

**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.  
КОБЕРНИК Н.В., д.т.н., доц.  
КОРОТЧЕНКО А.Ю., д.т.н., доц.  
КОТЕНКО В.И., д.т.н.  
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.  
КРУК А.Т., д.т.н., проф.  
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.  
ЛАВРИНЕНКО Ю.А., д.т.н., доц.  
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.  
МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н.  
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.  
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.  
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.  
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.  
ПЛОХИХ А.И., к.т.н., доц.  
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.  
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.  
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.  
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.  
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.  
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.  
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.  
ОЛУНД Э., Dr. Ir.  
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

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

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

За содержание рекламных  
материалов ответственность  
несет рекламодатель

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

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

## СОДЕРЖАНИЕ

### Литейное и сварочное производство

- Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Критерий загрязненности силуминовых отливок оксидами при литье в кокиль ..... 99
- Лебедев В.А.** Состояние и направления развития систем и способов управления переносом электродного металла, формированием шва и валика при электродуговой механизированной и автоматической сварке—наплавке ..... 104

### Кузнечно-штамповочное производство

- Вайцехович С.М., Власов Ю.В., Журавлёв А.Ю.** Совершенствование технологии немонотонного деформирования в обработке металлов давлением ..... 115

### Прокатно-волочильное производство

- Загиров Н.Н., Логинов Ю.Н., Иванов Е.В., Кузьмин В.Г.** Разработка технологии переработки стружковых отходов сплава системы Al—Mg—Sc с применением метода горячего прессования ..... 123

### Материаловедение и новые материалы

- Курочкина О.С., Серов Р.А., Изотов В.А.** Влияние термической обработки на структуру и механические свойства алюминиевых сплавов, модифицированных нанополупроводником ..... 130

### Высокоэнергетические методы изготовления заготовок

- Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Рыжков П.В., Зайцев Д.В.** Определение критерия оценки деградации структуры синтезированного материала в процессе селективного лазерного сплавления жаропрочных сплавов ..... 134

**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.  
EVSUYUKOV S.A.  
ERSHOV M.Yu.  
KASATKIN N.I.  
KIDALOV N.A.  
KOBERNIK N.V.  
KOROTCHENKO A.Yu.  
KOTENOK V.I.  
KOSHELEV O.S.  
KRUK A.T.  
KUKHAR' V.D.  
LAVRINENKO Yu.A.  
LARIN S.N.  
MONASTYRSKY V.P.  
MOROZ B.S.  
MURATOV V.S.  
NURALIEV F.A.  
OVCHINNIKOV V.V.  
PLOKHIKH A.I.  
POVAROVA K.B.  
POLETAEV V.A.  
TREGUBOV V.I.  
SHATUL'SKY A.A.  
SHPUN'KIN N.F.  
YAMPOL'SKY V.M.  
BAST Yu.  
ÖHLUND E.  
TUTMANN T.

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

Journal is registered by  
Roskomnadzor.  
The certificate of  
registration 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  
Rossii" 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 Production

- Zarubina O.A., Zarubin A.M. Criterion for oxides silumin castings contamination during chill casting ..... 99
- Lebedev V.A. State and development directions of systems and methods for electrode metal transfer, joint and surfacing layer formation control during electric arc mechanized and automatic welding—surfacing ..... 104

### Forging and Stamping Production

- Vaytsekhovich S.M., Vlasov Yu.V., Zhuravlev A.Yu. Improvement of nonmonotone deformation technology in plastic metal working ..... 115

### Rolling and Drawing Production

- Zagirov N.N., Loginov Yu.N., Ivanov E.V., Kuz'min V.G. Development of technology for processing of chip wastes made of Al—Mg—Sc system alloy using hot extrusion method ... 123

### Physicall Metallurgy and New Materials

- Kurochkina O.S., Serov R.A., Izotov V.A. Effect of heat treatment on structure and mechanical properties of aluminum alloys modified by nanocarbon ..... 130

### High Energy Blanks Manufacturing Methods

- Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Ryzhkov P.V., Zaytsev D.V. Determination of criteria for assessing of synthesized material structure degradation during selective laser melting of nickel-based superalloys ..... 134

*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)

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-3-99-103

О.А. Зарубина, А.М. Зарубин

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

## Критерий загрязненности силуминовых отливок оксидами при литье в кокиль

Для оценки влияния режимов заполнения литейной формы на содержание в отливках оксидных пленок предложен специальный критерий, обеспечивающий прогнозирование загрязненности кокильных отливок из алюминиевых сплавов в результате применения современных вычислительных средств для моделирования процесса заливки форм на ЭВМ. Отмечено, что уменьшение значения критерия загрязненности при использовании сплавов с незначительным содержанием Mg или без этого компонента снижает возможности управления распределением оксидов в отливке, других элементах литейной формы и использования сосредоточения оксидов, например, в промывниках для управления механическими свойствами литых изделий. Это обусловлено увеличением продолжительности окислительных процессов в газонепроницаемой форме при таком изменении состава материала отливки.

**Ключевые слова:** газонепроницаемая форма; загрязненность отливок; интенсивность окисления; компонентный состав сплава; критерий загрязненности; литье в кокиль; механические свойства; моделирование заливки форм; оксиды; пористость; проба; разработка технологии; свободная поверхность расплава; силуминовые отливки; шпинель.

*To assess the effect of the mould filling modes on the content of oxide films in castings, special criterion is proposed that provides prediction in the contamination of chill castings made of aluminum alloys by using modern computing tools to simulate the moulds casting process on computer. It is noted that decrease in the value of the contamination criterion by using alloys with low content of Mg or without this component reduces the possibility of controlling the distribution of oxides in the casting, other elements of the casting mould and using the concentration of oxides, for example, in washers to control the mechanical properties of cast products. This is due to increase in the duration of oxidation processes in gas-tight mould with such change in the composition of the casting material.*

**Keywords:** gas-tight mould; contamination of castings; oxidation rate; alloy composition; contamination criterion; chill casting; mechanical properties; modeling of mould casting; oxides; porosity; sample; technology development; free surface of melt; silumin castings; spinel.

Требования к свойствам машиностроительных материалов постоянно возрастают. Силумины не являются исключением, что обусловлено прежде всего номенклатурой отливок, изготавливаемых из них, в том числе и литьем в кокиль для нагруженных изделий авиационной, автотракторной и других отраслей техники. Эти сплавы отличают высокие литейные характеристики.

Продукты окисления силуминов, пленок и их фрагменты оказывают существенное не-

гативное влияние на процесс питания затвердевающей отливки. С увеличением температурного интервала кристаллизации сплава влияние оксидов на процесс питания отливки возрастает [1]. Следствием этого являются повышение пористости, снижение механических характеристик, технологических и других свойств алюминиевых литейных сплавов [1–3]. Такое влияние окислительных процессов, протекающих и при заполнении рабочей полости литейной формы (образование "молодых" оксидов), про-

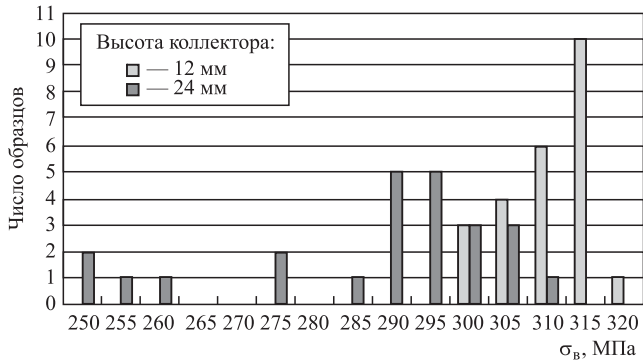


Рис. 1. Результаты механических испытаний литых образцов из сплава AlSi7Mg [4]

является при литье в песчаные формы и при использовании кокилей. Многие исследователи отмечают более существенную роль в формировании свойств отливок именно "молодых" оксидов.

В качестве примера такого влияния на рис. 1 [4] показаны результаты механических испытаний образцов из сплава AlSi7Mg, полученных литьем в кокиль с использованием только одного элемента литниковой системы — коллектора различных размеров.

Установлено [4], что при использовании коллектора высотой 12 мм предел прочности на растяжение  $\sigma_{\text{в}} = 307,74$  МПа, а относительное удлинение  $\delta = 4,52$  %. Увеличение его высоты до 24 мм снизило эти усредненные показатели до значений  $\sigma_{\text{в}} = 289,95$  МПа и  $\delta = 2,48$  %. При этом [4] влияние оксидов, образующихся до коллектора (в раздаточной печи, заливочном ковше, чаше и стояке), исключено благодаря использованию керамического фильтра. Снижение механических свойств обусловлено изменением режима течения расплава и интенсивности его окисления в каналах кокиля.

Конфигурация поперечного сечения некоторых подводящих элементов литниковой системы также оказывает существенное влияние на поведение расплава в форме при ее заливке и, как следствие этого, на загрязненность материала оксидами. Сравнительный анализ результатов зарубежных исследований показал, что применение цилиндрических каналов обеспечивает снижение загрязненности и более высокие механические свойства отливок, чем при использовании подводящих элементов другой конструкции [5].

В работе [6] в качестве критерия оценки влияния режимов заполнения литейной формы на

содержание в отливках оксидных пленок предложено соотношение:

$$K_{OF} = \frac{V_{SR}}{V_o}, \quad (1)$$

где  $V_{SR} = \frac{\int_0^{t_{\text{зап}}} F_{SR}(t) dt}{t_{\text{зап}}} h_p$  — объем оксидов,

образующихся за время заполнения рабочей полости расплавом;  $F_{SR}$  — текущая площадь свободной поверхности расплава в форме;  $t_{\text{зап}}$  — продолжительность ее заполнения;  $h_p$  — толщина оксидной пленки, образующейся на свободной поверхности потока;  $V_o$  — объем отливки.

При этом кинетика изменения площади  $F_{SR}$  (рис. 2) может быть установлена по результатам численного заполнения формы (рис. 3), например, с помощью программы FLOW 3D. Такую возможность обеспечивают и некоторые другие вычислительные средства.

Практическое использование результатов натуральных и численных экспериментов показало [8, 9] возможность применения этого критерия для прогнозирования степени поражения отливок или отдельных их частей оксидными включениями и, следовательно, механических свойств литых изделий еще на этапе разработки технологии.

Во многих случаях, когда определена только группа сплавов (ГОСТ 1583—93) и решаются вопросы о выборе его конкретной марки или

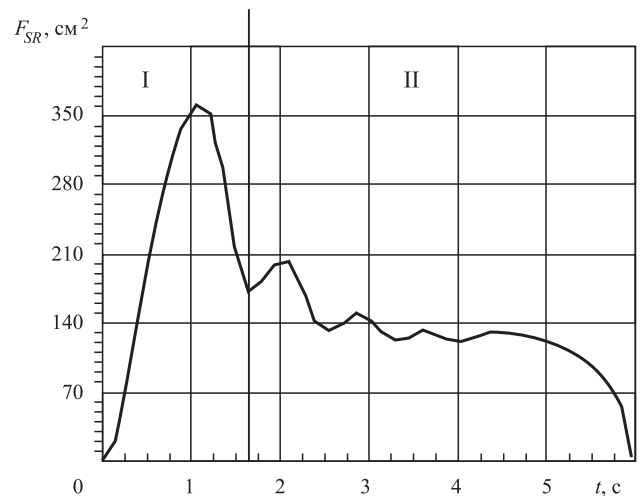
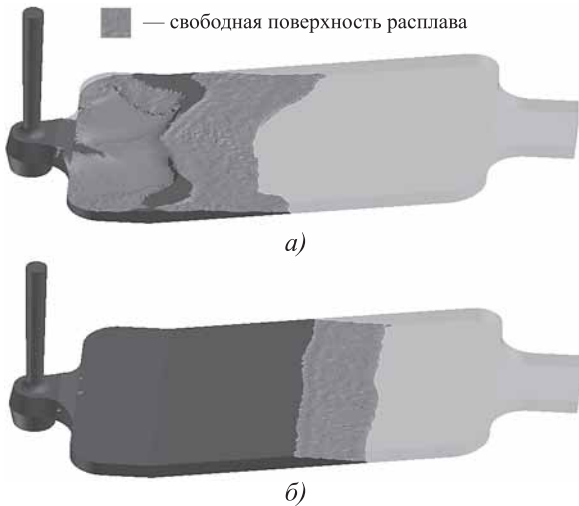


Рис. 2. Кинетика изменения свободной поверхности расплава при заливке формы:

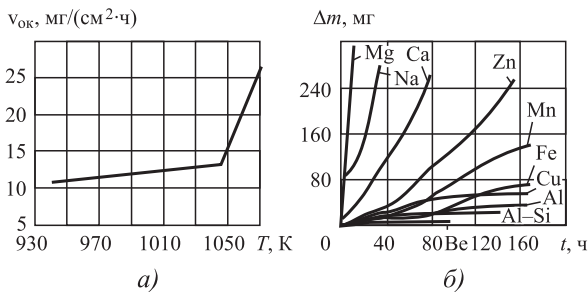
I — начальный возмущенный этап заполнения; II — этап установившегося заполнения



**Рис. 3. Результат моделирования процесса заполнения пробы М.В. Шарова — Н.М. Галдина [7]:**  
*a* — I этап; *б* — II этап (см. рис. 2)

температуры заливки  $T_{зал}$ , критерий в представленном виде не в полной мере отвечает на вопрос о влиянии результатов этого выбора на вероятность загрязнения отливки оксидами. Влияние, например, величины  $T_{зал}$  проявляется только вследствие изменения вязкости и связанного с этим изменения режимов заполнения рабочей полости формы [9]. Это потребовало уточнения критерия  $K_{OF}$ .

На рис. 4, *a* показана зависимость кинетики окислительных процессов от температуры, а на рис. 4, *б* — от химического состава расплава. Видно, что с повышением температуры скорость окисления линейно возрастает и наиболее существенный прирост наблюдается при температурах выше 1047 К. Такие элементы, как Mg (один из основных легирующих элементов в сплавах марок АК7, АК9, АК5М2, АК9М2 и др.) и Na, оказывают наиболее существенное



**Рис. 4. Зависимость кинетических характеристик процесса окисления от температуры жидкого алюминия [10] (*a*) и легирующих добавок при температуре 1073 К (*б*):**

$v_{ок}$  — скорость окисления;  $\Delta m$  — прирост массы оксидов [11]

влияние на этот процесс. При этом Na может присутствовать в расплаве, например, вследствие его рафинирования и модифицирования.

Данные А.Я. Радина, приведенные в работе [12], указывают на то, что с увеличением содержания Mg количество оксидов, образующихся на свободной поверхности расплава, может увеличиваться в 120—300 раз по сравнению с чистым алюминием. Объясняется это тем, что пленка на свободной поверхности таких расплавов в основном состоит из оксидов магния или шпинели  $Al_2O_3 \cdot MgO$ , обладающих слабо выраженными защитными функциями и незначительно влияющих на взаимодействие расплава с газовой атмосферой литейной формы.

С учетом рассмотренных факторов расчетная зависимость для определения загрязненности отливок по результатам численного моделирования процесса заливки формы может быть скорректирована и представлена в следующем виде:

$$K_{OF} = \frac{V_{SR}}{V_0} k_T k_k, \quad (2)$$

где  $k_T$ ,  $k_k$  — коэффициенты, учитывающие температуру заливки  $T_{зал}$  расплава и компонентный состав сплава соответственно.

Зависимость коэффициента  $k_T$  от температуры установили, используя статистическую обработку результатов работы [10] (см. рис. 4, *a*) с применением стандартного пакета анализа данных в программе MS Excel и принимая  $k_T = 1,0$  при  $T_{зал} = 1023$  К:

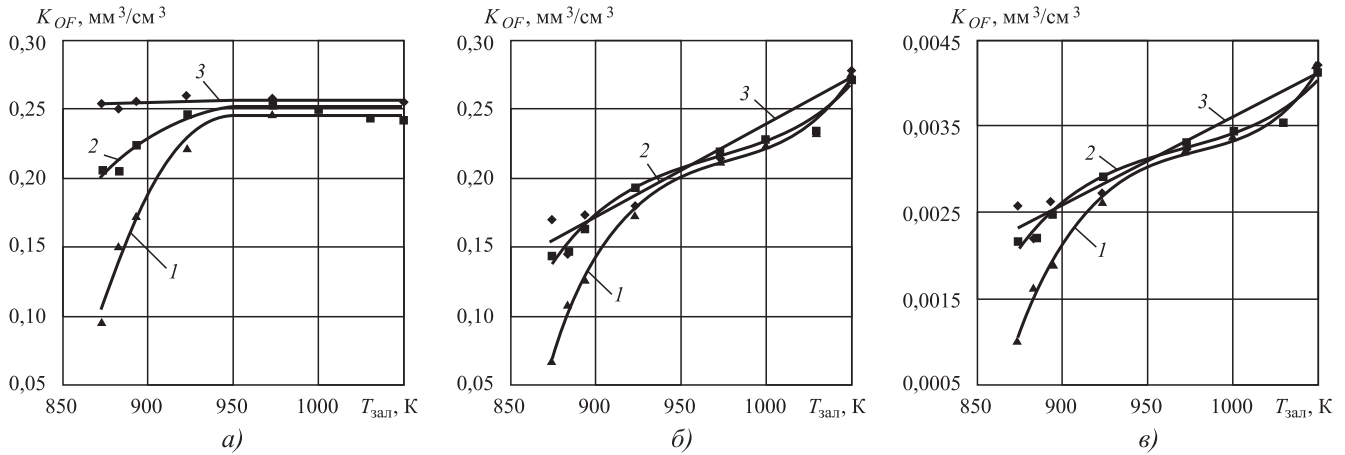
$$k_T = 0,0017T_{зал} - 0,7391 \text{ при } T_{зал} \leq 1047 \text{ К},$$

$$k_T = 0,044T_{зал} - 45,76 \text{ при } T_{зал} > 1047 \text{ К}.$$

Значения коэффициента  $k_k$ , учитывающего компонентный состав сплава (см. таблицу), определяли путем анализа данных работ [11, 12] о влиянии легирующих компонентов на процесс окисления алюминия и его сплавов (см. рис. 4, *б*).

Из анализа зависимостей (рис. 5, *a*) загрязненности материала пробы М.В. Шарова — Н.М. Галдина<sup>1</sup> [7] от температуры заливки  $T_{зал}$  расплава, полученных с использованием формулы (1), следует, что изменение  $K_{OF}$  происходит вследствие изменения площади  $F_{SR}$

<sup>1</sup> Для изготовления пробы использована сухая песчаная форма.



**Рис. 5. Зависимость степени загрязненности  $K_{OF}$  материала пробы от температуры заливки  $T_{зал}$  расплава:**  
 а —  $k_T = 1, k_k = 1$ ; б —  $k_T = var, k_k = 1$  (сплав АК9); в —  $k_T = var, k_k = 0,015$  (сплав АК12); 1 — расчеты по упруго-вязкопластической модели; 2 — по модели с переменной, зависящей от текущей температуры вязкостью  $\eta = f(T)$ ; 3 — по модели с постоянной вязкостью расплава  $\eta = const$  [9, 13]

**Значения коэффициента  $k_k$ , учитывающего компонентный состав алюминиевого сплава**

| Коэффициент $k_k$          |                           |             |            |
|----------------------------|---------------------------|-------------|------------|
| Без легирующих компонентов | Содержание Mg в сплаве, % |             |            |
|                            | 0                         | 0,25...0,35 | $\geq 1,0$ |
| 0,01                       | 0,005...2,5               | 1,0         | 2,5        |

и существенно определяется той моделью расплава, которая используется при моделировании заливки формы в программе FLOW 3D.

Учет влияния температуры (рис. 5, б) и компонентного состава сплава (рис. 5, в) обеспечивает прогноз по загрязненности отливок оксидами, в большей степени соответствующий физическим представлениям о кинетике окислительных процессов, происходящих в рабочей полости литейной формы на этапе ее заполнения расплавом с изменением этих параметров.

Результаты исследований были использованы при разработке технологии изготовления отливки электротехнического назначения "плашка" из силуминов АК9 и АК12 (рис. 6), имеющей разностенную конструкцию (5...14 мм), тонкие ребра, массивный тепловой узел и массу ~0,21 кг. Это позволило обеспечить при литье в кокиль необходимые механические свойства отливок при значительном сокращении объема финишных операций и увеличении КИМ в ~3,3 раза. Одна из возможных причин достижения требуемой прочности сплава АК12 заключается, в том числе, и в меньшей интенсив-



**Рис. 6. Силуминовая отливка "плашка" (масса ~0,21 кг, толщина стенки 5...14 мм, максимальный габаритный размер 105 мм)**

ности окислительных процессов. Если при использовании сплава АК9 критерий  $K_{OF} = 0,145$ , то при использовании АК12 его значение не превышает 0,002.

**Выводы**

1. Температуру заливки  $T_{зал}$  расплава следует поддерживать на минимальном, исключаящем появление дефектов неполного заполнения формообразующей полости (неслитин, сплав, недоливов и др.), уровне;

2. Прогнозирование загрязненности кокильных отливок из силуминов (как правило,  $T_{зал} \geq 923$  К) оксидами возможно с помощью современных средств вычислительной техники и модели расплава с переменной, зависящей от

температуры вязкостью. Применение для решения подобных задач упруговязкопластичной модели приводит к значительному повышению длительности расчетов. Этот вывод полностью согласуется с данными работы [13].

3. Уменьшение значения критерия загрязненности  $K_{OF}$  благодаря использованию сплавов с незначительным содержанием Mg или без этого компонента снижает возможности управления распределением оксидов в отливке, других элементах литейной формы и использования сосредоточения оксидов, например, в промывниках [8] для управления механическими свойствами литых изделий. Это обусловлено увеличением продолжительности окислительных процессов в газонепроницаемой форме с ограниченным объемом кислородосодержащих элементов при таком изменении состава материала отливки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Милицын К.Н.** Влияние состава и температурной обработки металлических расплавов на питании отливок // Литейное производство. 1960. № 3. С. 19–24.
2. **Влияние** положения в форме литых испытательных образцов на механические свойства алюминиевых сплавов / З.А. Василенко, Г.Г. Крушенко, Б.А. Балашов, А.Н. Тимофеев // Проблемы прочности. 1992. № 1. С. 80–82.
3. **Альтман М.Б.** Неметаллические включения в алюминиевых сплавах. М.: Металлургия, 1965. 126 с.
4. **Bozchaloei G.E. et al.** Effect of oxide bifilms on the mechanical properties of cast Al–7Si–0.3Mg alloy and the roll of runner height after filter on their formation // Materials Science and Engineering A. 2012. Vol. 548 (0). P. 99–105.
5. **Effects** of runner system design on the mechanical strength of Al–7Si–Mg alloy castings / X. Dai, X. Yang, J. Campbell, J. Wood // Materials Science and Engineering. 2003. Vol. 10. P. 315–325.
6. **Zarubina O.A., Korotchenko A.Y., Zarubin A.M.** Assessment of Mold Filling Rate Influence on Amount of Oxide Films in Castings by Numerical Simulation // Materials Science Forum. 2020. Vol. 989. P. 595–599.
7. **Шаров М.В., Галдин Н.М.** Влияние турбулентности потока на образование загрязненности в алюминиевых сплавах // Литейное производство. 1971. № 1. С. 9–13.
8. **Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Управление содержанием и распределением оксидных включений в кокильных отливках из алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 1. С. 3–6.
9. **Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Прогнозирование содержания оксидов и пористости в отливках из алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 5. С. 195–198.
10. **Schmitz C.** Handbook of Aluminium Recycling. Essen: Vulkan-Verlag GmbH, 2006.
11. **Флюсовая** обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А.В. Курдюмов, С.В. Инкин, В.С. Чулков, Н.И. Графас. М.: Металлургия, 1980. 195 с.
12. **Шаров М.В.** Теоретические основы литейного производства: конспект лекций. 2-е изд., изм. и доп. М.: ВИАМ, 2016. 480 с.
13. **Зарубина О.А.** Оптимальное использование программы FLOW 3D для решения задач литейной технологии // Литейное производство. 2020. № 11. С. 19–22.

