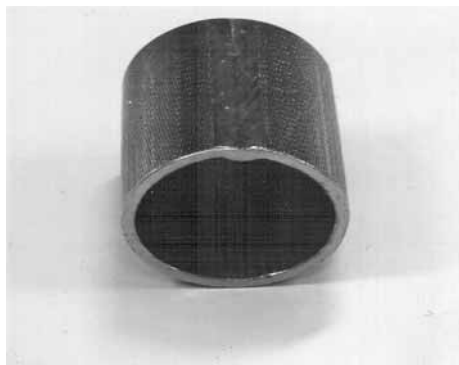
Сварку осуществляли с силой тока 5...6 мА при ускоряющем напряжении 50 кВ с диаметром фокального пятна 1 мм. Скорость сварки составляла при соединении фильтроэлементов с осью и втулками 6,3 м/ч, а между собой — 22 м/ч. Контроль качества сварных соединений фильтра в условиях гидростатического испытания показал, что вероятность получения бездефектного сварного соединения составляет 0,96.

Развитие авиационной и космической техники требует создания систем терморегулирования летательных аппаратов. Особое внимание заслуживает применение устройств типа теплообменника-испарителя с использованием пористого материала, в котором подводимая теплота к наружной поверхности поглощается в результате испарения хладагента.

Значительный интерес для изготовления проницаемого элемента (втулки) теплообменника представляет ПМ на основе металлических сеток. Конструкция втулки теплообменника представляет собой трубу из ПСМ размерами  $30 \times 2$  мм и длиной 180 мм.

Для изготовления втулки теплообменника использован листовой ПСМ, изготовленный сваркой прокаткой фильтровых сеток полотняного переплетения П60 (ГОСТ 3187—76) [2]. Пористость листовых заготовок составляла 0,20 и 0,45. Для получения втулки теплообменника разработана технология изготовления сварных труб, формование которых выполняли на прокатном стане 10-60 конструкции ВНИИМЕТМАШ. Автоматическую аргодуговую сварку (АрДС) сформованной непрерывно движущейся заготовки осуществляли на стане в специальной камере. Применяемая после сварки калибровка позволила изготовить сварные трубы требуемых размеров (рис. 4). Режим сварки труб выбирали по результатам проведенных исследований.

Качество сварного соединения труб оценивали внешним осмотром и металлографическими исследованиями, которые показали, что формирование труб из материала с исследуемой пористостью обеспечивает требуемую геометрию без разрушения сварных соединений проволок, т.е. без расслоения заготовок. Изготовленные тру-

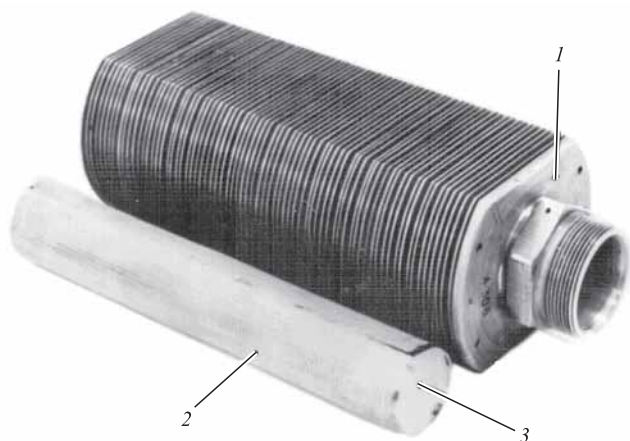


**Рис. 4. Сварная труба из пористого сетчатого материала**

бы соединяли с фланцами из компактной стали 12X18H10T ручной АрДС. Полученные таким образом втулки запрессовывали в корпус теплообменника. Общий вид теплообменника-испарителя приведен на рис. 5.

Испытание полученных агрегатов выполняли в лабораторных условиях по следующей схеме. Испытываемый теплообменник устанавливали в воздуховоде, в котором вентиляторы обеспечивали требуемый расход воздуха. Во внутренней полости теплообменника создавалось давление 0,133 Па. В качестве хладагента использовали дистиллированную воду, которую подавали по каналам в корпусе теплообменника, где и происходило ее испарение. Мощность теплообменника-испарителя оценивали максимальным количеством полностью испарившейся воды без образования крупинки льда.

В результате испытаний установлено, что применение ПМ на основе металлических сеток с пористостью 0,20 и 0,45 в теплообменниках позволяет получить требуемую мощность. При этом повышение мощности теплообменника может быть достигнуто за счет увеличения пористости материала втулки и расхода хладагента.



**Рис. 5. Теплообменник-испаритель:**

1 — корпус; 2 — труба из ПСМ; 3 — фланец

Системы терморегулирования аппаратуры, используемые в аэрокосмической технике, должны работать в условиях различной гравитации, иметь небольшую массу и быть высокоэффективными, что достигается благодаря интенсификации процессов теплообмена. Поэтому особого внимания заслуживает применение тепловых труб, в которых теплообмен осуществляется благодаря изменению агрегатного состояния хладагента (см. кн. Алексеев В.А., Арефьев В.А. Тепловые трубы для охлаждения и термостатирования радиоэлектронной аппаратуры. М.: Энергия, 1979. 128 с.).

Тепловые трубы не требуют дополнительной энергии на передачу теплоносителя, не имеют движущихся частей, поэтому они являются наиболее надежными устройствами. Также они обладают высокой теплопроводностью, передают большое количество теплоты на значительное расстояние при небольших градиентах температуры.