*Ольга Александровна Зарубина;  
Александр Михайлович Зарубин, канд. техн. наук,  
zarubinam@bmstu.ru*



В.А. Лебедев

(ГП "ОКБ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины", Киев)

## Состояние и направления развития систем и способов управления переносом электродного металла, формированием шва и валика при электродуговой механизированной и автоматической сварке—наплавке

Рассмотрены проблемы, связанные с решением задач энергосбережения, повышения качества сварных швов и наплавленных слоев при механизированных дуговых процессах сварки и наплавки. Показан большой спектр технико-технологических приемов, влияний, методик, позволяющих в большей или меньшей степени решить эти задачи с применением основных и дополнительных аппаратных средств, а также новых электродных материалов, защитных сред и активирующих материалов. Особое внимание уделено оборудованию с импульсными алгоритмами функционирования, а также комбинированным системам влияния на дуговой процесс, что позволит охватить более широкий спектр воздействия на формирование сварных швов и наплавленных слоев. Часть технико-технологических решений требуют дальнейших исследований в части конкретных задач сварочно-наплавочного производства, а также выбора доступной и совершенной элементной базы и материальных ресурсов.

**Ключевые слова:** дуговой процесс; сварка—наплавка; плавление; перенос; формирование; управление; системы и способы.

*The problems that are associated with solving the problems of energy saving, improving in the quality of welded seams and deposited layers in mechanized arc welding and surfacing processes are considered. Shown is wide range of technical and technological methods, influences, techniques that allow to greater or lesser extent to solve these problems with the use of basic and additional hardware, and with the use of new electrode materials, protective media and activating materials. Particular attention is paid to equipment using pulse algorithms of functioning, as well as combined systems of influence on the arc process, which will allow covering wider range of effect on the formation of welded seams and deposited layers. Some of the technical and technological solutions require further researches in terms of specific tasks of welding and surfacing production, as well as the choice of affordable and perfect element base and material resources.*

**Keywords:** arc process; welding—surfacing; melting; transfer; formation; control; systems and methods.

Один из наиболее распространенных способов получения неразъемных соединений, в частности, для изготовления ответственных изделий — дуговая сварка плавящимся электродом. По объему наплавленного металла в мировом производстве электродуговая сварка занимает ведущее положение, которое, согласно экономическим прогнозам, сохранится в обозримом будущем [1—3].

Однако использование данного способа связано с определенными трудностями. Главной проблемой является нестабильный перенос электродного металла в сварочную ванну, сопровождающийся его повышенным разбрызгиванием. Это негативно отражается на технологическом процессе изготовления сварных конструкций: необходимы дополнительные операции по очистке поверхности деталей от брызг металла, что в целом снижает эффек-

тивность производства и повышает энергозатраты [4—6].

Обычно при электродуговой сварке с выполнением конвенциональных требований техники и технологии прочность сварного шва составляет 85...90 % прочности основного металла.

Совершенствование техники и технологии дуговой механизированной сварки и наплавки — постоянно действующая задача для исследователей, разработчиков производителей и потребителей этого способа соединения, упрочнения и восстановления узлов и деталей различных видов техники, строительства и других объектов. Целью совершенствования, в частности, является повышение прочности сварного шва.

Указанный процесс сопровождается переносом электродного металла в сварочную ванну и при этом перенос наряду с другими характеристиками — важнейшая особенность свар-



ки плавящимся электродом в защитных газах и под флюсом и самозащитными электродными проволоками. В связи с этим выделяют две основные задачи: уменьшение разбрызгивания электродного металла и увеличение стабильности процесса сварки.

От характера тепломассопереноса зависят многие технологические характеристики и сферы эффективного применения процессов сварки и наплавки, их качество и энергетические и ресурсные показатели.

Значимым является влияние характера переноса на кристаллизацию металла шва и наплавленного слоя, которая во многом определяет эксплуатационные свойства конструкции (прочность, износостойкость и др.).

Существует достаточно большое число способов и устройств, которые в той или иной мере оказывают влияние на перенос электродного металла при дуговой механизированной и автоматической сварке—наплавке. Среди способов имеются активные и пассивные, а среди устройств те, которые являются частями или узлами сварочного оборудования и те, которые относятся к дополнительным.

Для влияния на процесс переноса используются активирующие порошки и охлаждающие жидкости, различные физические поля, в частности, магнитное, акустическое, естественное гравитационное поле.

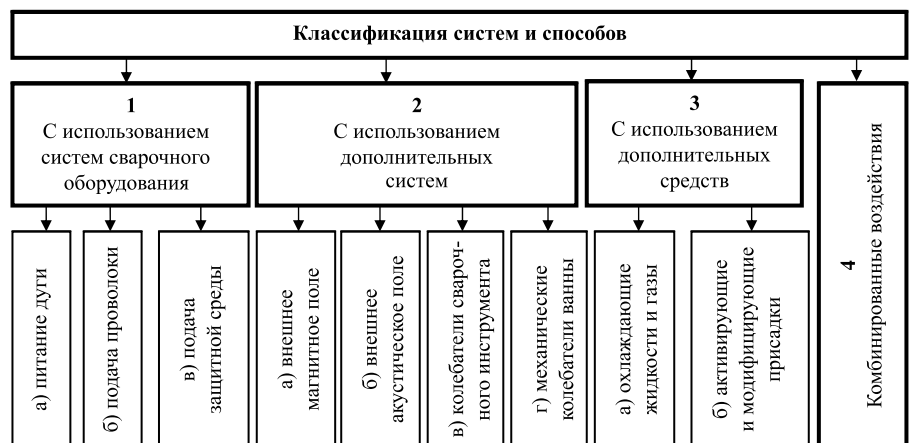
Следует особо отметить применение при сварке и наплавке импульсных воздействий, применяемых для процессов в защитных газах, под флюсом при работе со стальными конструкциями и конструкциями из сплавов алюминия с применением электродных проволок сплошного сечения, порошковых, активированных. Рациональное применение импульсных воздействий позволяет решать многие задачи, относящиеся к управлению переносом электродного металла, формированию сварного соединения, зоны термического влияния, структуры металла шва. В создании технических средств для импульсных технологий сварки—наплавки выполнено наибольшее число разработок, в том числе ряд алгоритмов функционирования.

*Цель работы* — анализ и оценка применения систем и способов управления или упорядочивание процесса переноса капель электродного металла, формирование структуры швов или наплавленных слоев на основе рассмотрения доступных материалов (статей, патентных материалов, собственных исследований и др.) для определения возможностей применения на практике, в том числе и для разработки новых типов оборудования.

Для дальнейшего анализа и оценки систем и способов влияния на перенос электродного металла классифицируем их (см. рисунок). На рисунке приведены только общие названия известных в настоящее время систем и способов влияния на перенос электродного металла. Для анализа и оценки их эффективности необходимо представить их техническую и технологическую суть.

**1а. Питание дуги.** Использование источников сварочного тока для получения модулированных и импульсных режимов влияния на дуговой процесс является распространенным [7]. До инверторных источников сварочного тока для получения модулированных и импульсных алгоритмов работы использовали обычные источники с различными модификациями и приставками, а также специализированные источники. Основной недостаток таких источников — их ограниченность из-за частоты преобразования энергии — 50 Гц. Практически неизвестны источники этого типа с введением обратных связей по параметрам дугового процесса.

Инверторные источники сварочного тока позволяют реализовать практически любые



**Классификация систем и способов влияния на перенос электродного металла, формирование сварного шва и наплавленного слоя**

импульсные алгоритмы управления переносом электродного металла. Их широкие возможности в сочетании с их малыми массогабаритными характеристиками позволили им занять исключительное место в структуре мирового рынка сварочного оборудования.

К недостаткам инверторных источников относится необходимость генерирования импульсов большой мощности, так как при управлении переносе кроме сил поверхностного натяжения используются силы, характеристики которых зависят от параметров выходных импульсов источника. Также инверторные источники практически не подлежат ремонту в условиях эксплуатации.

**16. Подача электродной проволоки.** Направление, связанное с использованием системы подачи электродной проволоки как генератора импульсов влияния на дуговой процесс для управления или стабилизации переноса электродного металла в сварочную ванну, не распространено, но интенсивно развивается. Создано значительное число конструкций механизмов импульсной подачи, часть из которых может быть использована в реальных разработках сварочного оборудования, часть может быть отнесена к перспективным.

Можно разделить реальные механизмы импульсной подачи на группы:

- с роликотыми движителями и редукторным снижением частоты вращения вала приводного электродвигателя для реализации низкочастотной модуляции сварочного тока с регулируемыми параметрами (частота, амплитуда, скважность);

- на основе односторонних захватов без применения дополнительных преобразователей вращения вала приводного электродвигателя и без возможности широкого управления параметрами импульсов движения;

- на основе преобразователей вращения вала электродвигателя в импульсное движение подающего ролика с частично регулируемыми параметрами;

- с использованием специализированных компьютеризированных электроприводов с вентильными, шаговыми электродвигателями и передачей вращения вала непосредственно на подающий ролик (безредукторные).

Исследование на реальных процессах всех этих групп механизмов показало, что они в той или иной мере обеспечивают решение задач

управления или стабилизации переноса электродного металла.

Сварка—наплавка с импульсной подачей электродной проволоки по жестко заданной программе обеспечивает достаточно высокие результаты в практическом применении, но реализация такого алгоритма формирования импульсов имеет определенные сложности в установке параметров импульсов, которые базируются на результатах трудоемких экспериментов.

Любое изменение в энергетических характеристиках дугового процесса (колебания вылета, изменения сопротивления движению проволоки в канале или токоподводе) влияет на эффективность процесса с импульсной подачей по жесткой программе [8].

Сварка с импульсной подачей электродной проволоки по жесткой программе может быть выполнена двумя способами — с нерегулируемыми или частично регулируемыми параметрами и с регулируемыми параметрами.

Повысить эффективность управления переносом электродного металла, а следовательно, сварочным процессом можно в результате отслеживания, по крайней мере, одного из изменяющихся энергетических параметров дугового процесса — тока или напряжения. При этом управление подачей проволоки должно строиться с применением синергетических алгоритмов [9]. Такой способ управления процессом сварки был разработан и получил название — дозированная подача, алгоритм управления которой описан в [10]. При использовании способа сварки с дозированной подачей устанавливаются три основных параметра: уровень тока  $I_{св\ min}$ , при котором включается подача; уровень тока  $I_{св\ max}$  — подача прекращается; скорость подачи в импульсе  $v_3$ . Сочетание этих параметров определяет характер переноса электродного металла.

Способ проверен и отработан в сравнительных экспериментах в автоматическом режиме при наплавке в нижнем, вертикальном и потолочном положениях с использованием сплошных и порошковых самозащитных электродных проволок. Выполнена сварка тонколистового сплава алюминия (электродная проволока АМг диаметром 1,0 мм; изделие толщиной 0,9 мм) с производительностью, более чем в 2 раза превышающей производительность сварки неплавящимся электродом. Процесс наплавки выполнен на обратной и прямой полярности с получением результатов: низкий уровень потерь

электродного металла (в 2—4 раза меньше, чем при традиционных способах сварки); меньшее энергопотребление (на 10...25 % в сравнении с традиционными способами подачи электродной проволоки); возможность управления геометрическими размерами шва; улучшение структуры металла шва и околошовной зоны.

Быстродействующий вентильный электропривод с безредукторным механизмом подачи и компьютеризированным управлением [11] специальной разработки вместе с новыми разработками датчиков тока, устройств интерфейса, системами регулирования позволил решить практически весь комплекс управления движением электродной проволоки: от плавного до дозированного.

Синтез регулятора электропривода проведен с возможностью получения максимального быстродействия с введением блока предиктивного управления, обеспечивающего необходимое быстродействие с минимально возможным перерегулированием. В системе подачи применен вентильный электродвигатель новой эффективной конструкции, позволяющий при максимальном быстродействии обеспечить приемлемый момент на валу с подающим ролик. Простота установки любого режима подачи с необходимыми параметрами обеспечивается двумя органами управления — установкой параметров и переключателем выбора и установки способов дугового процесса с отображением параметров на дисплее.

Полуавтомат с универсальным блоком управления подачей обеспечивает интегральную скорость движения проволоки 60...960 м/ч, частоту импульсной подачи 5...60 Гц с ускорением 15...18 м/с<sup>2</sup>. Эти параметры [12] могут обеспечить управляемый перенос электродного металла даже без коротких замыканий дугового промежутка, в частности, при сварке алюминия и его сплавов. Дозированная подача характеризуется четко выраженными импульсами тока, с некоторой девиацией частот и скважности, а сварки и наплавки в разных пространственных положениях представлены в [8—10].

Из-за низкой стабильности дуги и сильного разбрызгивания в промышленности не применяют механизированную сварку плавящимся электродом на прямой полярности. Способ сварки с дозированной подачей позволяет получить высокие результаты по формированию валиков, проплавлению, качеству металла шва

на процессах с прямой и на обратной полярности со снижением затрат электроэнергии.

Для получения заданной структуры и геометрии наплавленного слоя используют различные методы регулирования тепловложения и физико-химического воздействия на дугу и сварочную ванну [13, 14]. Управление структурой обеспечивает необходимые механические характеристики металла наплавки, а управление проплавлением повышает производительность, сокращает долю основного металла в наплавленном слое. Эти результаты наиболее значимы при процессе с дозированной подачей сплошной и порошковой проволоки.

**1в. Подача защитной среды.** Способ сварки с импульсной подачей защитного газа в настоящее время находится еще в состоянии экспериментального изучения. Перспективность этого направления определяется тем, что изменение скорости подачи газа ведет к изменению параметров переноса капель электродного металла в сварочную ванну. При увеличении скорости газового потока из сопла возрастает его давление на каплю и в ванну переходят более мелкие капли, но с большей частотой. Вследствие снижения времени перехода капли в жидкую ванну изменяются скорость металлургических процессов и интенсивность выгорания легирующих элементов.

Существуют различные варианты импульсной подачи защитных газов, среди которых: применение одного типа газа и попеременная подача нескольких типов газов. Эффективность применения поочередной подачи газов рассмотрена в работе [15], где, например, показано, что при подаче в попеременном режиме аргона и гелия получен новый технологический процесс, в котором благодаря импульсному изменению давления в дуговом промежутке, определяемом, в том числе, различными плотностью и потенциалами ионизации аргона и гелия, возникает дополнительный эффект импульсного воздействия на сварочную ванну, способствует получению металла наплавленного слоя с дезориентированной мелкозернистой структурой с высокими показателями пластичности и прочности, при этом гелий, обладая высокой текучестью, проникает в стык между кромками и обеспечивает защиту и подогрев обратной стороны шва.

Как показано в работах [16, 17], внешний вид швов при различной частоте импульсной подачи аргона и гелия различен. Частота влияет

на форму и чешуйчатость поверхности металла швов. Импульсная подача защитного газа с частотой до 20 Гц влияет на геометрические размеры металла швов [18]. Необходимо учитывать, что с увеличением частоты импульсной подачи сложнее обеспечить подачу защитных газов отдельными порциями без смещения и более высокие требования предъявляют к газовой аппаратуре, в частности к ее инерционности.

Относительно новый процесс [19] основан на способе сварки с двухструйной газовой защитой, при которой внутренняя струя охватывается наружной струей, и стабилизирует внутреннюю струю, снижает ее турбулентность и обеспечивает защиту околошовной зоны без подсоса и воздуха в зону горения дуги. Газодинамическое давление внутренней газовой струи способствует более интенсивному перемешиванию жидкой ванны и расплавленной капли электродного металла со снижением выгорания легирующих элементов.

#### **2а. Использование электромагнитных полей.**

На управление формированием сварного соединения оказывают влияние целенаправленно налагаемые на дугу магнитные поля [20], хотя сложность их применения в сварочном оборудовании зачастую ограничена, но в ряде случаев целесообразна и имеет перспективу на дальнейшее развитие.

В работе [21] проведена оценка эффективности управления формированием и кристаллизацией швов с помощью внешних импульсных электромагнитных воздействий, определены их параметры для управления переносом электродного металла. Установлено, что применение аксиальных импульсных электромагнитных полей позволяет увеличить частоту переноса капель и вследствие этого уменьшить их размеры. Определено, что эффективность электромагнитных полей увеличивается с повышением частоты импульсов, при этом существует возможность снижения потерь металла на разбрызгивание. Влияние управляющего магнитного поля может быть таковым, что может изменять тип переноса, например, с крупнокапельного на струйный.

Оптимальные режимы импульсных магнитных полей с частотой 215 Гц при сварке алюминиевых сплавов обеспечивают измельчение кристаллитов во всем сечении швов.

При воздействии магнитных полей отмечено укорочение в пробах горячих трещин, а при

оптимальных параметрах импульсов хрупкое разрушение в образцах может быть исключено.

Интересны и перспективны работы по формированию сварных соединений с колебаниями дуги электромагнитными полями [22], например для сканирования шва, что обеспечивает точность ведения процесса с получением шва товарного вида [23, 24].

**2б. Применение акустических и высокочастотных электромагнитных полей [25].** При автоматической и в некоторых случаях механизированной сварке возможно применение ультразвуковых воздействий в двух основных интерпретациях: с передачей воздействий через изделие в сварочную ванну и на электродную проволоку, при этом колебания высокой интенсивности, вводимые непосредственно в ванну, используются в сварочном процессе для повышения прочности сварного шва при его кристаллизации с обеспечением однородности сварного шва, более равномерного распределения неметаллических включений по всему объему шва, уменьшения уровня ликвационных процессов, снижения размеров зерна, разрушения столбчатой структуры.

Широкое применение ультразвуковых колебаний при электродуговой сварке плавлением ограничено из-за отсутствия в настоящее время надежных систем, которые могут устойчиво работать в реальных условиях сварочного производства.

Ультразвуковые колебания могут вводиться непосредственно в стальную электродную проволоку (ферромагнетик) [26].

При наложении на движущуюся электродную проволоку высокочастотных электромагнитных колебаний определенной частоты в ней создается продольная волна, которая в виде энергетического влияния непрерывно передается капле металла на торце электрода. Это позволяет увеличить частоту перехода капель в сварочную ванну, что приводит к снижению области (зоны) термического воздействия и как следствие — к повышению качества сварных швов.

При указанном воздействии проволока изменяет свои линейные размеры (магнитострикционный эффект), что может рассматриваться как наноимпульсная подача электродной проволоки, сопутствующая конвенциональному движению с передачей импульса капле на торце проволоки при горении дуги. Это, как уже было

отмечено, увеличивает частоту перехода капель в сварочную ванну с технологическим эффектом.

**2в. Системы колебаний сварочного инструмента.** Системы колебаний сварочного инструмента и свариваемого и наплавляемого изделия имеют большой ряд технических и технологических решений.

Низкочастотные колебания сварочной горелки в составе каретки обеспечивают поперечное относительно сварного шва движение. Все конструкции таких колебателей позволяют эффективно решить задачу увеличения ширины шва, или, например, сварка в широкую разделку [27] обеспечивает повышение производительности процесса и влияет на качество шва и наплавленного слоя из-за снижения времени нахождения металла ванны в зоне перегрева, а это повышает поверхностное натяжение и вязкость валика с получением его плоской формы и снижает требования последующей обработки, а также уменьшает размер зерна основного металла в зоне оплавления, что способствует формированию мелкозернистой структуры наплавленного слоя.

Для выполнения таких колебаний требуется специальный механизм [28]. Обычно частотный спектр таких колебаний составляет 0,2...5,0 Гц.

В настоящее время разработан способ сварки с высокочастотными поперечными колебаниями электродной проволоки [29] для получения комбинированного управляющего воздействия, при котором реализуются условия управления переносом металла и геометрией наплавленного слоя при автоматической наплавке под слоем флюса.

Экспериментально подтверждено, что для определенного диаметра электродной проволоки в зависимости от частоты колебаний и их амплитуды можно получить следующие выраженные эффекты: управление толщиной жидкометаллического слоя на торце электрода; микрокапельный перенос металла в результате гравитационно-капиллярного распыления; управление переносом металла и производительностью плавления электрода, влиять на проплавление. Высокочастотные колебания электрода способствуют рассредоточению теплового потока и изменению геометрии наплавки. При наплавке на низкоуглеродистую сталь дугой мощностью 7 кВт увеличение амплитуды поперечных колебаний до 20 мм приводит к снижению глубины проплавления на

50 % по сравнению с наплавкой без колебаний. Установлено, что при наплавке с колебаниями частотой 250 Гц максимальная температура на расстоянии 6 мм от оси валика превышает температуру металла без колебаний на 15 % [30].

Установлена целесообразность использования магнитострикционного генератора для создания поперечного колебания электрода. Такая работа ведется в ГП "ОКТЬ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины".

Процесс вибродуговой наплавки имеет ряд положительных эффектов, но сложность реализации этого способа ограничила его применение.

Сварка с колебаниями электрода в стесненных условиях без применения специальных механизмов, а за счет привода механизма подачи проволоки, как пример оригинального технического решения, выполнена в ГП "ОКТЬ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины" для приварки заглушек внутри трубы диаметром 157 мм и толщиной стенки 10 мм в жидкой среде мокрым способом на глубине более 200 м. Решение применено в автоматах для глубоководной сварки и использовано в Великобритании при выполнении заглушек тепловых насосов. Конструкция колебателя с элементами расчета, с учетом ограниченного энергоресурса приводного электродвигателя, описана в работе [31].

**2г. Механические колебатели и поглотители тепла сварочной ванны.** Ранее было отмечено, что вибрации сварочной ванны ведут к изменению структуры металла шва или наплавленного слоя. При этом сведения о частотах и амплитудах колебаний крайне противоречивы. Основываясь на достижениях современной мехатроники с компьютеризованным управлением, предложены новые технические решения для колебаний сварочной ванны с управляемыми параметрами — частота, амплитуда, форма с безредукторной передачей движения от бесколлекторного электродвигателя непосредственно на рабочий стол [32]. Применение таких систем обеспечивает производительность значительно выше, чем наплавка неподвижного изделия с улучшенной структурой наплавленного металла, подтвержденной металлографическими исследованиями [33].

Технологии наплавки с колебаниями изделия следует развивать, используя другие формы колебаний, частоты и амплитуды с эффективным применением для восстановления

элементов сельскохозяйственной техники, узлов штампового и металлорежущего инструмента и др. [34].

В настоящее время предложен и испытан способ сварки—наплавки с локальным введением механических колебаний жидкого металла дополнительным вибратором [35], при этом в жидкую ванну позади дуги под углом вводится эксцентриковый вибратор с приводом от электродвигателя, амплитуда колебаний которого определяется удвоенным значением эксцентриситета, а частота вводимых колебаний определяется частотой вращения вала приводного механизма. В качестве инструмента, возбуждающего колебания, используют стержни из тугоплавких материалов, а также из углеграфитных материалов. Решаются задачи снижения интенсивного роста дендритов по всему сечению сварочной ванны.

Проблема при сварке плавящимся электродом — остаточные деформации, которые в большей мере проявляются при сварке тонколистовых металлоконструкций.

Известны способы уменьшения остаточных напряжений и деформаций, среди которых сварка с принудительным теплоотводом. Вариантом сопутствующего охлаждения являются прижимные устройства различных конструкций [36]. Для прямолинейных швов используют жесткие прижимные балки различных сечений. В патентной и технической литературе описаны прижимные устройства с шарнирами и соединениями в виде диафрагм, лент и др. Такие теплоотводы используют при сварке криволинейных конструкций [37].

При выборе прижимных устройств для принудительного охлаждения учитывают связь размеров активной зоны сварочного процесса с температурным полем и возможностью регулирования ширины активной зоны, а следовательно, остаточных деформаций и напряжений путем дополнительного теплоотвода.

**За. Охлаждающие устройства, жидкости и газы.** Прижимные устройства для принудительного охлаждения могут дополняться системами с газом или жидкостями. Это особенно важно при сварке металлов с повышенной чувствительностью к высокотемпературному нагреву, например, коррозионно-стойкие стали с повышенным содержанием бора и дисперсионно-твердеющие алюминиевые сплавы.

Известны различные варианты систем для охлаждения потоком газа. Например, сварной шов и прилегающие к нему участки защищаются потоком газа, обеспечивающего горение

дуги. Снизу направляется второй поток газа, защищающий обратную сторону шва, а коаксиально к нему — охлаждающий третий поток. Это позволяет уменьшить ширину шва, зону термического влияния и получить благоприятную структуру металла.

С большей эффективностью применяют различные схемы охлаждения жидкостью, например сварка на медных подкладках или стальных прижимных элементах с каналами для потока жидкости (чаще всего воды) [38], которая может использоваться в виде разбрызгивания или пропитки пористых материалов, их устанавливают по линии сплавления выше по шву.

Недостатком применения разбрызгивания является ухудшение газовой защиты ванны.

На основе математической модели определено, что водяной поток снижает ширину активной зоны на 65...70 %, а применение пропитанных пористых материалов — на 50...55 %.

Формирование теплоотвода непосредственно на поверхности сварки повышает требования к точности сборки свариваемых кромок и трудоемкость технологии в целом [39].

**36. Активирующие и модифицирующие присадки.** При использовании модифицирования металла шва или наплавленного слоя [40] можно получить: измельчение микроструктуры (дендритные ячейки); измельчение макроструктуры; изменение формы и размера и распределения неметаллических включений (интерметаллидов, карбидов, оксидов и др.).

Модифицирование металла сварочной ванны можно осуществить различными способами, например: вводом в жидкий металл добавок — модификаторов; применением комбинированных способов, например ввод добавок — модификаторов с одновременным применением ультразвука и др.

Повышение производительности сварки за счет увеличения количества наплавленного металла имеет ограниченные перспективы. Решением может быть увеличение глубины проплавления в результате повышения проплавающей способности дуги, в том числе благодаря применению активирующих флюсов (активация дуги), которые кроме увеличения производительности улучшают условия капельного переноса, стабильность горения дуги и качество сварных соединений путем улучшения их формирования и механических свойств [41]. Активирующие флюсы (преимущественно в виде паст) наносят на свариваемые кромки свариваемых деталей [42].

Активирующий флюс инициирует сжатие дуги и повышение плотности тока, увеличиваются концентрация нагрева и газодинамическое давление дуги на ванну и это повышает проплавленную способность дуги, увеличивает глубину проплавления, снижает разбрызгивание и улучшает формирование сварных швов.

Эффективно применение специального активирующего флюса при многопроходной сварке, когда первый проход проводят с применением флюса на пониженных значениях тока с проплавлением за один проход без разделки кромок стали толщиной до 10 мм, что предупреждает образование в металле шва закалочных структур, пор, непроваров, несплавлений, трещин. Можно получить швы с химическим составом, близким со свариваемым металлом.

Широкому применению активирующих флюсов препятствует снижение производительности из-за ручного приготовления и нанесения флюсов на место сварки с неравномерной толщиной и шириной слоя шликера, что снижает стабильность формирования сварного шва.

Проблемой XXI в. в сварочном производстве СНГ, Японии, Германии, США является развитие электродуговых способов сварки за счет повышения их производительности, увеличения глубины проплавления, улучшения качества сварных соединений и разработки новых сварочных материалов. Приоритетным в США, Японии признано развитие электродуговых способов сварки с применением активирующих флюсов. В Германии развиваются сварочные технологии с применением гибридных способов сварки с введением активирующих флюсов.

Вариант применения активирующих способов воздействия на дуговую сварку — активированные электродные проволоки [43], которые, имея в основе проволоку Св-08Г2С, предназначены в основном для сварки в  $\text{CO}_2$  и его смесях. Шлакообразующие компоненты в активирующем составе снижают силу поверхностного натяжения металла ванны, способствуют мелкокапельному переносу, снижают разбрызгивание, улучшают формирование шва и по применению не отличаются от обычной сварки в углекислом газе.

**4. Комбинированные воздействия.** Повышение производительности и качества сварочно-наплавочных работ может быть основано на развитии гибридных сварочных процессов, таких как лазер-дуга и применении комбинированных воздействий с использованием традиционных технологий, где даже воздействия

одной и той же физической природы могут быть по-разному использованы при достижении определенных влияний на сварочный процесс.

В работе [44] отмечено влияние комбинации магнитных полей на формирование валиков при электродуговой наплавке. Установлено, что при одновременном влиянии на дугу и ванну переменного импульсного и постоянного, соосного электроду магнитных полей, наблюдается увеличение высоты и ширины валика на 10 % с уменьшением проплавления на 15...20 %. Лучшие результаты по формированию сварного шва получены при комбинации трех магнитных полей: пульсирующего, направленного перпендикулярно вектору наплавки частотой до 10 Гц, постоянного соосного электроду, переменного частотой 50 Гц. Валик имеет гладкую и равномерную поверхность с увеличенной шириной и уменьшенным проплавлением.

Примером комбинированного воздействия разных физических происхождений является способ управления переносом электродного металла при одновременном воздействии составляющих — источника сварочного тока и механизма импульсной подачи с различными алгоритмами работы [45]. Исследованы и использованы различные варианты следования импульсов источника сварочного тока и механизма подачи друг относительно друга. Учитывая инерционность системы подачи, импульс тока всегда должен предварять импульсное движение электродной проволоки. Определено и подтверждено экспериментально, что лучшие варианты сварки получаются при отставании импульса тока, а его генерирование проводилось во время  $t$ , определяемое в виде  $t_{к.з} \geq t \geq T/2$ , где  $t_{к.з}$  — время наступления короткого замыкания;  $T$  — период переноса капли.

При оптимальных параметрах синхронизации комбинированного воздействия достигается управляемый перенос электродного металла при сварке с короткими замыканиями дугового промежутка и в ряде случаев возможен управляемый перенос без фазы короткого замыкания с потерями электродного металла менее 3 % со следующими преимуществами:

- расширяется диапазон устойчивых режимов сварки и, как следствие, возможность управления геометрическими характеристиками сварного соединения;

- достигается высокий уровень управления переносом электродного металла;

- облегчаются условия работы импульсных механизмов подачи;

— достигается высокий уровень структуризации металла шва со снижением размеров кристаллов и повышением механических свойств свариваемого изделия;

— капля электродного металла меньше время находится в зоне действия высоких температур, а следовательно, снижено выгорание легирующих элементов.

Сварка с дозированной подачей электродной проволоки позволяет достаточно просто решать задачу комбинированного воздействия с введением импульса от источника в любое программно обусловленное время. Это перспективное направление может быть применено для разных типов сталей и сплавов алюминия и с использованием сплошных и порошковых электродных проволок.

Известны разработки способов сварки, сочетающих в себе импульсно-дуговые процессы и импульсной подачи газа или попеременной подачи нескольких видов газов [46]. Процессы приближены к сварке модулированным током с периодами горения дуги и паузами, но с существенными нововведениями в виде применения источника с импульсными алгоритмами функционирования и импульсным режимом подачи защитного газа. Применение такого комбинированного воздействия обеспечивает формирование качественных швов, влияющего на структуру металла шва и улучшающего его механические характеристики.

К недостатку описанных выше оригинальных способов сварки можно отнести сложность в выборе газовой аппаратуры.

Перспективным является разрабатываемый в ИЭС им. Е.О. Патона с привлечением других институтов НАН Украины способ сварки, в котором наряду с электродуговым процессом используется процесс с перемешиванием металлов, описанный, например, в работе [47], что обеспечивает высокое качество металла шва.

Рассмотренные средства, системы и оборудование, созданные и применяемые в сварочном производстве и технологиях восстанавливающей и упрочняющей наплавки, по-разному и с различным эффектом оказывают влияние на результаты применения механизированного и автоматического оборудования для электродуговой сварки и наплавки. Можно выделить воздействия по их влиянию на результат дугового процесса. Среди них универсальные и специфические. К универсальным воздействиям по большинству технико-технологических показателей следует отнести импульсные воздействия. При этом следует отметить развитые способы применения современных конструкций инверторных источников питания дуги с синергетическими алгоритмами управления, производимые большим числом фирм [48], а также быстроразвивающиеся способы сварки—наплавки с импульсной подачей электродной проволоки сплошного сечения и порошковых. В работах [49, 50] показана эффективность применения импульсной подачи ленточного электрода при проведении наплавки.

Перспективность применения импульсной подачи электродной проволоки можно оценить

**Эффекты от применения различных способов подачи электродной проволоки**

| Эффект   | Способ подачи    |                        |   |
|--|------------------|------------------------|---|
|  | Конвенциональный | Импульсный управляемый | Дозированный                                      |
| Возможность управления размерами наплавленного валика, %                 | Ограничена       | До 20...25             | Более 25  |
| Потери электродного металла, %   | 8...12           | Менее 5                | 2...4   |
| Снижение затрат электроэнергии, %  | Естественное     | 7...22                 | До 30   |
| Уменьшение зерна металла шва, %  | —                | 20...30                | 30...50   |
| Снижение выгорания легирующего элемента Mn, %, не более                  | 1,10             | 1,06                   | 1,05  |
| Средний темп износа, мм <sup>3</sup> /км                                 | 4,2              | 3,3                    | Не более 3,1                                      |
| Возможность качественной наплавки в вертикальном и потолочном положениях | Ограничена       | На некоторых режимах   | Расширена возможность в широком диапазоне режимов |
| Возможность сварки на разных полярностях                                 | С недостатками   |                        |   |
| Число операций установления параметров движения                          | 1                | До 6                   | 3   |



по результатам, приведенным в таблице, при наплавке в CO<sub>2</sub> углеродистой стали электродной проволокой Св-08Г2С (ток 170...200 А) при применении различных способов подачи электродной проволоки [51]. Сравнимые показатели определяли по усредненным значениям.

Комплексный характер проведенного анализа может способствовать практическому ее использованию в части выбора способов сварки—наплавки при решении конкретных задач производства.

### Выводы

1. Существует большое число технических решений и технологических приемов повышения качества и производительности выполнения операций сварки и наплавки электродуговым способом с применением плавящегося электрода с их преимуществами и недостатками, при этом основными проблемами их эффективного применения являются степень их отработанности для реализации в оборудовании, стоимость и уровень влияния на технологический процесс.

2. Часть технико-технологических решений требует дальнейших исследований для решения конкретных задач сварочно-наплавочного производства, а также выбора доступной и совершенной элементной базы и материальных ресурсов для создания электродных материалов, активирующих и охлаждающих составов.

3. Важнейшая роль технико-технологических влияний на процессы электродуговой сварки и наплавки отводится импульсным воздействиям с использованием импульсных воздействий систем сварочного оборудования (источники питания дуги, подачи электродной проволоки, подачи защитных сред) и интегрированных систем (генераторы электромагнитных полей, колебателей сварочного инструмента и др.), при этом все большее внимание следует уделять совершенствованию и изучению их возможностей.

4. Особое внимание следует уделить комбинированным системам влияния на дуговой процесс, что позволит охватить более широкий спектр воздействия на формирование сварных швов и наплавленных слоев с минимизацией энергозатрат и при этом обеспечить оптимальные условия функционирования указанных систем (работа без перегрузок).

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патон Б.Е. Современные направления исследований и разработок в области сварки и прочности конструкций // Автоматическая сварка. 2003. Октябрь—ноябрь. С. 7—13.
2. Маковецкая О.К. Основные тенденции на рынке сварочной техники в 2008—2011 гг. и прогноз его развития (Обзор) // Автоматическая сварка. 2012. № 6. С. 44—50.
3. Патон Б.Е. Сучасні дослідження та розробки ІЕЗ ім. Є.О. Патона в галузі зварювання та споріднених технологій // Автоматическая сварка. 2019. № 11. С. 5—18.
4. Патон Б.Е. Проблемы сварки на рубеже веков // Автоматическая сварка. 1999. № 1. С. 4—14.
5. Бадьянов Б.Н. Некоторые проблемы технологии сварки на рубеже веков // Сварочное производство. 2000. № 1. С. 8—11.
6. Патон Б.Е. Технология электрической сварки плавлением. М.: Машиностроение, 1974. 768 с.
7. Миронов С. Инверторные источники питания для дуговой сварки // Сварочное производство. 2003. № 4. С. 41—43.
8. Эволюция систем импульсной подачи проволоки для сварки и наплавки / Б.Е. Патон, В.А. Лебедев, В.Г. Пичак, С.Ю. Полосков // Сварка и диагностика. 2009. № 3. С. 46—51.
9. Лебедев В.А. Механизированная синергетическая сварка с импульсной подачей электродной проволоки // Научные технологии в машиностроении. 2016. № 2. С. 19—24.
10. Лебедев В.А., Жук Г.В. Механизированная дуговая сварка и наплавка в разных пространственных положениях с управляемой дозированной подачей электродной проволоки различных типов // Тяжелое машиностроение. 2017. № 6. С. 19—23.
11. Лебедев В.А., Гулий М.В. Быстродействующий вентильный электропривод для оборудования механизированной дуговой сварки // Мехатроника. Автоматизация. Управление. 2014. № 6. С. 47—51.
12. Брунов О.Г., Федько В.Т., Слестин А.П. Механизмы импульсной подачи сварочной проволоки // Технология металлов. 1999. № 11. С. 7—9.
13. Лебедев В.А., Гедрович А.Н. Техника и технология дуговой сварки и наплавки (нестационарные процессы и режимы работы). Луганск: Ноулидж, 2010. 255 с.
14. Григораш В.В. Управление кристаллизацией металла шва с целью повышения технологической прочности сварных соединений: дис. ... канд. техн. наук. Воронеж, 1989. 227 с.
15. Денисов Л.С., Барсуков И.В., Аполоник С.А. Разработка и анализ оборудования для сварки с переменной подачей газов // Прогрессивная техника и технология машиностроения, приборостроения и сварочного производства: тр. науч. конф. Киев, 1998. Т. 4. С. 310—313.
16. Тарасов Н.М., Тулин В.М. Управление переносом электродного металла кратковременным повышением скорости истечения защитного газа // Сварочное производство. 1982. № 8. С. 23—25.
17. Жерносеков А.М. Тенденции развития управления процессами переноса металла в защитных газах (Обзор) // Автоматическая сварка. 2012. № 1. С. 33—38.
18. Жерносеков А.М., Сидорец В.Н., Шевчук С.А. Комбинированное импульсное воздействие защитных газов и сварочного тока при сварке плавящимся

- электродом // Сварочное производство. 2013. № 12. С. 9—13.
19. **Чинахов Д.А.** Влияние двухструйной газовой защиты на эксплуатационные свойства сварных соединений судостроительной стали GL-E36 // Автоматическая сварка. 2009. № 9. С. 39—42.
20. **Kang Y.H., Na S.A.** Characteristics of welding and arc signal in narrow groove gas metal arc welding using electromagnetic arc oscillation // *Welding J.* 2003. No. 3. P. 93—99.
21. **Сидоренко П.Ю., Рыжов Р.Н.** Использование импульсных электромагнитных воздействий для управления процессом переноса электродного металла при дуговой сварке // Автоматическая сварка. 2010. № 6. С. 52—53.
22. **Рыжов Р.Н.** Влияние импульсных электромагнитных воздействий на формирование и кристаллизацию швов // Автоматическая сварка. 2007. № 2. С. 56—58.
23. **Ситников Б.В., Барташ С.Н.** О формировании шва при сварке на весу поперечным магнитным полем // Энергосбережение. Энергетика. Энергоаудит. 2015. № 7 (138). С. 53—59.
24. **Васильева Е.И.** Анализ систем слежения за стыком сварного шва // Вестник науки и образования. 2020. № 13 (91). Ч. 1. С. 3—36.
25. **Ивашко В.С., Кураш В.В., Кудина А.В.** Формирование качественных износостойких металлопокрытий способом электродуговой наплавки в ультразвуковом поле с введением в расплав твердосплавной порошковой присадки // Теория и практика машиностроения. 2003. № 2. С. 77—81.
26. **Зарипов М.З., Ибрагимов И.Г., Ризванов Р.Г. и др.** Исследование влияния вибрационных и ультразвуковых колебаний в процессе сварки на свойства сварных соединений нефтегазового оборудования из стали 12X18H10T // Нефтегазовое дело. 2010. № 2. С. 1—12.
27. **Макара А.М., Кушнеренко Б.Н.** Поперечные перемещения дуги как фактор улучшения структуры и свойств сварных соединений // Автоматическая сварка. 1967. № 1. С. 31—35.
28. **Чвертко А.И., Патон В.Е., Тимченко В.А.** Оборудование для механизированной дуговой сварки и наплавки. М.: Машиностроение, 1981. 264 с.
29. **Симутенков И.В., Драган С.В., Ярослав Ю.А.** Стабильность дугового процесса при автоматической наплавке под флюсом с высокочастотными колебаниями электрода // Зб. наук. пр. НУК. 2014. № 4. С. 43—48.
30. **Лебедев В.А., Жук Г.В., Драган С.В. и др.** Разработка технологии автоматической наплавки под флюсом с поперечными высокочастотными колебаниями электродной проволоки // Тяжелое машиностроение. 2017. № 6. С. 15—18.
31. **Лебедев В.А.** Автоматическая подводная сварка по увеличенному зазору // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2019. № 3. С. 16—20.
32. **Лебедев В.А., Новиков С.В.** Колебатель изделия для автоматической наплавки // Технічні науки та технології. 2020. № 2. С. 11—21.
33. **Лебедев В.А., Новиков С.В.** Анализ параметров управления формированием структуры шва при воздействии механических колебаний низкой частоты на расплав сварочной ванны // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. № 12. С. 538—541.
34. **Lebedev V.A., Solomichuk T.G., Novikov S.V.** Study if a Welding Harmonic Oscillation influence on the Welded Metal Hardness and Weld Bead Width // *Journal of Engineering Sciences.* 2019. Vol. 6. P. 16—21.
35. **Пат. 138259.** Спосіб формування структури металу шва / Лебедев В.О., Драган С.В., Галь А.Ф., Симутенков І.В., Новіков С.В., Лой С.А. Оpubл. 25.11.19, Бюл. № 22.
36. **А. с. 1729649172 СССР.** Устройство для теплоотвода при сварке / Медко Б.В., Конончук В.В., Лысак В.В., Тихончук П.П. Оpubл. 30.04.92, Бюл. № 16.
37. **Крампит Н.Ю., Крампит А.Г.** Сварочные приспособления // ЮТИ ТПУ. 2008. 95 с.
38. **Гедрович А.И., Бородина Е.В., Ненкрутенко В.В.** Исследование перемещения металла при сварке боковых стенок подвижного состава // Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении. 2017. № 3 (20). С. 28—34.
39. **Гедрович А.И., Жидков А.Б.** Ресурсосберегающие методы регулирования деформаций и напряжений в сварных металлоконструкциях / Отв. ред. В.М. Лещинский. Луганск: ВНУ им. В. Даля, 2003. 96 с.
40. **Зернин Е.А., Кузнецов М.А.** Способы модифицирования наплавленного металла наноструктурированными порошками для увеличения механических свойств сварных соединений // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 5. URL: <http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=14858> (дата обращения: 19.01.2021).
41. **Патон Б.Е., Савицкий М.М., Гвоздецкий В.С.** Применение активных флюсов и активных газов для повышения эффективности дуговой и плазменной сварки // Автоматическая сварка. 2003. № 5. С. 3—6.
42. **Effects of activating flux on arc phenomena in gas tungsten arc welding / M. Tanaka, T. Shimizu, H. Terasaki, M. Ushio, F. Koshi-ishi and C.L. Yang // Science and Technology of Welding and Joining.** 2000. Vol. 5. No. 6.
43. **Воропай Н.М., Костенюк Н.И.** Влияние состава активированной проволоки на характеристики процесса сварки в углекислом газе // Автоматическая сварка. 1986. № 7. С. 2—5.
44. **Агеева М.В., Размышляев А.Д.** Влияние комбинированного магнитного поля на производительность расплавления проволоки при дуговой наплавке // Технічні науки та технології. 2019. № 4 (18). С. 22—27.
45. **Патон Б.Е., Лебедев В.А., Микитин Я.И.** Способ комбинированного управления процессом переноса электродного металла при механизированной дуговой сварке // Сварочное производство. 2006. № 8. С. 27—32.
46. **Применение** импульсных воздействий при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов / В.А. Лебедев, С.В. Драган, Г.В. Жук, С.В. Новиков, И.В. Симутенков // Автоматическая сварка. 2019. № 8. С. 30—40.
47. **Recent advances in friction stir welding process, weldment structure and properties / R. Nandan et al. // Progress in Materials Science.** 2008. No. 53.
48. **Development of digital gas metal arc welding system / M.D. Ngo et al. // Journal of materials processing technology.** 2007. Vol. 189. No. 6. P. 384—391.
49. **Лаврова Е.В.** Исследование процесса расплавления ленточного электрода с принудительным переносом электродного металла // Вісник Чернігівського державного технологічного університету. 2015. № 2 (2). С. 62—67.
50. **Лебедев В.А.** Восстановление и упрочнение узлов строительной и монтажной техники с импульсной подачей электродной лентой // Монтажные и специальные работы в строительстве. 2016. № 6. С. 2—4.
51. **Лебедев В.А., Новиков С.В., Жук Г.В.** Научно обоснованное совершенствование элементов дуговой механизированной сварки и наплавки // Научные технологии в машиностроении. 2018. № 1. С. 14—18.

*Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук,  
dktbpaton@gmail.com*



УДК 620.175.24:669

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-3-115-122

С.М. Вайцехович, Ю.В. Власов, А.Ю. Журавлёв  
(ФГУП "НПО "Техномаш" имени С.А. Афанасьева, г. Москва)

## Совершенствование технологии немонотонного деформирования в обработке металлов давлением

*Рассмотрено производство полуфабрикатов из тугоплавких металлов. Показано преимущество получения деталей при использовании сочетания двух видов деформирования со сменой направления деформации: прямого выдавливания и равноканального прессования. Приведены данные экспериментальных исследований чистого и простого сдвига для обработки полуфабрикатов из вольфрама и молибдена. На основании анализа напряженно-деформированного состояния процессов осесимметричного выдавливания и простого сдвига пластически неоднородного тела сформулированы требования к инструменту, обеспечивающему диагональное течение и угловое деформирование. Дана оценка эффективности сочетания различных видов оснасток и рациональной последовательности использования диагонального течения и углового прессования. Разработаны опытные устройства для практического применения предложенной технологии.*

**Ключевые слова:** обработка металлов давлением; пластическая деформация; диагональное течение металла; чистый сдвиг; простой сдвиг; течение металла; штамповая оснастка.

*The production of semi-finished products made of refractory metals is considered. The advantage of parts production using combination of two types of straining with change in the straining direction: direct extrusion and equal-channel pressing is shown. The experimental investigation data of pure and simple shear for the semi-finished products processing made of tungsten and molybdenum are presented. Requirements for the tool providing diagonal flow and angular straining are formulated based on the analysis of the stress-strain state of the processes of axial symmetric extrusion and simple shear of plastically inhomogeneous body. Effectiveness evaluation of the combination of various types of fixtures and the rational sequence for using of diagonal flow and angular pressing is given. Experimental devices for practical application of the proposed technology are developed.*

**Keywords:** plastic metal working; plastic deformation; diagonal metal flow; pure shear; simple shear; metal flow; die tooling.

При разработке технологии обработки металлов давлением (ОМД) труднодеформируемых (жаропрочных и тугоплавких) материалов решают задачи получения заготовок заданных размеров с качественной поверхностью, что предполагает перевод крупнокристаллической структуры металла в деформированную, устранение дефектов, повышение физико-механических и пластических свойств. Пластическая деформация методом ОМД — один из способов влияния на структуру материала. Обычно такую обработку проводят на стадии металлургического передела с помощью традиционных операций монотонного деформирования:

ковки, прокатки и прессования, потому что большие деформации направлены на измельчение, дробление структуры материала (кристаллитов, фрагментов, границ раздела и т.д.), а структура материала определяет свойства конечного продукта — изделий.