Тепловая труба представляет собой устройство, работающее по испарительно-конденсационному циклу. Вакуумированный и герметичный корпус тепловой трубы изнутри плакирован капиллярно-пористым материалом, насыщенным жидким теплоносителем. В зоне теплоотвода теплота от источника затрачивается на испарение теплоносителя. Образующийся пар за счет разности давлений в испарительной и конденсационных зонах поступает по поровому каналу через транспортную зону на участок теплосъема и, конденсируясь, отдает теплоту внешнему стоку, а конденсат возвращается в зону нагрева по пористой структуре под действием капиллярных сил.

Анализ процессов, протекающих в тепловых трубах, позволил установить, что оптимальный пористый материал для изготовления капиллярно-пористого слоя должен отвечать следующим основным требованиям:

- высокая равномерность структуры;
- максимальная теплопроводность пористого каркаса;
- высокий уровень механических и технологических свойств;
- возможность качественного соединения капиллярного слоя с корпусом тепловой трубы;
- совместимость ПМ с жидким теплоносителем и различными газовыми средами при длительной эксплуатации.

Наиболее распространенными элементами тепловых труб являются металлические тканые сетки, которые крепятся к корпусу распорными пружинами, втулками, а также с помощью сварки или пайки. Во всех этих случаях возникает опасность нарушения работы трубы вследствие образования газовых пузырей, прекращения циркуляции жидкости из-за отслаивания ка-

пиллярного слоя от стенки трубы. Также при изготовлении изделий сложной конфигурации крепление сетки к корпусу вызывает существенные технологические трудности.

На основе выполненных исследований разработана технология изготовления тепловых труб из стали 12Х18Н10Т, которая предполагает создание комбинированной пористой заготовки совместной сваркой прокаткой брикета сеток с расположенной на поверхности фольгой, последующие листовую штамповку и сварку плавлением отдельных элементов.

В соответствии с техническим заданием для изготовления цилиндрических тепловых труб необходимо получить комбинированный материал из стали 12Х18Н10Т толщиной 2,3 мм при пористости капиллярного слоя  $P = 0,25...0,3$ . При этом корпус тепловой трубы должен выдерживать внутреннее давление не менее 1 МПа.

Для обеспечения указанных требований изготовлен комбинированный пористый материал, технология изготовления которого состояла в сварке прокаткой в вакуумированных конвертах при температуре 1200 °С четырех слоев фильтровой сетки П60 (ГОСТ 3187—76), собранных под углом 90°, и пластины толщиной 0,35 мм из стали 12Х18Н10Т. Степень деформации брикета сеток в процессе сварки прокаткой составляла 0,5. Затем гибкой на оправке листовой заготовки формовали корпус тепловой трубы диаметром 20 мм и длиной 200 мм с последующей ручной АрДС. После механической обработки резанием торцов к корпусу трубы ручной АрДС приваривали крышку и фланец с заправочным устройством из стали 12Х18Н10Т (рис. 6).

Механические испытания изготовленной тепловой трубы показали, что разрушение произошло при внутреннем давлении 22,4 МПа, т.е. при давлении, значительно превышающем рабочее. Заправка и испытание изделий позволили установить, что технология изготовления тепловых труб на основе комбинированного пористого сетчатого материала



Рис. 6. Тепловая труба:

1 — заправочное устройство; 2 — фланец; 3 — корпус тепловой трубы; 4 — крышка

ла может быть рекомендована для изготовления изотермических поверхностей различного назначения. Например, в качестве радиаторов для обеспечения теплового режима работы мощных транзисторов в схеме электронного регулятора напряжения.

**Заключение.** Исследования гидравлических, фильтровальных и механических свойств, штампуемости и свариваемости ПМ показали, что ПСМ из стали 12Х18Н10Т обладают оптимальным комплексом свойств. Благодаря организованной структуре и сварке проволок сеток между собой они обладают стабильными и воспроизводимыми свойствами.

Экспериментальные исследования штампуемости ПСМ позволили установить, что технологические свойства повышаются с увеличением межслойной прочности и снижением анизотропии свойств в плоскости листа. При этом формоизменение ограничивается не только опасностью разрушения заготовки в плоскости листа, но и возможностью ее расслоения в процессе листовой штамповки.

Разработанные технологические процессы изготовления штампосварных изделий с заданными свойствами реализованы на ряде предприятий при получении ПСМ и создании на их основе фильтров для очистки жидкостей и газов от механических частиц, пористых втулок теплообменников-испарителей и тепловых труб.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пористые** сетчатые материалы / Ю.И. Синельников, А.Ф. Третьяков, Н.И. Матурин, А.Г. Колесников, А.Д. Панов, В.И. Макарович. М.: Металлургия, 1983. 64 с.
2. **Пористые** проникаемые материалы / под ред. С.В. Белова. М.: Металлургия, 1987. 335 с.
3. **Третьяков А.Ф.** Исследование механических и технологических свойств листовых пористых сетчатых материалов из стали 12Х18Н10Т // Инженерный журнал: наука и инновации. 2016. № 6 (54). URL: <http://engjournal.ru/catalog/msm/smme/1498.html> (дата обращения 12.05.2019). DOI: 10.18698/2308-6033-2016-6-1498.
4. **Третьяков А.Ф.** Изменение свойств пористых сетчатых материалов в процессе обработки давлением и сварки давлением // Производство проката. 2015. № 2. С. 24—29.

*Анатолий Фёдорович Третьяков, д-р техн. наук,*  
treyakov@bmstu.ru

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**

Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. <http://www.mashin.ru>

Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 07.11.2019. Подписано в печать 26.12.2019. Формат 60 × 88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солишнз".

119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.