Основным недостатком больших деформаций при монотонном деформировании является многократное уменьшение сечения исходного материала, для чего требуются значительные рабочие нагрузки и уникальное специализированное оборудование. Монотонное деформирование приводит к тому, что при больших деформациях размеры заготовки в направлении

деформирования становятся чрезвычайно малыми и область использования таких заготовок сокращается.

Технологии ОМД характеризуются также значительной неравномерностью распределения напряжений и деформаций, высоким уровнем использования ресурса пластичности материала, который у тугоплавких, жаропрочных (например, ХН60КВЮМБ-ВД) сплавов располагается в узком температурном интервале 30...40 °С.

Известно, что для больших пластических деформаций режим деформации зависит от распределения скоростей деформации между линиями скольжения континуума и может варьироваться от чистого сдвига до простого сдвига. На этой основе простой сдвиг обеспечивает оптимальный режим для модификации структуры и измельчения зерна, в то время как чистый сдвиг является "идеальным" для операций формования.

Накопление деформации без изменения формы заготовки можно получить немонотонным формоизменением. К таким процессам относятся: равноканальное угловое прессование, всесторонняя трехпозиционная ковка, винтовая экструзия и др. Немонотонная деформация — процесс пластического формоизменения, при котором в заготовке изменяются схема напряженно-деформированного состояния материала и направление приращений главных деформаций. Преимущества реализации процессов немонотонного деформирования материалов:

- благоприятная схема напряженно-деформированного состояния;
- снижение сил деформирования не менее чем в 10 раз;
- повышение ресурса работы оборудования и стойкости инструмента не менее чем в 3—5 раз;
- достижение оптимальной пластичности материала;
- получение однородной и мелкозернистой структуры;
- повышение точности штампуемых заготовок;
- снижение расхода дорогостоящего материала на 20...30 %.

При немонотонной деформации пластичность материала выше, чем при монотонной деформации:

- во-первых, при смене направления деформации происходит разрядка дислокаци-

онных зарядов, обуславливающих моментные напряжения, что приводит к снижению составляющей напряжения течения, вызванной внутренними напряжениями (эффект Баушингера). Для создания свежих зарядов необходимо произвести достаточно большую деформацию (0,1...0,2) в новом направлении. Только после этого вновь образуются дислокации, которые, продвигаясь, формируют границы разориентации или образуют микронесплошности. В работе [3] показано, что при деформациях, возникающих в структуре материала при усталостных испытаниях, не формируются сильно разориентированные фрагменты;

- во-вторых, при смене направления деформации в материале возникают условия для заживления микронесплошностей, что приводит к повышению пластичности, улучшению структуры, устранению дефектов и существенному повышению физико-механических свойств литого металла.

Во всех процессах ОМД можно выделить два вида пластического течения, которые принципиально отличаются воздействием на структуру деформируемого материала, сочетанием различных видов пластического деформирования [1, 2]. Одним из таких процессов является сочетание технологий горячего гидродинамического выдавливания (чистого сдвига) и равноканального углового прессования — РК-прессования (простого сдвига) [3].

Чистый сдвиг может быть реализован диагональным течением и осуществляется простым растяжением (сжатием) в трех взаимно перпендикулярных направлениях; характеризуется совпадением вектора скорости материальных частиц с одним из главных направлений тензора напряжений во всем очаге деформации. В данном случае металл получает остаточную пластическую деформацию при минимальных энергетических затратах.

При простом сдвиге скорости перемещения материальных частиц совпадают с направлением максимальных касательных напряжений. В металле поочередно происходит интенсивное дробление кристаллической структуры вдоль одного направления.

Традиционные схемы формообразования: ковка—штамповка, прессование, прокатка содержат в себе оба типа течения материала заготовки [3]. Основная идея предлагаемой инновационной технологии основана на регламенти-

рованном сочетании различных видов пластического течения, способных придать материалу заготовки требуемые структурные и физико-механические свойства. Практически указанная технология сводится к поэтапному, дробному деформированию материала заготовки с учетом восстановления пластичности в паузах между единичными проходами [4].

На *первом этапе* деформация реализуется диагональным течением материала заготовки для получения чистого сдвига в деформированной структуре, что обеспечивает требуемый уровень прочностных свойств материала при минимальных энергетических затратах и максимальном использовании ресурса пластичности материала [2].

На *втором этапе* для повышения пластических свойств материала заготовки с сохранением его прочностных характеристик процесс деформирования материала осуществляется простым сдвигом (РК-прессование), реализующим оптимальную схему пластического структурообразования с возможностью многократного деформирования по любой последовательности плоскостей скольжения [3].

На *третьем этапе* предварительно обработанный материал подвергается традиционным процессам ОМД для придания изделию требуемой формы.

Технология получения изделий из труднодеформируемых материалов строится по следующему алгоритму.

**Первый этап** реализуется гидродинамическим выдавливанием (рис. 1) — методом диагонального течения, характеризующимся равномерностью течения деформируемого материала в любом его поперечном сечении с учетом температурной неоднородности в очаге деформации.

Устройство состоит из контейнера 1, установленного на среднюю плиту 2, опирающуюся на нижнюю плиту 3 скрепленными накладными планками 4.1 и 4.2. Верхняя плита 5 удерживает пресс-штемпель 6, который опирается на центрирующую проставку 7 и удерживается крышкой 8. В контейнере 1 размещена направляющая втулка 9, центрирующая перемещение пресс-штемпеля 6. На боковой стенке контейнера 1 выполнено спиралевидное углубление, в котором установлена спираль электронагрева 10, закрытая теплоизоляционным кожухом 11.

По центру контейнера 1 выполнено сквозное центральное отверстие 12, в нижней части

которого установлена матрица 13, опирающаяся на нижнюю плиту 2, в которой выполнено центральное сквозное отверстие 14, контактирующее с дросселем 15, установленным в нижней плите 3.

В контейнере 1 и средней плите 2 выполнены каналы 16, 17 для прохождения рабочей жидкости 18, давление которой по трубопроводам 19, 20 и 21 регулируется гидростанцией (на рис. 1 не показана). Трубопроводы 19 и 20 соединены трубопроводом 22 через регулятор давления 23.

В нижней плите 3 выполнено центральное отверстие 24, которое через канал 25 соединено со сливом гидростанции. Нижняя часть отверстия 24 заглушена пробкой 26.

Контакт заготовки с очком матрицы 13 должен быть герметически устойчивым от протекания

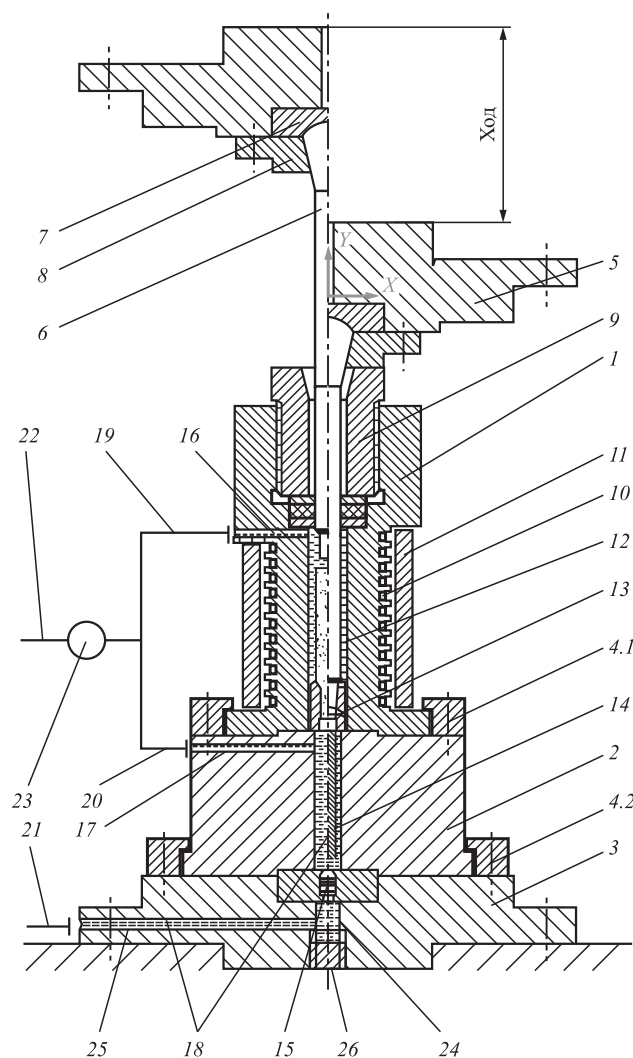
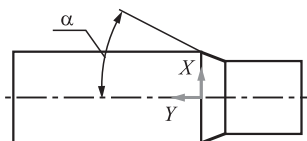


Рис. 1. Схема пресс-формы для прессования жидкостью давлением 3000 МПа с противодавлением

Рис. 2. Схема угла конуса  $\alpha$ 

ния рабочей жидкости. Для уплотнения входная часть заготовки затачивается таким образом, чтобы ее размер был на 0,3...0,5 мм больше, чем у калибрующего пояса матрицы, а на конце конической части заготовки делают небольшую цилиндрическую часть — хвостовик (рис. 2).

Перед запрессовыванием хвостовик помещается в матричную воронку, и таким образом происходит уплотнение заготовки в матрице. Особую роль играет угол конуса (см. рис. 2), от этого параметра зависит начальное давление проталкивания заготовки через очко матрицы. Рекомендуемое значение угла  $\alpha = 20...26^\circ$ . С увеличением угла конуса начальное давление возрастает, что с экономической точки зрения нерентабельно, с уменьшением — возможны протечки, дестабилизирующие процесс выдавливания.

Давление рабочей среды — один из важнейших параметров гидропрессования. Определение уровня давления необходимо при проектировании оборудования, а также для выбора технологии гидропрессования. Устройство для гидромеханического прессования с противодействием является простым в управлении и позволяет проводить выдавливание круглых длинномерных заготовок с заданной степенью деформации.

В качестве примера прессовали заготовку со степенями деформации:  $\varepsilon_1 = 0,58$ ,  $\varepsilon_2 = 1,39$  и  $\varepsilon_3 = 1,76$ .

Скорость деформирования  $v = 3...4$  мм/с. При изменении степени деформации от  $\varepsilon_2$  до  $\varepsilon_3$  максимальное значение нормальных напряжений  $\sigma_r$  на образующей возросло на 50 %.

При холодном выдавливании, т.е. ниже температуры возврата (например, для вольфрама 450...800 °С), в качестве смазки применяли пасту, содержащую 70 %  $\text{MoS}_2$ , 25 % веретенного масла и 5 % олеиновой кислоты.

При горячем выдавливании и температуре выше температуры возврата  $T > 0,7T_{\text{пл}}$  (где  $T_{\text{пл}}$  — температура плавления обрабатываемого материала) в качестве смазки использовали следующие компоненты:

— для слоя, контактирующего с пуансоном: 20 % битума, 20 % шлаковаты, 40 % асбестовой крошки, 20 % микроталька;

— для слоя, контактирующего с заготовкой: 30 % битума, 30 % графита, 40 % легкоплавкого стеклопорошка.

Разность давлений между нормальными напряжениями в радиальном и тангенциальном направлениях ( $\sigma_r = \sigma_\theta$ ) несущественно отличается друг от друга и возрастает от оси симметрии к стенке контейнера. Напряжения в радиальном направлении и направлении прессования ( $\sigma_r$  и  $\sigma_z$ ) в области контейнера и матрицы значительно отличаются друг от друга, при этом осевое напряжение  $\sigma_z$  в контейнере больше радиального напряжения  $\sigma_r$ , а в матрице соотношение напряжений изменяется на противоположное. По оси симметрии матрицы выполняется условие Сен-Венана — вдоль оси заготовки нет касательных напряжений, при этом напряжения  $\sigma_z$  и  $\sigma_r$  являются главными, а их разность ( $\sigma_z - \sigma_r$ ) соответствует пределу текучести материала.

Возможна реализация двух вариантов:

— при выдавливании без противодействия кривая радиального напряжения  $\sigma_r$  на оси в области матрицы имеет максимум, стремясь к нулю при выходе из нее. При входе в матрицу напряжение  $\sigma_z$  является сжимающим, на выходе из матрицы напряжение  $\sigma_z$  становится растягивающим и уменьшается от стенки матрицы  $r_{\text{max}}$  к оси заготовки на выходе из матрицы  $r_0$ . Это является причиной нарушения сплошности низкопластичных материалов;

— при выдавливании с противодействием характер распределения радиального напряжения существенно изменяется. На выходе из матрицы  $\sigma_r$  уменьшается до  $\sigma'_r$ , равного напряжению противодействия. При входе и выходе из матрицы напряжение  $\sigma_z$  во всей области очага деформации остается сжимающим.

Реализация технологии изотермического деформирования труднодеформируемых сплавов требует создания современного штампового инструмента из специальных материалов (эвтектических, углеродного волокна и др.), способных работать при температурах 1200...1500 °С (например, из сплава ЖС6К, имеющего при комнатной температуре предел прочности при растяжении 1050 МПа, предел текучести 950...1000 МПа, а при 1050 °С — предел прочности 450 МПа).

Большое значение для устранения разрыхления (последствий остаточных напряжений) для обеспечения плотной деформированной структуры играет термическая обработка продефор-

мированного материала. Например, продеформированные чистым сдвигом образцы прутков из молибдена достигают предела прочности 720...930 МПа, который сохраняют при температурах отжига до 1000 °С. При дальнейшем повышении температуры отжига до 1600 °С прочность образцов снижается, оставаясь на уровне 520...650 МПа. У прутков и труб, полученных традиционными способами при температуре отжига 1600 °С, прочность снижается примерно в 2,5–3 раза —  $\sigma_b = 220...265$  МПа.

Относительное удлинение гидропрессованных прутков в деформированном состоянии составляет 20...27 %, а при увеличении температуры отжига до 1600 °С достигает 45...50 %.

Анализ свойств изделий у потребителей показал, что металл, полученный по схеме двойного гидропрессования, по уровню и стабильности физико-механических, а также эксплуатационных свойств значительно превосходит аналогичные изделия, полученные по традиционной технологии. При изготовлении деталей и узлов силовых агрегатов из гидропрессованного металла получают 100%-ный выход годного изделия, в то время как при изготовлении аналогичных изделий из серийного металла брак достигает 60...80 %.

Большое влияние гидропрессование оказывает на изменение структур хрупких сплавов. При больших выдержках гидропрессование малопластичных (например, титановых сплавов) сопровождается дальнейшим повышением прочности; пластичность изделия остается постоянной, при этом максимальные рабочие температуры при обработке титановых сплавов составляют 870...930 °С.

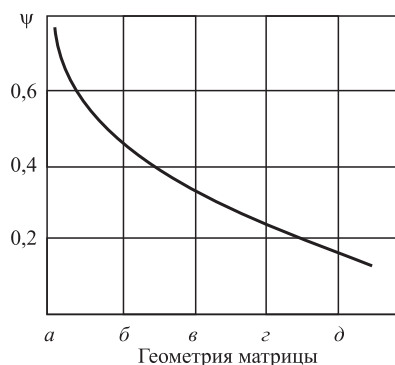
Диагональное течение характеризуется совпадением вектора скорости материальных частиц с одним из главных направлений тензора напряжений во всем очаге деформации. В этом случае при минимальных энергетических затратах металл получает остаточную пластическую деформацию. В процессе диагонального течения всякая деформация осуществляется простым растяжением (сжатием) в трех взаимно перпендикулярных (главных) направлениях. Для получения деформированной структуры и требуемого уровня прочностных свойств при минимальных энергетических затратах и максимальном использовании ресурса пластичности материала в условиях металлургического передела рекомендуется пластическую обработ-

ку труднодеформируемых материалов реализовать по схеме диагонального течения. Для этого разработаны достаточно надежные критерии прогноза разрушения металла в процессе пластической деформации [5, 6].

Для снижения повреждений при осесимметричном выдавливании и волочении заготовок с продольно ориентированными волокнами применена матрица с вогнуто-выпуклой образующей. На основе численного решения [7] получен профиль матрицы, показано влияние геометрии матриц на ресурс пластичности  $\psi$  при выдавливании, зависящий от вытяжки материала  $\lambda = 4$  (рис. 3) [2].

Течение металла при прессовании через сигмоидальную матрицу наиболее близко к диагональному, поэтому для этой матрицы получены наилучшие результаты по реализованному ресурсу пластичности. Важным свойством диагонального течения труднодеформируемого материала является также минимум энергетических затрат по сравнению с другими видами течения при одинаковом формоизменении в процессе выдавливания, т.е. для одинаковых вытяжек. В деформированном материале возможно достижение однородности деформации по всему объему, если направление максимального сдвига по всему объему остается постоянным.

Гидропрессованный металл характеризуется сочетанием высоких прочностных и пластических свойств. Предел прочности прутков и труб достигает 720...930 МПа, причем при температурах отжига до 1000 °С прочность практически не снижается. При дальнейшем повышении температуры отжига до 1600 °С прочность снижается, оставаясь на уровне 520...650 МПа,



**Рис. 3.** Влияние геометрии матриц на ресурс пластичности  $\psi$  при выдавливании сплава NbTi-50:

*a* — коническая матрица, полный угол раствора  $2\alpha = 105^\circ$ ; *б* — коническая матрица,  $2\alpha = 60^\circ$ ; *в* — выпуклая матрица; *г* — вогнутая матрица; *д* — сигмоидальная матрица

**Сравнение результатов проведения пластической деформации методами традиционной и предлагаемой технологий**

| Технология изготовления прутков  | Свойства полученных изделий   |
|--|---|
| Традиционная схема процесса изготовления прутков — горячее прессование, ковка в бойках, ротационная ковка или сортовая прокатка  | При $T = 50\text{ }^{\circ}\text{C}$<br>$\sigma_B = 670\text{...}720\text{ МПа}$ , $\delta = 12\text{...}15\text{ \%}$  |
| Предлагаемая схема получения прутков диагональным течением — горячее прессование сливов + рекристаллизационный отжиг с последующим высокотемпературным гидропрессованием заготовок | При $T = -10\text{ }^{\circ}\text{C}$<br>$\sigma_B = 840\text{...}920\text{ МПа}$ , $\delta = 22\text{...}26\text{ \%}$ |

в то время как у прутков и труб, полученных традиционными способами при температуре отжига  $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma_B = 220\text{...}265\text{ МПа}$ . Относительное удлинение гидропрессованных прутков и труб в деформированном состоянии составляет  $20\text{...}27\text{ \%}$  и при увеличении температуры отжига до  $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$  не снижается, достигая  $45\text{...}50\text{ \%}$ .

Анализ свойств прутков диаметром  $15\text{...}25\text{ мм}$  из молибдена МЧВП показал, что металл, полученный по схеме двойного гидропрессования, по уровню и стабильности физико-механических и эксплуатационных свойств значительно превосходит аналогичные изделия, полученные по традиционной технологии [1]. В таблице представлены сравнительные результаты экспериментальных работ по традиционной технологии горячего прессования и предлагаемой технологии.

Расчеты показали, что для сигмоидальной матрицы износ инструмента значительно ниже, чем для конических и выпуклых матриц.

Исучено влияние формы матрицы на износ инструмента, например:

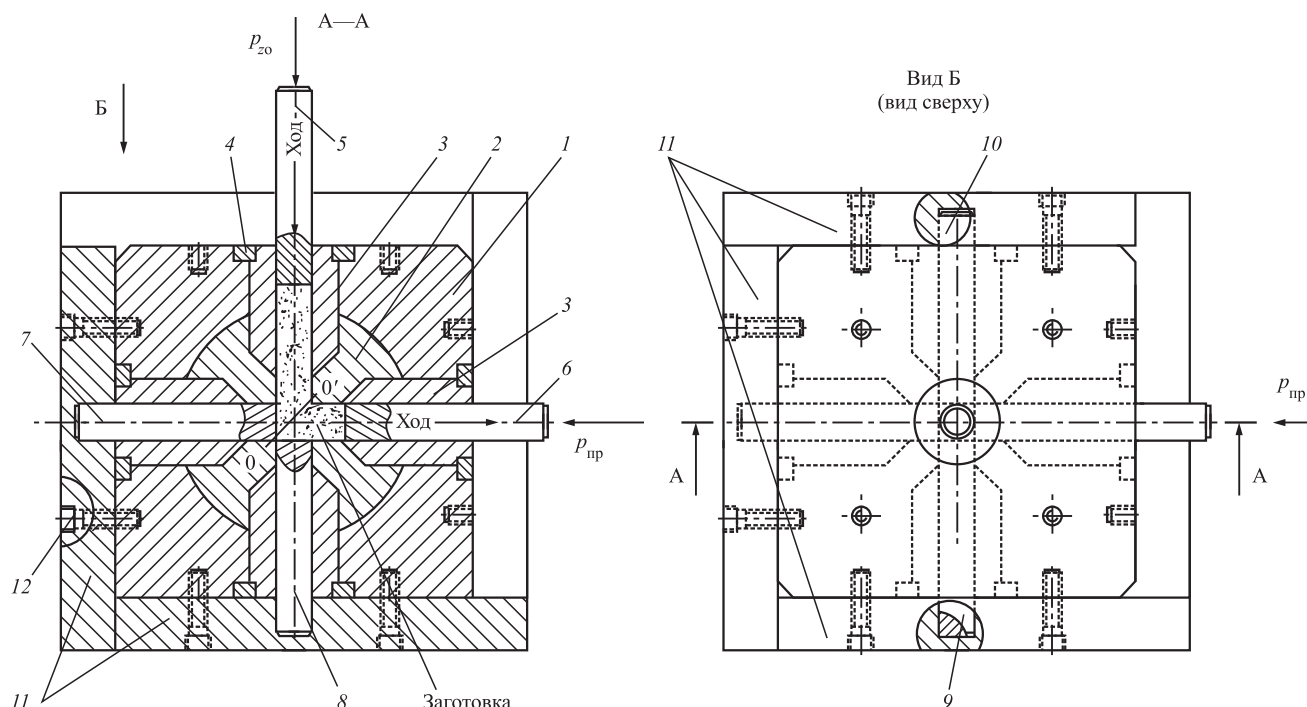
- для матриц с конической формой ( $2\alpha = 150, 120\text{ и }90^{\circ}$ );
- для матриц выпуклой и сигмоидальной форм образующей матриц.

При использовании конических матриц износ составил от  $1\text{ до }7\text{ мм}$  за одно прессование на длине прутков  $450\text{...}600\text{ мм}$ . У матриц с выпуклой заходной частью износ равен  $1,5\text{...}2,5\text{ мм}$ , а у сигмоидальной —  $0,1\text{...}0,5\text{ мм}$ .

**Второй этап** реализуется устройством для равноканального углового прессования.

Заготовку перемещают из вертикального канала в открытый горизонтальный канал поочередно и поэтапно. После каждого этапа матрицу поворачивают на  $90^{\circ}$  и повторяют обработку (рис. 4).

Принципиальной особенностью схемы РК-прессования является возможность интенсивной пластической обработки без изменения се-



**Рис. 4. Схема пресс-формы для равноканального углового прессования со скручиванием:**

$p_{zo}$  — осевое давление прессования;  $p_{пр}$  — противодействие;  $00'$  — линия соединения углов пересекающихся каналов



чения материала. Сечение канала может быть круглым, квадратным или любой другой формы. Угол пересечения вертикального и горизонтального каналов может составлять от  $90^\circ$  и более. Заготовка помещается из вертикального канала в горизонтальный под действием давления  $p_{20}$ , преодолевая противодействие  $p_{пр}$ , действующее в горизонтальном канале.

В процессе продавливания вдоль линии соединения углов канала  $00'$  (см. рис. 4) развивается процесс интенсивной сдвиговой деформации. В результате происходят дробление кристаллической структуры, разворот зерен вдоль одного направления, заваривание пустот и микропор.

Пресс-форма для равноканального углового деформирования заготовок содержит контейнер *1* (см. рис. 4), внутри которого располагается матрица *2* с тремя сквозными отверстиями, расположенными в декартовой системе координат. В каналы с каждой стороны отверстий установлены направляющие втулки *3*, закрепленные от выпадения стопорами *4*. В каждую направляющую втулку *3* вставлены пуансоны: два вертикальных *5*, *8* и четыре боковых *6*, *7*, *9*, *10*, имеющих возможность свободно перемещаться внутри втулок под действием приложения сил со стороны рабочих органов прессового оборудования и механизмов, создающих силы противодействия. На наружные плоскости контейнера *1* установлены крышки *11*, предназначенные для фиксации исходного положения пуансонов. Рабочие (передние) части пуансонов *5–10* расположены в одной плоскости с уровнем среза сквозных каналов матрицы *2*, а нерабочая (задняя) часть пуансонов *5–10* фиксируется углублениями, выполненными на внутренней стороне крышек *11*. Крышки *11* удерживаются на внешних плоскостях контейнера стопорными винтами *12*.

Пуансоны *5–10* скреплены с механизмами перемещения, которые включают держатели, мотор-редукторы, компоненты системы ЧПУ.

В начале работы заготовка вставляется в вертикальный канал втулки *3*. Сверху устанавливается верхний пуансон *5*. Нижний пуансон *8* и боковые пуансоны *7*, *9*, *10* фиксируются крышками *11*, а боковой пуансон *6* фиксируется штоком устройства противодействия, при этом в исходном положении рабочий торец пуансона *6*, как и другие боковые пуансоны *7*, *9*, *10*, выставляется на уровне среза сквозного канала матрицы *2*.

Ползуном пресса надавливают на верхний пуансон и перемещают его вниз. Происходят

сдавливание заготовки по вертикальной оси, осадка поперечного сечения и перемещение ее в боковую полость канала матрицы.

Вследствие этого значительно изменяются механические характеристики металлов, такие как упругие модули, температуры Кюри и Дебая, намагниченность насыщения и др.

Противодавление  $p_{пр}$  исключает появление растягивающих напряжений, что предохраняет металл от разрушения и после его выхода из очка матрицы. Гидростатическое давление подпора изменяется в зависимости от увеличения степени деформации металла, склонности материала к трещинообразованию. При этом трещина раскрывается в плоскости скольжения под действием напряжений  $\sigma_n$ , направленных перпендикулярно к этой плоскости.

В большинстве случаев увеличение степени деформации приводит к уменьшению величины  $p_{пр}$  из-за повышения равномерности истечения материала и увеличению связей между зернами металла, в результате чего происходит стабилизация состояния металла.

Для разработки технологии деформирования низкопластичных материалов с противодействием необходимо определить количественную зависимость параметров пластичности ( $\delta$ ,  $\psi$ ,  $\varepsilon_{кр}$ ) от давления. После размещения заготовки в канале пуансона *6* (см. рис. 4) ее деформация прекращается. Ползун пресса отводится в верхнее положение, контейнер *1* извлекается из устройства противодействия, поворачивается на  $90^\circ$ . Теперь пуансон *6* занимает вертикальное положение и в зависимости от выбранной схемы деформирования можно изменять схему напряженно-деформированного состояния материала и направление приращений главных деформаций.

Многоканальная матрица позволяет изменять направление деформирования и проводить многократный знакопеременный сдвиг заготовки для накопления деформации. Расчет максимального числа этапов деформирования заготовки методом РК-прессования последовательно в разных плоскостях представлен в работе [8]. В первом приближении предельное число циклов при равноканальном деформировании заготовки определяется уравнением

$$n_p = \frac{3}{2C} \left( \frac{\varepsilon_*}{\pi - \theta} \right)^2,$$

где  $C$  — материальная константа,  $0 \leq C \leq 1$ ;  $\varepsilon_*$  — предельная деформация материала заготовки на сдвиг;  $\theta$  — угол между каналами.

В результате больших пластических деформаций металлов размеры их структурных элементов (кристаллитов, фрагментов, границ раздела и т.д.) уменьшаются и достигают значений, характерных для нано- (10...100 нм) и субмикроматериалов (100...1000 нм), вследствие чего сильнодеформированные металлы приобретают качественно новые свойства. В частности, они обладают аномально высокой пластичностью в сочетании с большой прочностью.

Поскольку форма заготовки после процесса накопления деформации практически совпадает с исходной, возможна многократная обработка заготовок для накопления достаточной деформации. Специальные режимы РК-прессования повышают пластические свойства деталей в 2 раза ( $\delta = 55\%$ ), что имеет большое значение при изготовлении прутков, которые являются заготовками для проволоки, труб, профилей и др.

Введение операции простого сдвига равноканальным угловым прессованием прутков диаметром 80 мм из молибдена марки ЦМ-2А с ковкой сутунки и его прокаткой в соответствии с заводской технологией обеспечило повышение механических свойств:

вдоль направления прокатки —  $\sigma_B = 870$  МПа,  $\delta = 12...15\%$ ;

поперек направления прокатки —  $\sigma_B = 870$  МПа,  $\delta = 15...19\%$ ;

испытания на глубину вдавливания по методу Эриксона (радиус пуансона  $R = 10$  мм) — 7,7...8,0 мм.

Из представленных данных следует, что введение операций равноканального прессования между операциями деформации с диагональным течением обеспечивает получение прутковых и листовых полуфабрикатов с повышенными на 25...30 % прочностными и пластическими характеристиками.

**Третий этап** технологического передела для придания изделию требуемой формы реализуется традиционными методами ОМД.

**Заключение.** На основе анализа современных тенденций развития методов пластического деформирования стальных заготовок предложена инновационная технология обработки давлением, включающая в себя сочетание методов горячего гидравлического прессования и простого сдвига. Проведено исследование устройств и способов обработки различных металлов и сплавов простым сдвигом, а также приведены результаты, подтверждающие перспективность совмещения диагонального и сдвигового течений при разра-

ботке технологии получения изделий из труднодеформируемых металлов и сплавов с повышенными технологическими и эксплуатационными свойствами. На базе исследований технологии простого сдвига показано влияние накопленной деформации сдвига на измельчение структуры материала, повышение его пластических свойств с сохранением изначально прочностных свойств.

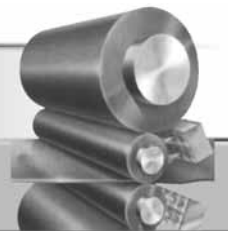
Предложенные конструкции пресс-форм реализуют технологический процесс многоэтапного формования труднодеформируемых материалов чистым и простым сдвигами для модификации структуры материалов, в частности измельчения зерна путем накопления пластической деформации, что обеспечивает экономический эффект за счет уменьшения количества технологических переходов и уменьшения энергетических затрат.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Вайцехович С.М., Власов Ю.В., Журавлёв А.Ю.** Влияние многоэтапной сдвиговой деформации на прочностные и пластические свойства изделий из труднодеформируемых порошковых материалов // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 10. С. 454—461.
2. **Вайцехович С.М., Бараев А.Ю., Журавлёв А.Ю.** Производство изделий из труднодеформируемых металлов немонокотным деформированием // Металлургия машиностроения. 2020. № 5. С. 37—40.
3. **Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N. et al.** Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation. Nova: Amityville, NY, USA, 2010. 542 p.
4. **Жбанков Я.Г., Алиева Л.И., Михалевич В.М.** Восстановление пластичности при изотермическом горячем дробном деформировании // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2013. № 7. С. 12—17.
5. **Тензорно-нелинейная** модель А.А. Мишулина—В.М. Михалевича разрушения деформируемых пористых материалов / С.М. Вайцехович, В.М. Михалевич, А.В. Бараев, Г.Г. Кривенко, А.А. Красуля // Технология машиностроения. 2016. № 10. С. 18—25.
6. **Mikhalevich V.M.** The model of ultimate strains during hot deformation // Izvestia Akademiinauk SSSR. Metallurgy (5). 1991. P. 89—95.
7. **Стебунов С.А., Мишулин А.А.** Расчет напряженно-деформированного состояния прессования труднодеформируемых материалов методом конечных элементов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1988. № 4. С. 9—11.
8. **Вайцехович С.М., Власов Ю.В.** Инструмент и технология немонокотного деформирования порошковых материалов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2020. № 8. С. 17—30.

*Сергей Михайлович Вайцехович, канд. техн. наук,  
ask-mlad@mail.ru;*

*Юрий Вениаминович Власов, канд. техн. наук;  
Алексей Юрьевич Журавлёв*



УДК 621.762.4.043

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-3-123-129

Н.Н. Загиров<sup>1</sup>, Ю.Н. Логинов<sup>2,3</sup>, Е.В. Иванов<sup>1</sup>, В.Г. Кузьмин<sup>1</sup><sup>1</sup>Сибирский федеральный университет,<sup>2</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,<sup>3</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН)

## Разработка технологии переработки стружковых отходов сплава системы Al—Mg—Sc с применением метода горячего прессования

Рассмотрена проблема переработки стружки алюминиевых сплавов, содержащих скандий. Отмечена трудность переплава из-за легкого окисления компонентов сплава. Предложено утилизировать стружку без перевода металла в жидкое состояние. Цель работы — построение технологической схемы переработки стружковых отходов сплава системы Al—Mg—Sc, образующихся в результате механической обработки литых заготовок методом резания. Приведены результаты экспериментов, включающих в себя холодное брикетирование, горячее прессование и волочение. Выполнены измерения механических свойств продукта, полученного по нескольким вариантам технологической схемы. Показана возможность безобрывного волочения полуфабриката. Сделан вывод о возможности применения схемы в производственном процессе.

**Ключевые слова:** алюминиевый сплав; переработка стружки; брикетирование; прессование; волочение; механические свойства.

*The problem of chip processing of aluminum alloy containing scandium is considered. The difficulty of remelting due to easy oxidation of the alloy components is noted. It is proposed to dispose of the shavings without transferring the metal to liquid state. The aim of the work is to construct technological scheme for the processing of waste chips of the Al—Mg—Sc alloy formed as result of machining cast billets by cutting. Results of experiments including cold briquetting, hot extrusion and drawing are presented. The mechanical properties of the product obtained according to several variants of the technological scheme are measured. The possibility of continuous drawing of semi-finished product is shown. The conclusion is made about the possibility of using the scheme in the production process.*

**Keywords:** aluminum alloy; chip processing; briquetting; extrusion; drawing; mechanical properties.

**Введение.** Как известно [1], увеличение содержания магния выше 7 % в сплавах системы Al—Mg способствует повышению прочности указанных сплавов, но одновременно вызывает заметное снижение пластичности и коррозионной стойкости. Легирующим элементом, позволяющим, не прибегая к повышению содержания Mg, обеспечить высокий уровень прочности и пластичности неупрочняемых термообработкой Al—Mg-сплавов при сохранении их хорошей свариваемости и коррозионной стойкости, является скандий [2].

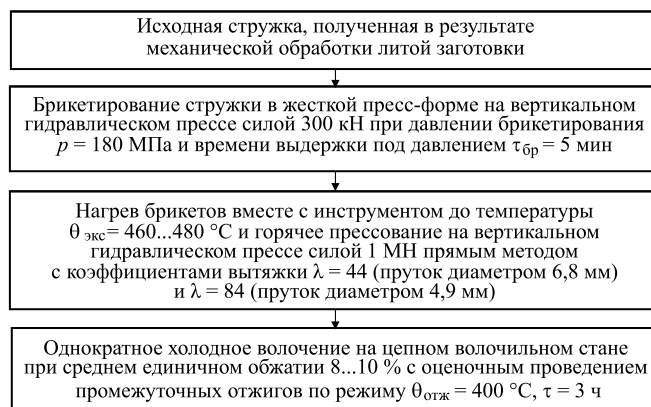
Для развития производства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов со скандием и увеличения объема их использования есть все необходимые предпосылки [3]: нет проблем с сырьевой базой (имеются практически неограниченные запасы скандия и разработаны разнообразные методы получения лигатуры Al—Sc [4, 5]; созданы промышленные композиции алюминиевых сплавов со скандием; освоены промышленные технологии получения из них всех видов полуфабрикатов [6, 7], обладающих уникальным сочетанием служебных свойств [8].

Однако широкое применение алюминиевых сплавов со скандием сдерживает его высокая стоимость: введение в алюминиевые сплавы скандия в количестве 0,1 % удваивает стоимость деформированных полуфабрикатов. В промышленных алюминиевых сплавах содержание скандия составляет в среднем около 0,2 %, поэтому стоимость полуфабрикатов из этих сплавов примерно в 4 раза выше стоимости полуфабрикатов из традиционных алюминиевых сплавов. Явление это временное. Увеличение объема их выпуска и потребления будет сопровождаться существенным уменьшением стоимости. Это произойдет, во-первых, за счет усовершенствования технологии получения лигатуры Al—Sc, появления альтернативных технологий и более широкого круга производителей, во-вторых, благодаря более организованному и, следовательно, более полному вовлечению отходов Al—Sc-сплавов в металлургическое производство. Скандий является легко окисляемым металлом, поэтому вовлечение его в виде мелкодисперсных отходов в переплав приводит к потере дорогого компонента, желательнее использовать приемы обработки, не переводящие металл в состояние расплава. Для некоторых видов алюминиевых сплавов, например силуминов, такой подход был реализован [9].

*Цель работы* — построение технологической схемы переработки стружковых отходов сплава системы Al—Mg—Sc, образующихся в результате механической (токарной) обработки литых заготовок.

**Методика проведения исследований.** Сырьевым материалом для проведения исследований являлась стружка алюминиевого сплава, химический состав которого приведен в табл. 1.

Поскольку при токарной обработке смазочно-охлаждающую жидкость не использовали, сбор стружки был достаточно организованным, образующиеся стружковые отходы по засоренности можно отнести к категории "чистых". Поэтому перед компактированием их не подвергали дополнительной подготовке — очистке от посторонних примесей.



**Рис. 1. Технологическая схема изготовления прутков и проволоки круглого поперечного сечения из стружки сплава системы Al—Mg—Sc с использованием схемы горячего прессования**

На рис. 1 приведена прошедшая апробацию общая схема переработки стружки сплава системы Al—Mg—Sc в полуфабрикаты и изделия, минуя плавильный передел. Ориентиром при выборе конечного продукта переработки выступала проволока, являющаяся универсальным присадочным материалом: при сварке алюминиевых сплавов на основе разных систем она должна обеспечить низкую склонность к трещинообразованию и высокие механические свойства сварного соединения (ГОСТ 7871—2019. Проволока сварочная из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия).

Перед практическим опробованием предлагаемой схемы имеющуюся стружку рассортировали на две части, условно назвав их мелкая (по классификации ГОСТ 18978—73 относящаяся к разряду "сыпучая", рис. 2, а) и крупная (относящаяся к разряду "вьюнообразная", рис. 2, б).

Брикетирование стружки осуществляли при комнатной температуре. Рабочий диаметр контейнера составлял 42 мм. Массу единовременно засыпаемой в пресс-форму стружки приняли равной 40...50 г, что при прикладываемом давлении брикетирования 180 МПа позволяло получать брикеты высотой 15...20 мм (рис. 2, в). При этом их плотность составляла 1,78...1,80 г/см<sup>3</sup>.

С точки зрения выхода годного использовать при прессовании сравнительно низкие брикеты

**1. Химический состав сплава системы Al—Mg—Sc, % мас.**

| Mg   | Mn   | Si   | Sc   | Zr   | Ti   | Cr   | Fe   | Cu    | Zn   | Ni    | Al     |
|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|------|-------|--------|
| 5,27 | 0,49 | 0,13 | 0,12 | 0,13 | 0,02 | 0,15 | 0,16 | 0,011 | 0,01 | 0,006 | Основа |

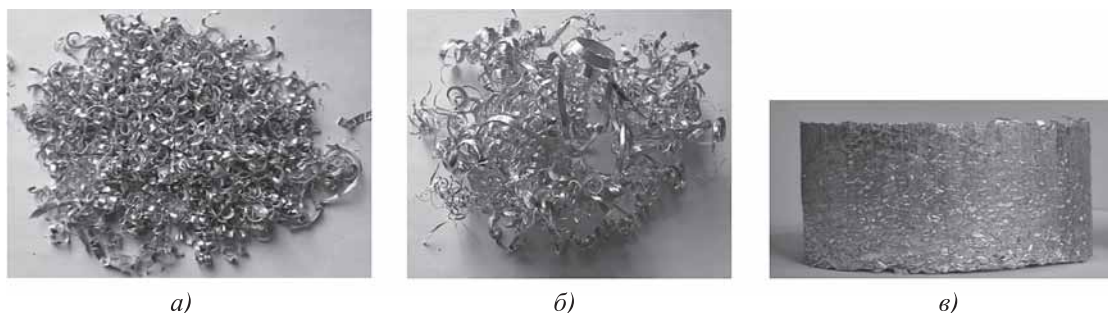


Рис. 2. Мелкая (а) и крупная (б) стружка и полученный брикет (в)

не совсем выгодно. Поэтому в дальнейшем для получения экструдированных прутков применяли составные, состоящие из двух брикетов, заготовки, которые после нанесения на боковую контактную поверхность смазки в виде смеси графита с маслом располагали внутри контейнера инструментальной оснастки (рис. 3). Ее размещали внутри свободного простран-

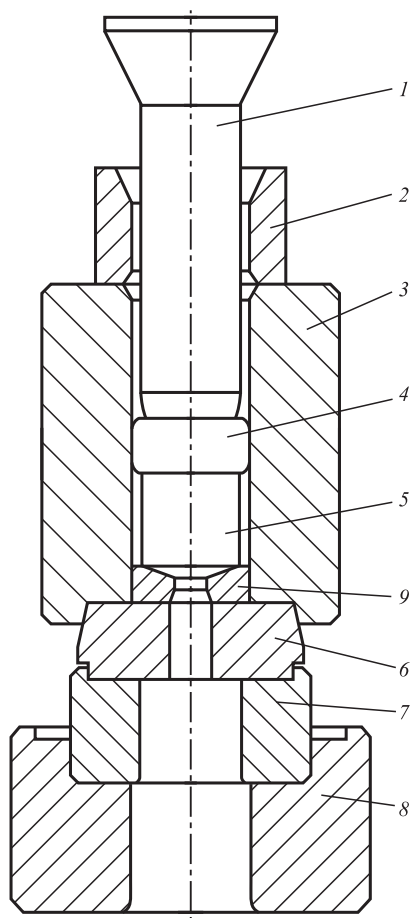


Рис. 3. Схема сборки прессового инструмента:  
 1 — пуансон; 2 — ограничитель хода; 3 — контейнер; 4 — пресс-шайба; 5 — заготовка; 6 — подкладка; 7 — матрицедержатель; 8 — основание; 9 — матрица

ства стационарной печи, нагревали до требуемой температуры, после чего включали привод перемещения верхнего пуансона и проводили процесс экструзии. Диаметры рабочего отверстия матрицы выбраны равными 6,8 и 4,9 мм, чтобы при последующем волочении отследить роль сообщаемой материалу степени деформации при холодной обработке.

После окончания процесса прессования отпрессованный пруток извлекали и отделяли от него пресс-остаток. Сам пруток делили на несколько частей, одна из которых служила для вытачивания образцов для проведения механических испытаний на растяжение, а другая шла на реализацию процесса холодного однократного волочения на цепном волочильном стане. Единичные обжаты при волочении выбирали сравнительно небольшими, а отжиги назначали бессистемно после деформации с определенным суммарным относительным обжатием. Это выполняли для определения характера изменения механических характеристик материала после отжига.

Маршруты волочения для получения проволоки диаметром 3,0 мм состояли из следующих переходов:

- 1)  $\varnothing 6,8 \text{ мм} \rightarrow 6,5 \rightarrow 6,2 \rightarrow 5,9 \rightarrow 5,6 \rightarrow 5,3 \rightarrow 4,9 \rightarrow 4,5 \rightarrow 4,2 \rightarrow 3,9 \rightarrow 3,6 \rightarrow 3,3 \rightarrow \varnothing 3,0 \text{ мм}$ ;
- 2)  $\varnothing 4,9 \text{ мм} \rightarrow 4,7 \rightarrow 4,5 \rightarrow 4,2 \rightarrow 3,9 \rightarrow 3,6 \rightarrow 3,3 \rightarrow \varnothing 3,0 \text{ мм}$ .

После некоторых из них отбирали фрагменты проволоки для проведения механических испытаний на растяжение, по результатам которых определяли значения временного сопротивления разрыву  $\sigma_B$ , относительного удлинения  $\delta$  и относительного сужения  $\psi$ , отражающих изменение указанных показателей по ходу одного из этапов обработки давлением до и после отжига.

Оценочные отжиги по режиму  $\theta_{отж} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 3 \text{ ч}$  проводили на диаметрах 4,5; 3,6 и 3,0 мм, причем особое внимание уделялось формированию свойств проволоки диаметром 3,0 мм, так как данный размер является наиболее востребованным для проволоки, применяемой при сварке.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Результаты испытаний образцов проволоки на растяжение представлены на рис. 4. В данном случае проволока была изготовлена без проведения промежуточных отжигов, а в качестве изучаемого фактора рассматривали только тип исходной стружки. Коэффициент вытяжки при прессовании, характеризующий диаметр получаемого прессованием прутка, в расчет не принимали, поэтому на рис. 4 точками обозначены обобщенные экспериментальные данные испытанных образцов проволоки на растяжение, исходной заготовкой для которых служили отпрессованные прутки различных диаметров.

Суммарное относительное обжатие в каждом случае рассчитывали по формуле

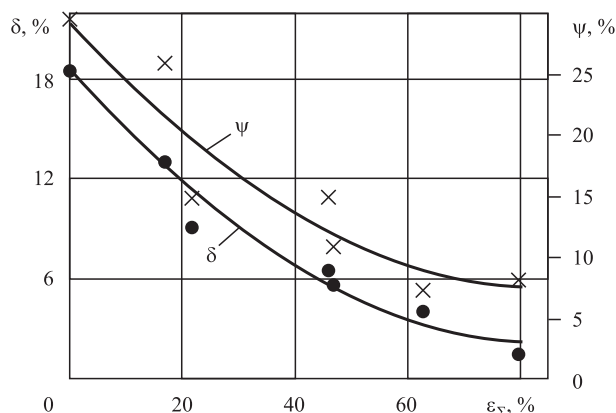
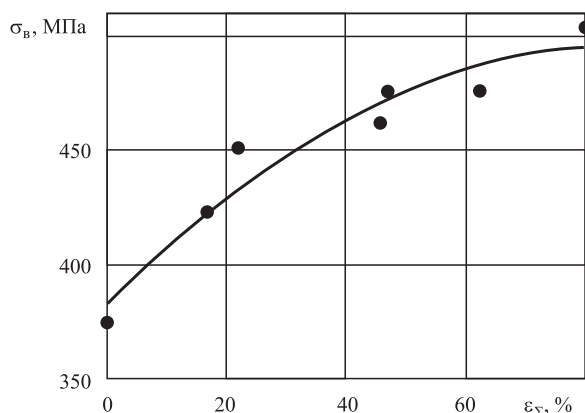
$$\varepsilon_{\Sigma} = \frac{d_{пр}^2 - d^2}{d_{пр}^2} \cdot 100 \%,$$

где  $d_{пр}$  — диаметр соответствующего прутка после осуществления процесса прессования;  $d$  — диаметр проволоки, фрагменты которой подвергали испытанию на растяжение.

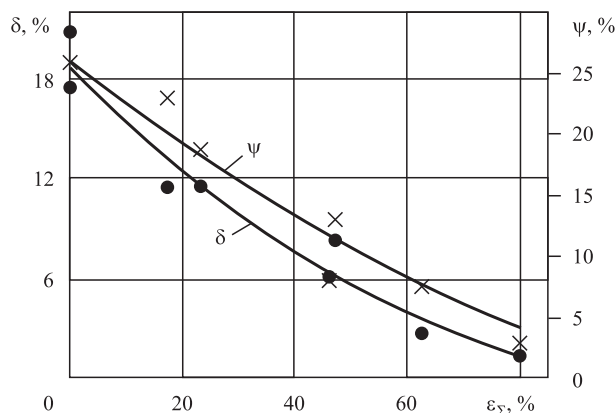
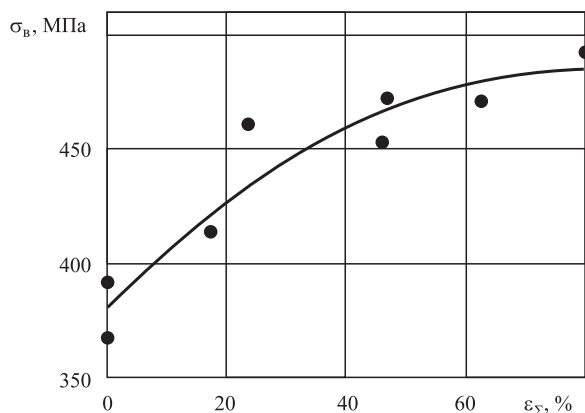
Каждая нанесенная точка соответствует среднему значению указанного показателя для трех испытанных образцов. Линиями обозначены кривые, аппроксимирующие полученные экспериментальные данные.

Анализируя приведенные на рис. 4 данные, можно сделать следующие промежуточные выводы.

Изменение механических свойств проволоки из стружковых отходов сплава системы Al—Mg—Sc при холодном волочении носит общераспространенный характер, когда прочностные свойства с увеличением степени деформации повышаются, а пластические, наоборот,



а)



б)

Рис. 4. Изменение механических свойств проволоки при волочении для мелкой (а) и крупной (б) стружки

снижаются. Это относится к проволоке, получаемой из мелкой и крупной стружки. Принципиальной разницы в уровнях свойств изготовленных из разных типов стружки прутков и проволоки нет.

После горячего прессования прочность прутков характеризуется значениями  $\sigma_B = 370...390$  МПа, а пластичность — значениями  $\delta = 18...21$  % и  $\psi = 25...30$  %. После осуществления без промежуточного отжига холодного волочения при суммарном относительном обжатии  $\varepsilon_\Sigma$  около 50 % прочность проволоки возрастает до значений  $\sigma_B = 450...470$  МПа, а пластичность снижается до  $\delta = 5...8$  % и  $\psi = 10...15$  %. С увеличением  $\varepsilon_\Sigma$  до 80 % прочность проволоки повышается до значений  $\sigma_B = 490...500$  МПа, а пластичность уменьшается до  $\delta = 1...2$  % и  $\psi = 4...7$  %. При этом большие значения указанных интервалов по прочности и меньшие показатели по пластичности соответствуют свойствам проволоки, получаемой из более крупной стружки.

Деформационный ресурс исследуемого материала независимо от типа используемой стружки обеспечил возможность безобрывного волочения проволоки диаметром 3 мм без проведения промежуточных отжигов. Вместе с тем логично предположить, что его можно существенно расширить, проводя в определенном месте маршрута волочения операцию отжига по заданному режиму. В работе задача установления конкретного места расположения отжига не ставилась, поэтому отжиг проводили на некоторых выбранных произвольно промежуточных диаметрах для оценки его влияния на изменение свойств проволоки.

Установлено, что характерное для отжига воздействие на формирование свойств металлоизделий, когда прочность материала уменьшается, а пластичность повышается, заметно проявляется только для полуфабрикатов, предварительно полученных холодной обработкой с большими степенями деформации. Например, для проволоки, изготовленной с небольшим относительным обжатием 15...20 %, снижение прочности и рост пластичности при отжиге составляют не более 5...10 %. Это свидетельствует о том, что при таких степенях деформации состояние материала после волочения незначительно отличается от горячедеформированного.

С увеличением суммарного относительного обжатия при волочении до 50...60 % свойства материала проволоки, обладающего к этому времени повышенной прочностью и невысокой пластич-

ностью, претерпевают уже более существенные изменения. Временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$  снижается при отжиге приблизительно на 30...40 %, а относительное удлинение  $\delta$  и относительное сужение  $\psi$  увеличиваются в 1,5—2,0 раза.

Далее более детально проанализируем особенности формирования комплекса механических характеристик проволоки диаметром 3 мм (табл. 2 и 3, где значения механических

**2. Результаты механических испытаний протянутой с разным обжатием проволоки диаметром 3 мм из мелкой стружки сплава системы Al—Mg—Sc на растяжение до и после проведения отжига на конечном размере**

| $\varepsilon_\Sigma, \%$ | $\sigma_B, \text{ МПа}$ |       | $\delta, \%$ |        | $\psi, \%$ |        |
|--------------------------|-------------------------|-------|--------------|--------|------------|--------|
|                          | (среднее значение)      |       |              |        |            |        |
| <i>Без отжига</i>        |                         |       |              |        |            |        |
| 62,5                     | 473                     | (476) | 5,6          | (6,5)  | 19,0       | (15,0) |
|                          | 476                     |       | 4,9          |        | 10,0       |        |
|                          | 478                     |       | 9,0          |        | 16,0       |        |
| 80                       | 508                     | (503) | 1,2          | (1,5)  | 7,8        | (9,7)  |
|                          | 490                     |       | 2,0          |        | 8,5        |        |
|                          | 510                     |       | 1,2          |        | 12,9       |        |
| <i>После отжига</i>      |                         |       |              |        |            |        |
| 62,5                     | 340                     | (342) | 15,5         | (16,0) | 36,5       | (36,5) |
|                          | 341                     |       | 13,5         |        | 36,0       |        |
|                          | 345                     |       | 19,0         |        | 37,0       |        |
| 80                       | 358                     | (359) | 9,9          | (11,3) | 14,1       | (14,9) |
|                          | 360                     |       | 11,0         |        | 13,5       |        |
|                          | 359                     |       | 13,0         |        | 17,2       |        |

**3. Результаты механических испытаний протянутой с разным обжатием проволоки диаметром 3 мм из крупной стружки сплава системы Al—Mg—Sc на растяжение до и после проведения отжига на конечном размере**

| $\varepsilon_\Sigma, \%$ | $\sigma_B, \text{ МПа}$ |       | $\delta, \%$ |        | $\psi, \%$ |        |
|--------------------------|-------------------------|-------|--------------|--------|------------|--------|
|                          | (среднее значение)      |       |              |        |            |        |
| <i>Без отжига</i>        |                         |       |              |        |            |        |
| 62,5                     | 471                     | (471) | 2,0          | (2,9)  | 5,9        | (7,6)  |
|                          | 475                     |       | 3,0          |        | 7,8        |        |
|                          | 468                     |       | 3,7          |        | 9,1        |        |
| 80                       | 304                     | (309) | 0,6          | (1,5)  | 1,3        | (1,3)  |
|                          | 313                     |       | 2,0          |        | 1,3        |        |
|                          | —                       |       | 2,0          |        | —          |        |
| <i>После отжига</i>      |                         |       |              |        |            |        |
| 62,5                     | 351                     | (351) | 14,0         | (14,6) | 31,5       | (28,6) |
|                          | 350                     |       | 15,0         |        | 21,5       |        |
|                          | 351                     |       | 14,8         |        | 32,8       |        |
| 80                       | 226                     | (215) | —            | (2,5)  | 7,2        | (5,7)  |
|                          | 203                     |       | 2,0          |        | 5,3        |        |
|                          | —                       |       | 3,0          |        | 4,6        |        |

характеристик соответствуют различным фрагментам проволоки вдоль ее длины). В качестве изучаемых факторов при выполнении этой части работы рассматривали:

- тип используемой для изготовления проволоки стружки;
- применение или отсутствие отжига на конечном размере;
- степень деформации (суммарное обжатие  $\varepsilon_{\Sigma}$ ), с которой протянутая проволока была получена из прессованного прутка определенного диаметра.

Стабильность в формировании свойств проволоки диаметром 3 мм в большей мере прослеживается при получении ее из сыпучей (мелкой) стружки. Это проявляется и в достигаемом уровне механических характеристик и его предсказуемом изменении с повышением степени деформации, а также в относительно равномерном их распределении по длине проволоки.

При умеренном относительном обжатии при волочении  $\varepsilon_{\Sigma} = 62,5\%$  прочностные свойства тянутой проволоки характеризуются  $\sigma_B$  от 470 до 480 МПа. Диапазон изменения пластических свойств определяется значениями  $\delta$  от 5 до 10 %, а  $\psi$  — от 10 до 20 %.

С повышением суммарного относительного обжатия  $\varepsilon_{\Sigma}$  до 80 % прочность проволоки увеличивается на 5...7 % с одновременным снижением показателей пластичности практически в 2—3 раза. Отжиг проволоки по выбранному режиму вызывает снижение прочности и повышение пластичности. Значения прочностных характеристик проволоки, полученной с относительным обжатием  $\varepsilon_{\Sigma} = 62,5\%$ , уменьшаются до уровня  $\sigma_B = 340...350$  МПа, а полученной с  $\varepsilon_{\Sigma} = 80\%$  — до  $\sigma_B = 355...365$  МПа. Пластические свойства отожженной проволоки соответствуют при  $\varepsilon_{\Sigma} = 62,5\%$  значениям  $\delta = 15...20\%$  и  $\psi = 35...40\%$ , а при  $\varepsilon_{\Sigma} = 80\%$  — значениям  $\delta = 10...15\%$  и  $\psi = 15...20\%$ .

При изготовлении проволоки диаметром 3 мм из вьюнообразной (крупной) стружки на ее свойства существенно влияет степень деформации при волочении. Если при  $\varepsilon_{\Sigma} = 62,5\%$  прочность проволоки по всей длине находится на уровне показателей, характерных для проволоки из сыпучей стружки, т.е. когда  $\sigma_B = 465...475$  МПа, а пластичность распределяется хотя и достаточно равномерно, но ее показатели заметно ниже и составляют  $\delta = 2...4\%$  и  $\psi = 5...10\%$ . С увеличением  $\varepsilon_{\Sigma}$  до 80 % однород-

ность в распределении свойств заметно нарушается. Есть участки проволоки, упрочненные до значений  $\sigma_B$ ,  $\delta$  и  $\psi$ , соответствующих показателям проволоки, полученной из сыпучей стружки. А есть участки, которые, по-видимому, и составляют большую часть, где показатели механических характеристик одновременно снижаются, особенно где  $\sigma_B$  уменьшается более чем в 1,5 раза.

Картина не изменяется и после отжига проволоки. Если при сообщаемом материалу при волочении суммарном относительном обжатии  $\varepsilon_{\Sigma} = 62,5\%$  прочность проволоки по всей длине равномерно снижается на 20...30 %, а пластичность увеличивается в 4—5 раз, то при  $\varepsilon_{\Sigma} = 80\%$  прочность и пластичность проволоки изменяются неравномерно. Имеются участки, которые характеризуются значениями  $\sigma_B = 200...220$  МПа и  $\delta = 1...2\%$ , а есть участки, где  $\sigma_B = 300$  МПа, а  $\delta = 3\%$ .

Таким образом, для исследуемого материала, представляющего собой отходы механообработки сплава системы Al—Mg—Sc, наряду с типом перерабатываемой стружки важную роль при изготовлении проволоки играет суммарная степень деформации при осуществлении холодного волочения горячепрессованных прутков.

По результатам проведенных экспериментов суммарное относительное обжатие не должно превышать значений 63 %. При превышении этого значения возможно образование отдельных дефектов в виде различных нарушений сплошности, хотя при этом процесс волочения протекает без обрывов проволоки. Для предотвращения возникновения такой ситуации в этом случае следует предусмотреть проведение на более ранних этапах холодной деформации промежуточного отжига, направленного на залечивание дефектов. Режим и место проведения отжига должны выбираться исходя из размеров конечного прутка и комплекса свойств, который у него необходимо сформировать.

**Заключение.** Опробование технологической схемы переработки стружки из сплава Al—Mg—Sc, включающей в себя холодное брикетирование, горячее прессование и волочение с получением проволоки, показало ее работоспособность.

Выработаны рекомендации, приводящие к положительному результату: уплотнение стружки при давлении брикетирования



180 МПа, проведение горячего прессования при коэффициентах вытяжки 44...84 и температуре 460...480 °С, волочение полученных прутков с накоплением суммарного относительного обжатия по площади поперечного сечения не выше 63 %.

Достигнуты высокие показатели пластических свойств у готового продукта: относительное удлинение до разрыва до 16 % в твердом состоянии и до 36,5 % в отожженном состоянии.

Установлено, что применение крупной стружки приводит к снижению пластических свойств проволоки и нестабильности свойств по длине.

Рекомендацией для последующих исследований является разработка режимов перевода стружки в более мелкое состояние за счет уменьшения глубины съема при токарной обработке или за счет введения операции измельчения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Белов А.Ф., Добаткин В.И., Квасов Ф.И. и др. Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов: справочник. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1985. 338 с.
2. Филатов Ю.А. Перспективные области применения полуфабрикатов из Al—Mg—Sc сплавов // Технология легких сплавов. 2003. № 4. С. 24—28.
3. Захаров В.В., Елагин В.И., Филатов Ю.А. и др. Перспективы применения алюминиевых сплавов со

скандием в промышленности // Технология легких сплавов. 2006. № 4. С. 20—27.

4. Яценко С.П., Скачков В.М., Пасечник Л.А. Получение богатых алюминиевых лигатур, содержащих скандий, иттрий и цирконий, для цветной и черной металлургии // Цветные металлы. 2020. № 8. С. 49—55.

5. Александровский С.В., Сизяков В.М., Бажин В.Ю. и др. Синтез алюминиевых лигатур с переходными и редкими металлами // Цветная металлургия. 2011. № 4. С. 16.

6. Mann V., Sidelnikov S., Konstantinov I. et al. Modeling and investigation of the process of hot rolling of large-sized ingots from aluminum alloy of the Al—Mg system, economically alloyed by scandium // Materials Science Forum. 2018. Vol. 943. P. 58—65.

7. Eskin D.G. The scandium story. Part II: Impact on aluminum alloys and their applications // Light Metal Age. 2020. Vol. 78 (5). P. 40—44.

8. Influence of grain size on the flow properties of an Al—Mg—Sc alloy over seven orders of magnitude of strain rate / P.H.R. Pereira, Y.C. Wang, Y. Huang, T.G. Langdon // Materials Science and Engineering A. 2017. Vol. 685. P. 367—376.

9. Изготовление прутков и проволоки из стружки силумина с использованием прямой горячей экструзии цилиндрических брикетов / Н.Н. Загиров, Ю.Н. Логинов, Е.В. Иванов, Р.Р. Ризаханов // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Т. 17. № 4. С. 168—174.

*Николай Наильич Загиров, канд. техн. наук;*

*Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,  
j.n.loginov@urfu.ru;*

*Евгений Владимирович Иванов, канд. техн. наук;  
Вадим Георгиевич Кузьмин*



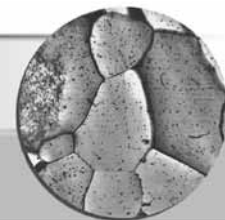
**ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"**  
продолжает подписку на журнал

**"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 669.046.4

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-3-130-133

О.С. Курочкина, Р.А. Серов, В.А. Изотов

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

## Влияние термической обработки на структуру и механические свойства алюминиевых сплавов, модифицированных нанокремнеземом

Рассмотрены результаты влияния термической обработки на структуру и механические свойства модифицированных и немодифицированных термообработанных заэвтектических силуминов. Установлено, что при выбранной термической обработке структура сплавов возвращается к исходному не модифицированному состоянию, а механические свойства практически не изменяются.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы; термическая обработка; механические свойства; микроструктура; заэвтектические силумины; модифицирование; нанокремнезем.

*The heat treatment of hypereutectic silumins modified by nanocarbon is considered. The structures and mechanical properties of the modified and unmodified heat treated hypereutectic silumins are studied. The regularity of changes in the structure and characteristics of hypereutectic modified silumins with various methods of heat treatment are established.*

**Keywords:** aluminum alloy; heat treatment; mechanical properties; microstructure; hypereutectic silumins; modification; nanocarbon.

**Введение.** Во многих отраслях промышленности, особенно в авиационной и автомобильной, наблюдается интерес к применению литых алюминиевых сплавов системы Al—Si (силумины) [1, 2]. По содержанию кремния (до 11,7 %) все они являются доэвтектическими сплавами в системе Al—Si, исключение — сплав АК12 (АЛ2) [2], который по содержанию кремния близок к эвтектике. При содержании кремния 11,7...12,4 % силумин является эвтектическим, при содержании кремния выше 12,4 % — заэвтектическим.

В расплаве заэвтектического силумина рост эвтектики начинается с кристаллизации кремния, так как расплав обогащен кремнием, кристаллы  $\alpha$ -твердого раствора не успевают охватить растущий кристалл кремния и не могут остановить его дальнейший рост. В результате образуются зоны, обогащенные атомами алюминия. Это положительно влияет на создание условий для зарождения псевдопервичных зерен дендритов  $\alpha$ -твердого раствора и позволяет остановить рост развития первичных кристаллов кремния (рис. 1).



Рис. 1. Микроструктура заэвтектического силумина (13 % Si) [1, 3, 4]

Силумины обладают узким интервалом кристаллизации и имеют хорошие литейные свойства [1, 3, 4], такие как небольшая линейная усадка, повышенная жидкотекучесть, малая склонность к образованию трещин при затрудненной усадке и рассеянной усадочной пористости [1, 2].

В работе [7] показано, что термическая обработка сплава Al—16 % Si, модифицированного стронцием, по режиму T6 (закалка с последующим искусственным старением) обеспечивает дальнейшее повышение уровня пластичности, в частности, относительное удлинение до 8 %, при этом незначительно снижаются предел прочности и твердость.

В последние годы на кафедре материаловедения, литья и сварки Рыбинского государственного авиационного технического университета имени П.А. Соловьева проводятся исследования модифицирующего эффекта наноглерода на структуру и механические свойства алюминиевых сплавов [8, 9].

Исследование [8] по применению наноглерода в качестве модификатора выявило измельчение кристаллов первичного кремния в эвтектическом силумине,  $\alpha$ -твердого раствора и эвтектики. Механические свойства сплава АК21M2,5H2,5 и модельного сплава Al—18 % Si, не подвергнутых термической обработке, увеличились. При модифицировании сплава АК18 углеродными нанотрубками наблюдается повышение твердости по Бринеллю в 5 раз: от 54,3 до 255,8 НВ, что в 2,5 раза больше, чем в ГОСТ 30620—98 (90...100 НВ), предел прочности составляет 205,44 МПа, что является чуть выше верхнего предела для прочности сплава АК18 по ГОСТ 30620—98 ( $\sigma_b = 146...180$  МПа). При модифицировании сплава АК21M2,5H2,5 углеродными нанотрубками твердость увеличивается в 3,2 раза: от 69,5 до 223,1 НВ, что выше в 2,3 раза, чем в ГОСТ 1583—90.

*Цель исследования* — определение оптимальных параметров термической обработки эвтектических силуминов, модифицированных наноглеродом, исходя из требуемых физико-механических свойств.

**Методика проведения исследований.** Исследовали сплав АК21M2,5H2,5 и модельный сплав АК18 (Al—18 % Si). Модификатор — углеродные нанотрубки (ГОСТ Р 58356—2019).

Плавку материала осуществляли в индукционной печи, масса расплава 1000 г. В расплав при температуре 900 °С вводили модификатор в виде прутка [8] по трайб-процессу в количестве 0,1 % массы сплава. Время выдержки сплава

после введения модификатора 10 мин. Заливку сплава проводили в песчано-глинистую форму.

Термическая обработка по режиму T6 выбрана по ГОСТ 1583—93: закалка при температуре 450 °С, время выдержки 17 ч, охлаждение в воду при температуре 40...100 °С, перенос в воду 20...25 с и последующее старение при температуре 190 °С, 15 ч. Часть образцов была подвергнута естественному старению в течение 18 мес.

После термической обработки изготавливали образцы для проведения металлографического анализа. Поверхность исследуемого образца шлифовали на шлифовально-полировочном станке "Полилаб П12М" и далее полировали с использованием коллоидной суспензии.

Исследуемую поверхность образцов шлифовали вручную шлифовальными шкурками.

Для сравнения микроструктуры использовали реагент следующего состава: азотистая кислота — 20 %; плавиковая кислота 20 %; глицерин 60 %. Время травления исследуемых образцов 5...10 с, далее промывание в дистиллированной воде.

Микроструктуру исследовали на микроскопе "Метам ЛВ-41". Визуальное управление происходило с помощью компьютера, настройки на фокус проводили с помощью микроскопа, окуляр-линейки со шкалой 0,01 мм.

Фотосъемку микроструктуры выполняли цифровой камерой-окуляром для микроскопа мод. DCM510 (USB 2.0).

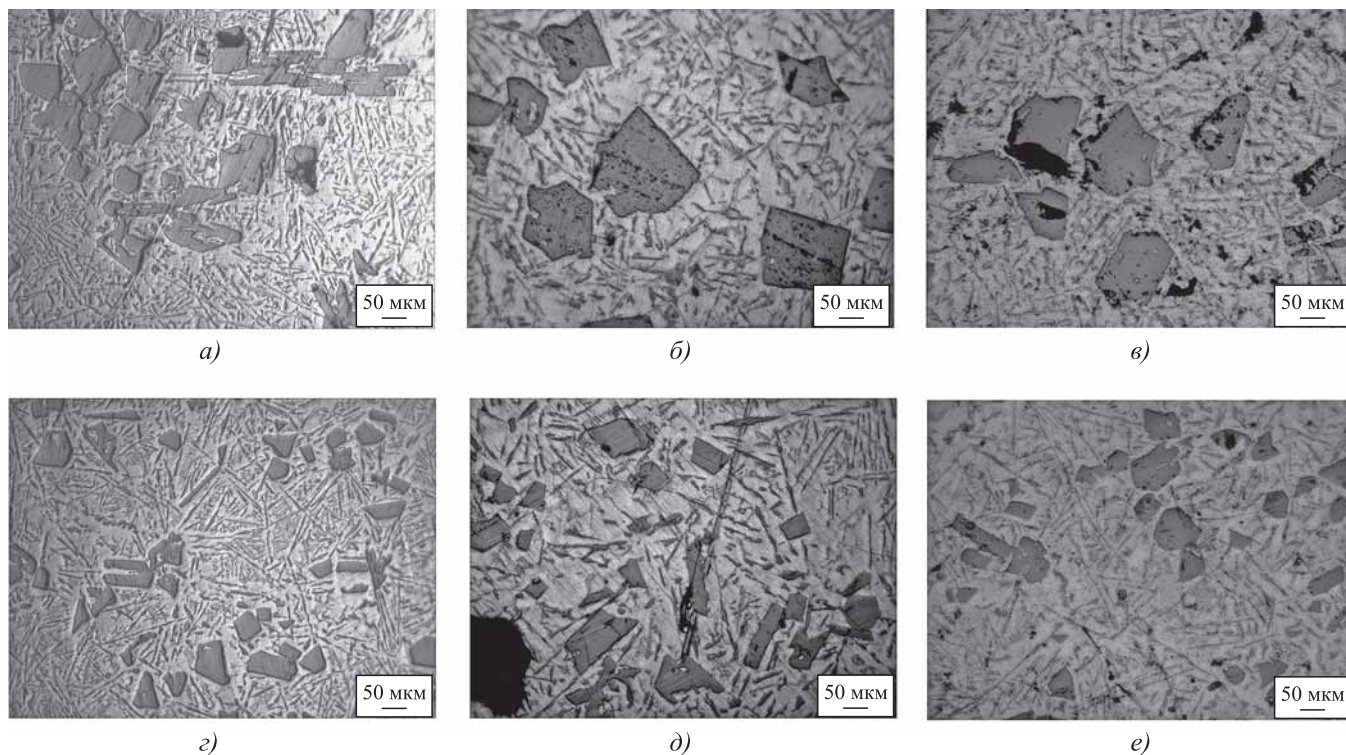
Расчет зерна в сплаве проводили по ГОСТ 5639—82 методом подсчета зерен.

Испытания образцов на твердость по Бринеллю проводили в соответствии с ГОСТ 9012—59 на твердомере ЗИП мод. ТШ-2М. Диаметр шарика 10 мм, нагрузка 2450 Н (250 кгс). Размер отпечатка определяли с помощью специального окуляра со шкалой 0,05 мм.

**Результаты исследований.** В результате металлографического анализа установлено, что на образцах без термической обработки отмечается измельчение эвтектики и значительное измельчение кристаллов первичного кремния. В сплаве АК18 размер зерна первичного кремния уменьшился с 0,19 до 0,052 мм; в сплаве АК21M2,5H2,5 после модифицирования размер зерна первичного кремния уменьшился с 0,397 до 0,049 мм.

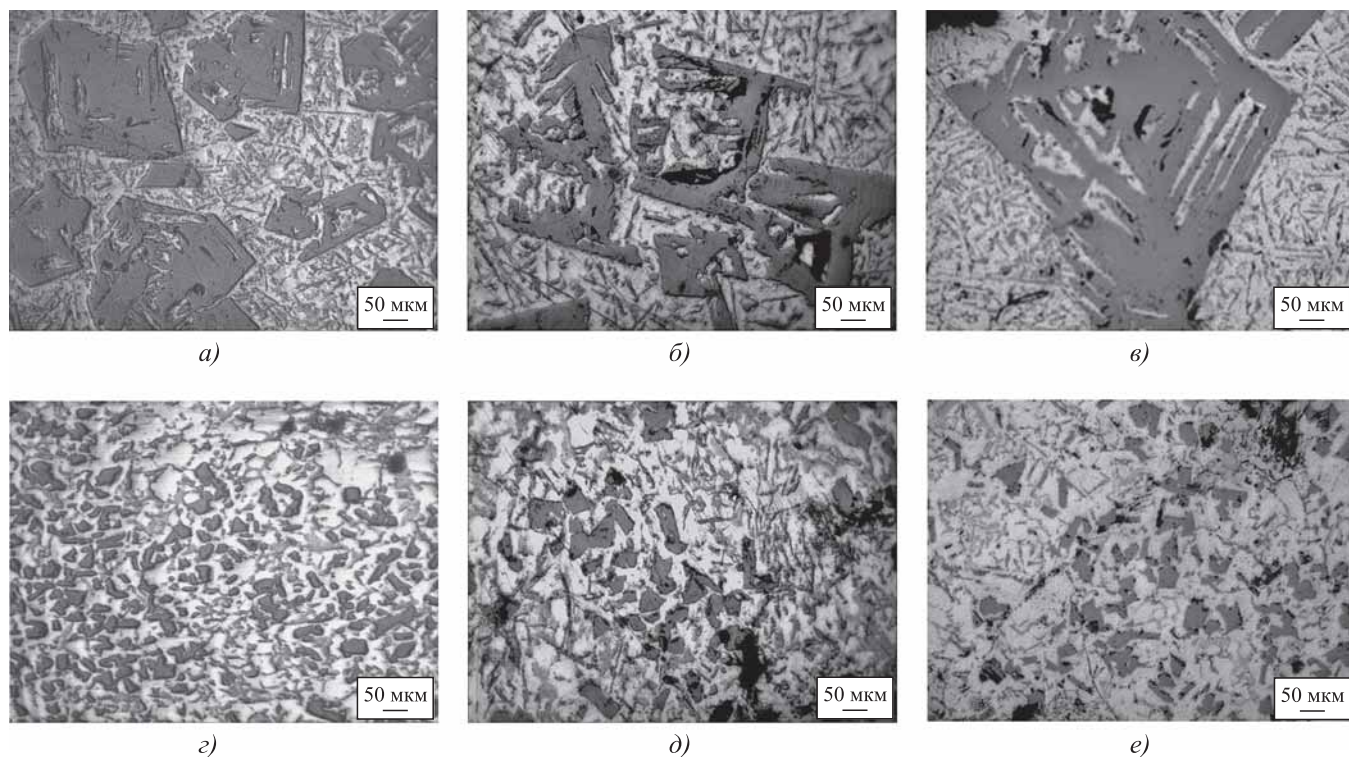
После термической обработки наблюдается увеличение размеров кристаллов первичного кремния для модифицированных образцов до 0,17 и 0,072 мм соответственно для сплавов АК18 и АК21M2,5H2,5.

Твердость образца сплава АК18 до и после термической обработки снизилась с 255 до



**Рис. 2. Микроструктуры немодифицированного (а–в) и модифицированного углеродными нанотрубками (г–е) сплава АК18:**

а, г — без термической обработки; б, д — после естественного старения в течение 18 мес; в, е — после термической обработки



**Рис. 3. Микроструктуры немодифицированного (а–в) и модифицированного углеродными нанотрубками (г–е) сплава АК21М2,5Н2,5:**

а, г — без термической обработки; б, д — после естественного старения в течение 18 мес; в, е — после термической обработки

## Результаты исследования образцов сплавов АК18 и АК21М2,5Н2,5

| Сплав        | Модификатор | Твердость, МПа |   |          |          | Средний размер кристаллов первичного кремния, мм |   |                               |
|--------------|-------------|----------------|---|----------|----------|--|---|-------------------------------|
|              |             | без ТО         | после 18 мес хранения (естественное старение) | после ТО |          | без ТО   | после 18 мес хранения (естественное старение) | после ТО (закалка + старение) |
|              |             |                |   | Закалка  | Старение |  |   |                               |
| АК18         | –           | 54,3           | 38,9  | 42       | 37       | 0,19   | 0,25  | 0,17                          |
|              | +           | 255,8          | 106,6   | 44       | 42       | 0,052  | 0,131   | 0,15                          |
| АК21М2,5Н2,5 | –           | 69,5           | 56,15   | 66       | 66       | 0,397  | 0,76  | 0,638                         |
|              | +           | 223,1          | 76,3  | 72       | 85       | 0,049  | 0,069   | 0,072                         |

50 НВ, а для образца сплава АК21М2,5Н2,5 — с 223 до 75 НВ (рис. 2, 3).

Во всех случаях при закалке и старении наблюдается увеличение размеров кристаллов первичного кремния, а также видоизменение эвтектики, которая становится более грубой. Исследованные параметры приведены в таблице.

**Заключение.** В результате проведения термической обработки (закалки и искусственного старения) заэвтектических силуминов, модифицированных модификатором на основе наноглерода, установлено, что структурные составляющие сплавов возвращаются в "исходное" не модифицированное состояние. Механические характеристики, такие как твердость, уменьшаются или остаются практически на том же уровне.

Таким образом, образцы были подвергнуты коагуляционному старению, в то время как для получения требуемых свойств нужно, чтобы в сплаве произошло фазовое старение. Следовательно, режим термической обработки выбран не оптимально. Поскольку изменения структуры и характеристик сплавов определяются различными механизмами распада в зависимости от температуры и времени старения, будут продолжаться работы по поиску оптимального режима термической обработки алюминиевых сплавов, модифицированных наноглеродным модификатором.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Абрамов А.А.** Особенности модифицирования силуминов // Литейное производство. 2001. № 6. С. 16–17.
2. **Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.** Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. М.: Металлургия, 1995. 272 с.

3. **Задированов А.Н., Кац А.М.** Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов: учеб. пособие. М., 2008. 188 с.

4. **Галушко А.М., Рафальский И.В., Луцки П.В.** О механизме формирования структурных составляющих при кристаллизации модифицированной эвтектики в силуминах // Литье и металлургия. 2010. № 4 (58). С. 95–99.

5. **Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник. М.: МИСИС, 1999. 416 с.

6. **Создание,** исследование и применение алюминиевых сплавов. Избранные труды: к 100-летию со дня рождения / И.Н. Фридляндер; под общ. ред. академика РАН, профессора Е.Н. Каблова; сост. В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, А.П. Петрова. М.: Наука, 2013. 291 с.

7. **Глотова Л.В.** Управление формированием структуры заэвтектических силуминов и разработка технологии получения поршней с высоким уровнем эксплуатационных характеристик: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Московский государственный институт сталей и сплавов. М., 1999.

8. **Серов Р.А.** Наноглеродный модификатор, обеспечивающий повышение механических свойств на основе комплексного воздействия на структуру и фазовый состав заэвтектических силуминов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева. Рыбинск, 2018. 177 с.

9. **Серов Р.А., Изотов В.А.** Способ ввода наноглерода в алюминиево-кремниевые сплавы // Вестник РГАТУ им П.А. Соловьева. 2016. № 1 (36). С. 39–43.

*Ольга Сергеевна Курочкина,*  
kyrolya@gmail.com;

*Роман Андреевич Серов, канд. техн. наук;*  
*Владимир Анатольевич Изотов, д-р техн. наук*

А.Г. Евгенов, С.В. Шуртаков, П.В. Рыжков, Д.В. Зайцев  
(ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ, г. Москва)

## Определение критерия оценки деградации структуры синтезированного материала в процессе селективного лазерного сплавления жаропрочных сплавов

Проведен анализ зарубежных публикаций об оценке влияния кратности использования оборотного порошкового материала и плотности загрузки платформы построения на уровень примесей, технологические характеристики оборотного порошка в процессе селективного лазерного сплавления (СЛС) и механические свойства синтезированных материалов. Для обоснованного выбора критерия оценки деградации структуры материала в процессе СЛС при увеличении плотности загрузки платформы построения и вовлечении оборотных порошков проанализированы результаты комплекса механических испытаний: кратковременная и длительная прочность, малоцикловая усталость синтезированных образцов сплава ВЖ159 с сопоставлением результатов исследований структуры методами просвечивающей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа. Показано, что наиболее эффективный критерий оценки деградации структуры СЛС-материала применительно к жаропрочным сплавам — испытания на кратковременную прочность при максимальной рабочей температуре.

**Ключевые слова:** селективное лазерное сплавление; выбросы; окисленные гранулы; фракционный состав; экспонирование; лазерный синтез; контур; основной металл; поддерживающие структуры.

*The analysis of foreign publications in terms of effect assessing of the recycled powder material reusing frequency and the construction platform loading density on the impurities level, technological characteristics of recycled powder in the process of selective laser melting (SLM) and synthesized materials mechanical properties is performed. The results of mechanical tests set: short-term tensile and long-term strength, low-cycle fatigue of synthesized samples of VZh159 nickel-based superalloy with comparison of the structure studies results by TEM and X-ray energy dispersion microanalysis methods are analyzed for reasonable choice of the assessing criterion for the material structure degradation in the SLM process with increase in the construction platform loading density and the recycled powders involvement. It is shown that the most effective structure degradation assessing criterion for the SLM nickel-based superalloy material is short-term tensile strength tests at the maximum operating temperature.*

**Keywords:** selective laser melting; metall splashes; oxidized granules; fractional composition; exposure; laser synthesis; contour; base metal; supporting structures.

**Введение.** Селективное лазерное сплавление (СЛС) — наиболее прогрессивный метод, позволяющий изготавливать ресурсные детали, минуя стадию подготовки производства. В настоящее время под данную технологию разработана гамма зарубежных и российских (преимущественно ФГУП "ВИАМ") материалов [1]. Однако жизненный цикл материала включает в себя не только создание технологий синтеза, термической и газостатической обработки, испытаний в составе узлов и изделий, но и сопровождение при

освоении серийного производства. В последнем случае, помимо характеристик и технологичности нового материала, существенным вопросом является экономическая составляющая производства, которая для технологии СЛС во многом определяется полнотой использования порошкового материала, т.е. возможностью применения оборотного (оставшегося после проведения процесса синтеза) порошка повторно [2—6].

Вопрос деградации порошка и структуры синтезированного материала в процессе

лазерного синтеза, выбора критерия ее оценки на данный момент приобретает особую актуальность. По данным [6] стоимость порошкового материала может составлять от 5 до 46 % стоимости каждого процесса синтеза. Также малоизученным остается вопрос деградации механических свойств синтезированного материала в зависимости от плотности загрузки платформы построения деталями/образцами вследствие перекрестного загрязнения выбросами, образующимися в процессе экспонирования элементов.

Механические свойства и структура синтезированных материалов изучены достаточно подробно даже применительно к отечественным материалам, включая их фазовый состав [7–17], в то время как работ, посвященных рециркуляции оборотных порошков, влиянию на микроструктуру и деградацию синтезированных материалов факторов, связанных с применением оборотных порошковых материалов и перекрестного загрязнения в процессе синтеза на свежих и оборотных порошках, крайне мало. Большинство из них носят несистемный характер, а полученные результаты с трудом могут быть применены для прогнозирования негативных факторов процесса СЛС для серийного производства даже для материалов, на которых они проведены.

Авторами [18] показано, что 14-кратное применение порошка сплава Inconel 718 в процессе СЛС не оказывает существенного влияния на прочность, твердость, пористость и микроструктуру синтезированного материала. В работе [19] установлено укрупнение вторичного порошка на примере нержавеющей стали 17-4PH и сплава CoCr при каждом последующем их использовании в процессе СЛС. В обоих приведенных источниках не уточнены сложность геометрии сплавляемых образцов и их площадь относительно общей площади платформы построения.

В работе [2] рассмотрен последовательный синтез наборов образцов из коррозионно-стойкой стали 304L в виде прямоугольной призмы квадратного сечения на установке СЛС RenishawAM 250 в среде аргона при остаточном содержании кислорода на уровне менее 1000 ppm (0,1 %). Наборы образцов представляли собой матрицы с постепенным увеличением общей площади сплавляемых сечений с соответствующим уменьшением общей высоты каждой последующей работы за счет потерь сплавленного порошка (для каждой матрицы циклы

проводили трехкратно). Показано, что измененные отношения площади несплавленного порошкового материала к площади сплавляемых сечений, как и расстояние между образцами на платформе построения, влияет на количество вторичных гранул (выбросов), образующихся при СЛС, а также на общую сферичность и плотность утряски оборотных порошков вследствие вовлечения в него идеально сферичных вторичных гранул (выбросов). Подобный эффект повышения плотности оборотного порошка также зафиксирован в работе [20].

В работе [3] проведены последовательные процессы синтеза образцов из сплавов In718 и Ti–6Al–4V. Для сплава In718 показан рост содержания кислорода в оборотном порошке с каждой новой итерацией. Авторами построена аппроксимирующая прямая зависимости содержания кислорода от итерации процесса синтеза. После проведения 42 процессов синтеза установлено значительное увеличение предела кратковременной прочности и уменьшение удлинения с 20 до 13 %, однако публикация не содержит данных по количеству, геометрии и объему изготовленных образцов.

В работе [4] исследовано влияние цикличности использования порошка для мартенситно-стареей конструкционной стали 1.2709 на пористость и шероховатость поверхности синтезированного материала. В работе выполнено 11 последовательных процессов синтеза трех образцов квадратного сечения (10 мм) на стандартной платформе построения размерами 250×250 мм. В результате не отмечено изменений определяемых характеристик сплавленного металла или оборотного порошка, при этом отмечена некорректность постановки эксперимента в части недостаточного воздействия на порошок (площадь сплавления 3 см<sup>2</sup> при площади плиты построения 1225 см<sup>2</sup>) для регистрации адекватного изменения характеристик.

Результаты исследования по использованию оборотных порошков сплавов Inconel 718, Ti–6Al–4V, AlSi10Mg и Scalmalloy на установке SLM Solutions 280B приведены в работе [5]. Отмечено изменение гранулометрического состава: для всех материалов, за исключением титанового сплава, кумулятивная кривая сместилась в сторону укрупнения гранул, что объясняется агломерацией мелких гранул при синтезе и их удалением при последующем отсеве. Также отмечены противоречивые результаты определения содержания кислорода: для Inconel 718 после 38 циклов, Ti–6Al–4V после 11 и Scalmalloy

после 3 циклов содержание кислорода снизилось по сравнению с исходным порошком. В AlSi10Mg содержание кислорода увеличилось в 2 раза после 6 циклов использования. Для всех материалов отмечено улучшение текучести порошка через воронку Холла и увеличение насыпной плотности.

В работе [20] изучено влияние многократного использования порошка в процессе селективного электронно-лучевого сплавления порошка Ti—6Al—4V на примере образцов на растяжение. Показано, что повторное использование порошка Ti—6Al—4V до 21 раза не приводит к снижению механических свойств, что связано с проведением процесса синтеза в вакууме.

Отдельно можно отметить оценку количества вторичных гранул методом рентгенофазового анализа применительно к сталям. Аустенитная сталь 304L кристаллизуется в общем случае по реакции  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \gamma$  [21]. При достижении экстремально высокой скорости охлаждения переохлажденный расплав затвердевает первичным аустенитом [22], а не через указанное перитектическое превращение. Такие скорости охлаждения ( $10^5 \dots 10^6$  К/с) достигаются в том числе в процессе газовой атомизации для порошков тонких фракций, в то время как относительно малая скорость охлаждения выбросов вторичных гранул при СЛС обеспечивает сохранение в них  $\delta$ -феррита. Таким образом,  $\delta$ -феррит является своеобразным маркером относительного количества вторичных гранул в оборотном порошке аустенитной стали 304L.

Авторами [2] установлено увеличение содержания  $\delta$ -феррита при исследовании оборотных порошков методом РФА с увеличением плотности загрузки платформы.

В работе [23] показано влияние выбросов порошка ("порошок, на который было оказано термическое воздействие"), образующихся в процессе СЛС и попадающих в еще не сплавленные слои, на рельеф поверхности в зависимости от мощности потока инертного газа.

Рассмотренные работы носят точечный характер, а методики их проведения оставляют много вопросов по дальнейшему использованию полученных результатов. Главным недостатком всех рассмотренных исследований является отсутствие критерия оценки степени деградации синтезированного материала при использовании оборотных порошковых материалов. При этом такой критерий для жаропрочных сплавов важен не только для применения

оборотных порошков, но и для оценки влияния плотности загрузки платформы построения при синтезе на "свежем" материале — в части перекрестного загрязнения синтезированных образцов выбросами. Очевидно, что загрязнение оборотного порошка и синтезированных заготовок выбросами при синтезе одного или сотни образцов будет разным.

Настоящее исследование посвящено оценке воздействия перекрестного загрязнения на механические характеристики сплава ВЖ159 и определению критерия оценки степени деградации материала применительно к жаропрочным сплавам.

Работа выполнена в рамках реализации научного направления 10.4: Технологии получения би- и полиметаллических естественно армированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков ("Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" [24]).

**Методика проведения исследований.** Для оценки статических характеристик синтезированных образцов из сплава ВЖ159 проводили в вертикальном направлении относительно платформы построения ( $Z$ ) при плотности расстановки образцов на платформе построения 12, 24 и 100 образцов на платформу. Образцы изготавливали в виде цилиндрических заготовок диаметром 16 мм непосредственно на платформе построения (без поддержек) при использовании свежего порошка на установке EOSM290. Суммарная площадь одновременно сплавляемых сечений составила соответственно: 2411, 4823 и 20 096 мм<sup>2</sup> при площади платформы построения 62 500 мм<sup>2</sup>.

Образцы для оценки малоциклового усталости изготавливали в горизонтальном направлении, при рядном размещении с монолитными поддержками из основного металла при плотности заполнения платформы построения 20 (5 рядов по 4 образца) и 100 образцов (20 рядов по 5 образцов). Средняя площадь одновременно сплавляемых сечений составила соответственно: (ориентировочно) 5100 и 20 400 мм<sup>2</sup>.

Испытания на растяжение, длительную прочность проводили на гладких цилиндрических образцах длиной рабочей части 25 мм и диаметром 5 мм на испытательных машинах KAPPA 50 DS, KAPPA 50 LA, оснащенных экстензометрами продольной деформации. Механические свойства (предел выносливости на базе  $10^4$  циклов) определяли при повышенных



температурах (800 и 1000 °С) на динамической многоцелевой сервогидравлической испытательной машине LFV-100 в условиях цикла растяжения при контроле полной деформации (упругой и пластической) за цикл нагружения, частоте 1 Гц и синусоидальной форме цикла на гладких цилиндрических образцах длиной рабочей части 15 мм и диаметром 5 мм.

Выполняли запись петель механического гистерезиса с использованием высокотемпературного аксиального экстензометра Epsilon серии 3548 с базой 12,5 мм. При динамических испытаниях деформация измеряется в направлении растяжения и сжатия.

Диапазон приложенных нагрузок при малоциклового усталости находится в упругопластической области. Методика обработки экспериментальных данных соответствует ASTM E 739-10 и ГОСТ 25.502—79. Более подробно об особенностях проведения испытаний на малоцикловую усталость описано в работах [25, 26].

Микроструктуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN TMP с ускоряющим напряжением 200 кВ, оснащенный приставкой для энергодисперсионного микрорентгено-спектрального анализа (MPCSA) Oxford Instruments с активной площадью кристалла 80 мм<sup>2</sup>.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Для определения критерия оценки деградации структуры синтезированного металла проводили оценку кратковременной прочности при нормальной и максимальной рабочей температурах, длительной прочности при максимальной рабочей температуре 1000 °С и циклической прочности при температурах 800 и 1000 °С.

Результаты определения кратковременной прочности при растяжении сплава ВЖ159 при плотности загрузки платформы построения 12, 24 и 100 образцов на платформу при температурах 20 и 1000 °С показаны на рис. 1.

Как видно из рис. 1, при испытаниях в нормальных условиях плотность загрузки платформы не оказывает заметного влияния на прочностные и пластические характеристики синтезированного материала. Результаты испытаний при максимальной рабочей температуре показали существенное влияние плотности загрузки платформы построения: если при малом числе образцов (12) относительное удлинение синтезированного материала сопоставимо с деформированным аналогом (30 и 48 % соответственно), то с увеличением плотности загрузки платформы отмечается интенсивное снижение

пластичности материала до 17 и 8 % соответственно при 24 и 100 образцах на платформе построения. Предел текучести при одновременном синтезе 100 образцов на платформе снижается более чем на 20 % по сравнению с менее плотной расстановкой образцов.

Синтезированный металл ВЖ159 имеет при температуре 1000 °С пластичность в среднем на 30...40 % ниже деформированного аналога, что может быть связано с более высоким содержанием кислорода и азота. Первое связано с использованием в виде исходного материала

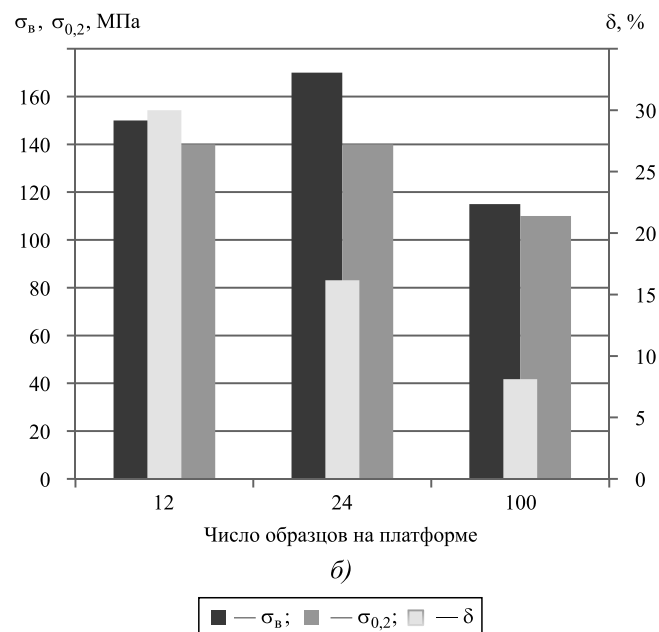
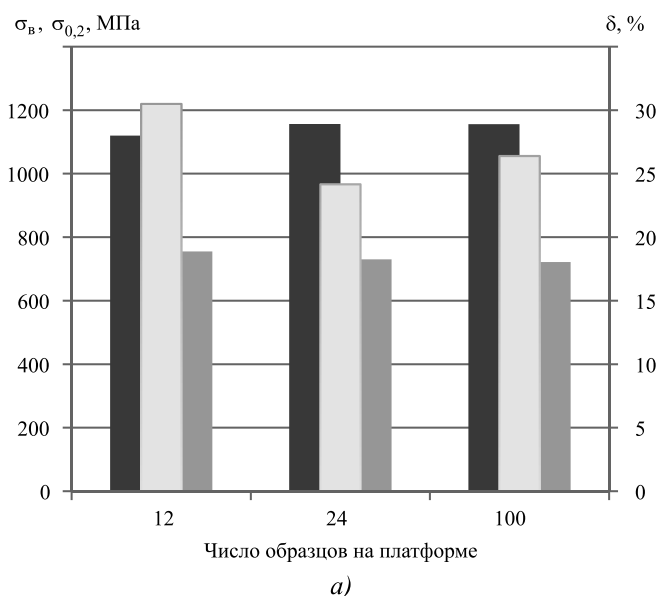


Рис. 1. Результаты определения кратковременной прочности сплава ВЖ159 при температурах 20 °С (а) и 1000 °С (б) при 12, 24 и 100 образцах на платформе построения

мелкодисперсных порошков с большой удельной поверхностью, второе — с частичным объемным азотированием в процессе послойного синтеза в среде азота [9]. Логично предположить, что снижение пластичности и предела текучести при увеличении плотности загрузки платформы построения связано с ухудшением состояния границ зерен синтезированного материала в результате перекрестного загрязнения в процессе печати.

Результаты определения длительной прочности при плотности загрузки платформы построения 24 и 100 образцов на платформу при температуре 1000 °С приведены в табл. 1.

Как видно из табл. 1, при плотности загрузки платформы построения 24 образца на платформу длительная прочность материала ВЖ159 при температуре 1000 °С и напряжении 24,5 МПа полностью соответствует паспортным значениям деформированного сплава ВЖ159, при этом отмечена некоторая анизотропия по времени до разрушения, связанная с общей вытянутостью зерен в направлении построения. Материал, синтезированный при более высокой плотности загрузки (100 образцов), даже при более низком напряжении не выходит на 100-часовую базу. Также отмечены более высокая чувствительность такого материала к нагружению и резкое (почти в 10 раз) снижение пластичности материала, синтезированного при высокой плотности загрузки платформы построения.

Для оценки циклической прочности при плотности загрузки платформы построения 100 образцов на платформу для определения предела выносливости на базе  $1 \cdot 10^4$  циклов испытано не менее 30 образцов для каждой выборки при температурах 800 и 1000 °С. Для сравнения с этим режимом также испытаны образцы с плотностью загрузки 20 образцов на платформе при температуре 800 °С (рис. 2).

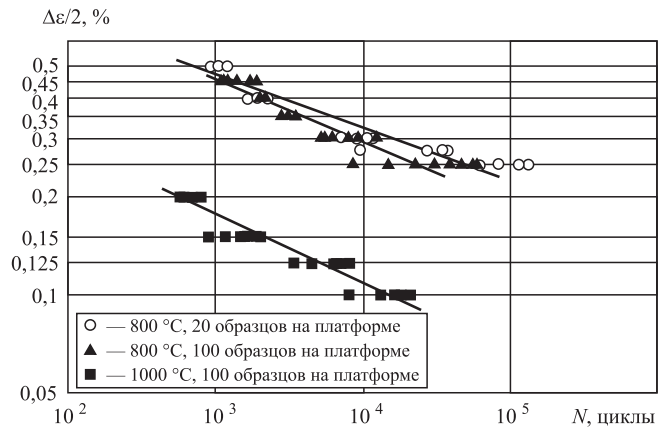
Характер изменения амплитуды напряжений при температурах 800 и 1000 °С на уровнях

**1. Длительная прочность образцов сплава ВЖ159, изготовленных при 24 и 100 образцах на платформе построения при температуре 1000 °С**

| Ориентация образца | Число образцов на платформе | Напряжение, МПа | $\tau$ , ч | $\delta$ , % |
|--------------------|-----------------------------|-----------------|------------|--------------|
| XY                 | 24                          | 24,5            | 109        | 18,5         |
|                    | 100                         | 20              | 45,75      | 2,47         |
| Z                  | 24                          | 24,5            | 179        | 18,66        |
|                    | 100                         | 20              | 48,25      | 2,12         |

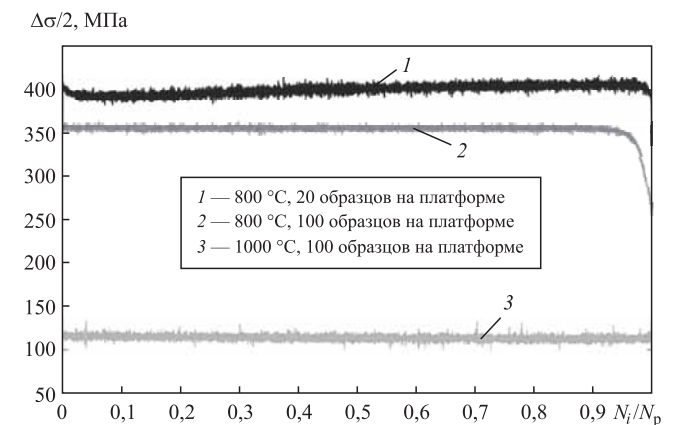
общей деформации, соответствующих предельному минимальному значению (1 % вероятности разрушения) на базе  $1 \cdot 10^4$  циклов при двух вариантах синтеза, представлен на рис. 3. Материал, синтезированный при более высокой плотности загрузки (100 образцов) при температуре испытаний 800 °С, по силовому параметру нагружения (амплитуде напряжений) меньше на 50 МПа по отношению к синтезированному материалу с меньшей плотностью загрузки в условиях базовой долговечности. Также следует отметить, что синтезированный материал при более высокой плотности загрузки характеризуется выраженным циклическим разупрочнением продолжительностью 90...100 % от общего числа циклов до разрушения.

В процессе малоциклового нагружения происходит непрерывное изменение сопротивления материалов циклическому деформированию, от сте-



**Рис. 2. Кривая малоциклового усталости никелевого жаропрочного сплава ВЖ159:**

$\Delta\epsilon/2$  — амплитуда полной деформации



**Рис. 3. Характер изменения амплитуды напряжений сплава ВЖ159 в ходе испытания при температурах 800 и 1000 °С:**

$\Delta\sigma/2$  — амплитуда напряжений;  $N_i/N_p$  — доля от общего числа циклов до разрушения

пени интенсивности и характера которого зависят скорость достижения предельного состояния и долговечность. Для рассматриваемых режимов сплавления особенности упругопластического деформирования могут быть исследованы с помощью диаграмм циклического деформирования, позволяющие использовать характеристики ширины петли гистерезиса, степени упрочнения или разупрочнения материала, а также другие показатели, используемые при оценке напряженно-деформированного состояния в различных моделях материалов. В настоящее время к представлению диаграмм циклического деформирования известно наиболее распространенное функциональное соотношение Рэмберга—Осгуда [27, 28], в котором полная деформация представлена упругой и пластической составляющими:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} \quad (1)$$

где  $\Delta\varepsilon/2$  — амплитуда полной деформации;  $\Delta\sigma/2$  — амплитуда напряжений;  $E$  — модуль Юнга;  $K'$  — коэффициент циклической прочности;  $n'$  — коэффициент циклического упрочнения.

В результате анализа данных упругопластического деформирования двух режимов сплавления определены коэффициент и экспонента циклического упрочнения из соотношения (1) по методу наименьших квадратов (табл. 2). В условиях температуры испытаний 800 °С при режиме малой плотности загрузки (20 образцов) наблюдается повышенное упрочнение ( $K'$ ,  $n'$ ) по отношению к синтезированному материалу с большей плотностью загрузки.

При циклическом нагружении (рис. 4) для температуры 800 °С в области преимущественно упругой деформации амплитуда напряжений  $\Delta\sigma/2$  меньше аналогичного силового параметра при однократном нагружении — напряжения  $\sigma$ . Как видно, разность  $\Delta\sigma/2 - \sigma$  зависит от амплитуды приложенной деформации.

Для режима "100 образцов на платформе" при температуре 800 °С с уменьшением приложенной деформации, начиная с 0,05 мм/мм,

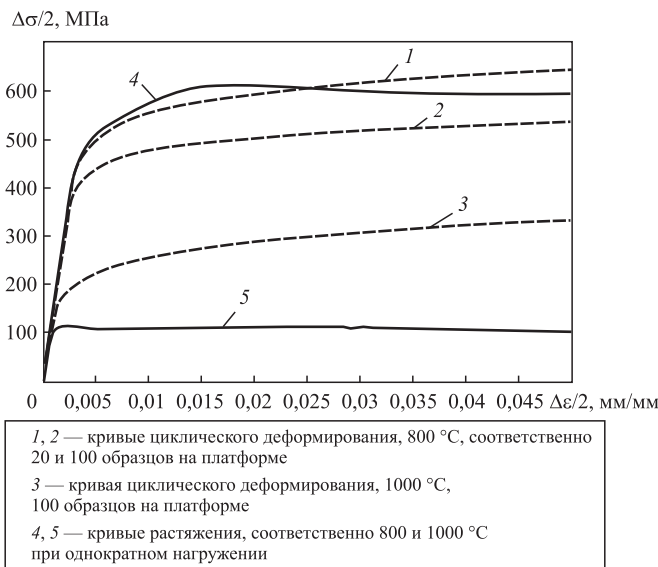


Рис. 4. Зависимость напряжение—деформация сплавов двух вариантов синтеза

наблюдается тенденция увеличения разности напряжений при циклическом и монотонном нагружении. Подобное поведение разности напряжений, возможно, связано с уменьшением вклада  $\gamma'$ -фазы в механизмы торможения дислокаций в условиях циклического нагружения. По взаимному расположению кривых циклического и монотонного нагружения при температуре 800 °С сплав ВЖ159 является циклически разупрочняющимся, а при температуре 1000 °С — циклически упрочняющимся.

При жестком нагружении в связи с особенностями испытаний чаще всего используют деформационный подход, в котором предельное состояние материала может оцениваться амплитудными значениями полной деформации, ее упругой и пластической составляющих. Функциональное соотношение Басквина—Мэнсона—Коффина в двойных логарифмических координатах описывает предельное состояние материала в виде амплитуд упругой и пластической деформации, графически изображаемых прямыми линиями, а полную, представляющую их сумму, — кривой [27, 29]. Аналитически данное соотношение представлено ниже:

## 2. Результаты расчета параметров уравнения Рэмберга—Осгуда

| Режим синтеза             | Температура, °С | $K'$ , МПа | $n'$  | $R^2 (\lg \Delta\sigma/2 - \lg \varepsilon_p)$ |
|---------------------------|-----------------|------------|-------|--|
| 100 образцов на платформе | 800             | 639        | 0,059 | 0,82   |
|                           | 1000            | 532        | 0,154 | 0,92   |
| 20 образцов на платформе  | 800             | 817        | 0,078 | 0,97   |

$$\begin{aligned} \Delta\sigma/2 &= \sigma'_f N_f^b; \\ \Delta\varepsilon_p/2 &= \varepsilon'_f N_f^c; \\ \Delta\varepsilon/2 &= \frac{\sigma'_f}{E} N_f^b + \varepsilon'_f N_f^c, \end{aligned} \quad (2)$$

где  $\sigma'_f$ ,  $b$  — коэффициент и экспонента сопротивления усталости соответственно;  $\varepsilon'_f$ ,  $c$  — коэффициент и экспонента усталостной пластичности;  $N_f$  — число циклов до разрушения;  $\Delta\varepsilon_p$  — амплитуда пластической деформации.

Результаты статистической обработки уравнения Басквина—Мэнсона—Коффина приведены в табл. 3. В качестве зависимых переменных приняты амплитуда пластической деформации и амплитуда напряжений, а в качестве независимой — число циклов до разрушения.

Данные по циклической прочности при контроле амплитуды приложенной деформации позволяют оценить несущую способность материала по упругой компоненте и интенсивность протекания процесса пластического течения, состоящего из двух одновременно идущих процессов. Первый характеризуется генерацией, перемещением и взаимодействием дефектов, что создает деформационное упрочнение металла [29]. Второй способствует разупрочнению металла в результате специфического поведения дислокационной системы.

По деформационным кривым (рис. 5) для температуры 800 °С для двух вариантов синтеза наблюдаются схожие значения упругой и пластической составляющей. Различие состоит в тангенсе угла наклона пластической составляющей (показатель  $c$ ), который характеризует интенсивность протекания процесса пластического течения. По этой причине для режима сплавления с высокой плотностью загрузки дефекты среды (дислокации, фрагментация сплошности отдельных зерен) образуются гораздо интенсивней при неизменной упругой составляющей. Для температуры 1000 °С интенсивность образования дефектов среды сопоставима с интенсивностью при 800 °С режима

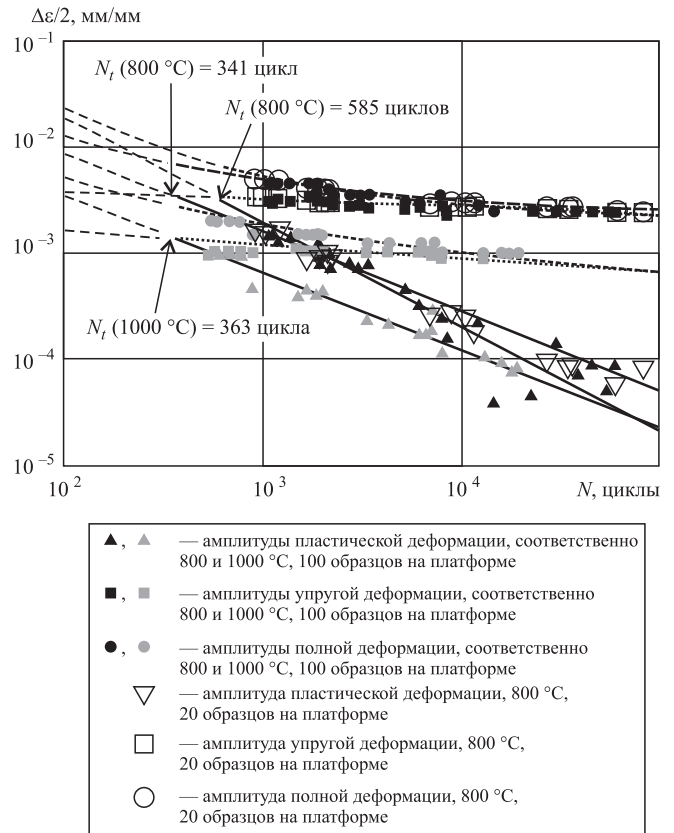


Рис. 5. Деформационные кривые сплава ВЖ159 при двух вариантах синтеза

сплавления меньшей плотности загрузки при значительном снижении упругой компоненты (коэффициент сопротивления усталости  $\sigma'_f$ ), характеризующей несущую способность материала. При расчете на прочность предполагают, что материал в основном несет силовую нагрузку и деформируется в упругой области.

Деформационные кривые образцов, полученных по режимам "20 и 100 образцов на платформе" (см. рис. 5) имеют точки пересечения ( $N_f$ ) 585 и 341 по оси абсцисс соответственно для температуры 800 °С, которые разделяют характер деформации, влияющей на усталостную долговечность. Точка пересечения деформационных кривых упругой и пла-

### 3. Результаты расчета параметров уравнения Басквина—Мэнсона—Коффина

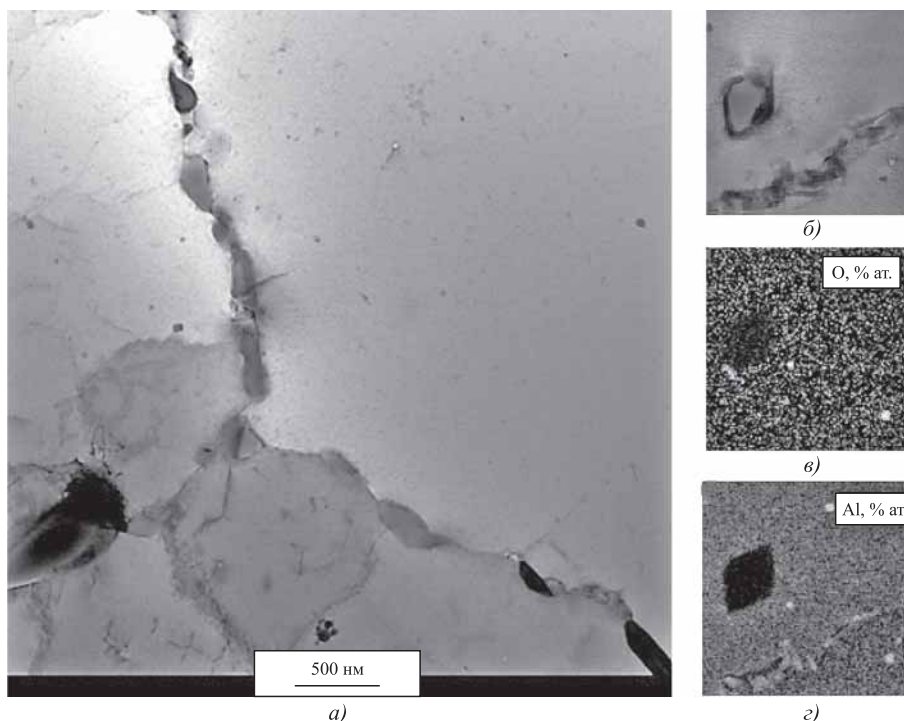
| Режим синтеза             | Температура, °С | $\sigma'_f$ , МПа | $b$    | $R^2 (\Delta\sigma/2 - N_f)$ | $\varepsilon'_f$ | $c$    | $R^2 (\Delta\varepsilon_p/2 - N_f)$ |
|---------------------------|-----------------|-------------------|--------|------------------------------|------------------|--------|-------------------------------------|
| 100 образцов на платформе | 800             | 796               | -0,079 | 0,84                         | 1,77             | -0,982 | 0,94                                |
|                           | 1000            | 435               | 0,131  | 0,90                         | 0,11             | -0,729 | 0,97                                |
| 20 образцов на платформе  | 800             | 757               | -0,061 | 0,97                         | 0,28             | -0,742 | 0,97                                |

стической деформации носит название переходной долговечности. Левее этой точки преобладают пластические деформации, правее — упругие. По расположению данной точки пересечения на оси долговечности можно оценивать материал по двум неразрывным свойствам: прочность—пластичность. При стремлении  $N_f \rightarrow 1$  материал обладает высокой прочностью, но малой пластичностью, при  $N_f \rightarrow \infty$  материал обладает высокой пластичностью, но малой прочностью [28]. Таким образом, взаимное расположение переходной долговечности указывает, что при циклическом нагружении в области малоциклового усталости при режиме "20 образцов на платформе" сплав незначительно более прочен, но менее пластичен по отношению к режиму "100 образцов на платформе".

Для установления причины снижения механических свойств материала, синтезированного при высокой плотности образцов на платформе, проведено сравнительное исследование состояния границ зерен и приграничных областей методом ПЭМ материалов, полученных при минимальной (12 образцов) и максимальной (100 образцов) плотности загрузки платформы построения. При малой плотности загрузки (рис. 6) платформы построения границы зерен декорированы частицами  $\sigma$ -фазы и карбидными частицами (более подробно в [7—9]).

Частицы оксидов встречаются в приграничной области в виде дисперсных глобул размером 20...30 нм, реже 100 нм. Определение химического состава методом МРСА показало, что это оксиды алюминия, т.е. первичные оксиды, образующиеся в процессе синтеза при разрушении тончайших пассивирующих плен на поверхности частиц порошка при тепловом воздействии лазера. Количество оксидов пренебрежимо мало и не способно оказать ощутимого воздействия на механические свойства синтезированного материала, в том числе благодаря глобулярной морфологии.

Исследование структуры материала, полученного при одновременном синтезе 100 образцов на платформе (рис. 7), показало при-



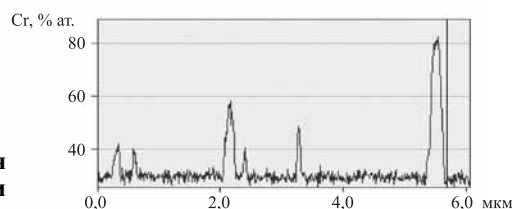
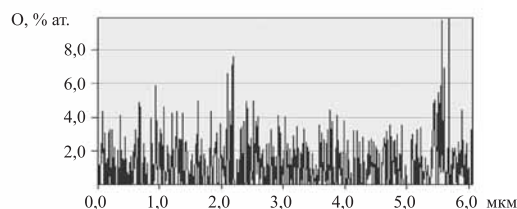
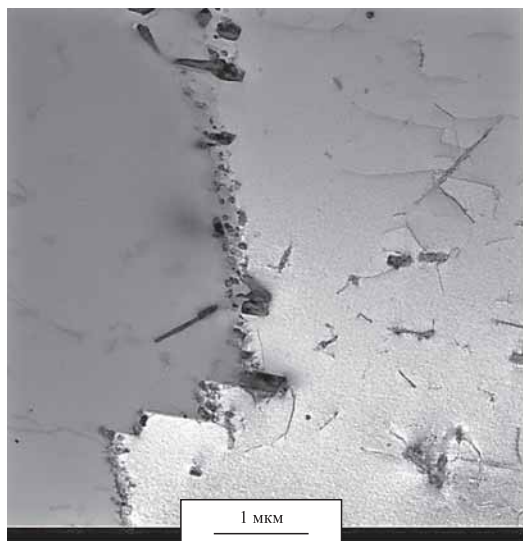
**Рис. 6. Микроструктура и карты распределения элементов образца сплава ВЖ159 при плотности загрузки 12 образцов на платформу:**

*a* — тройной стык зерен, ПЭМ; *б* — участок с частицей вблизи границы зерна, на котором выполнено МРСА-картирование элементов по кислороду (*в*) и алюминию (*г*), ПЭМ

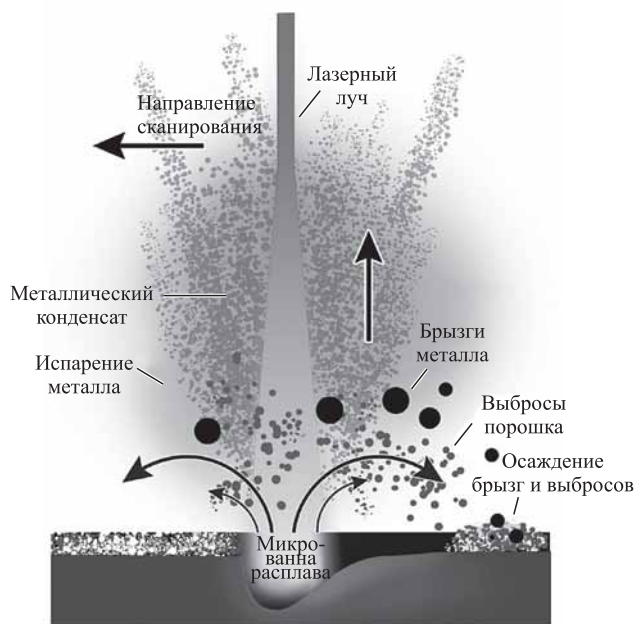
существование значительного количества оксидов хрома по границам зерен и в периферийной области. Оксиды имеют крайне неблагоприятную пластинчатую форму, могут служить концентраторами напряжений и источниками зарождения трещин. Отдельные участки границ сильно загрязнены частицами оксидов различной морфологии, в том числе и относительно крупными — размером до 1 мкм.

Различия химического состава оксидов свидетельствуют об их разной природе. Наиболее вероятно, что образование оксидов хрома связано с попаданием в площадь экспонирования металлического конденсата, преимущественно состоящего из хрома. Процесс образования выбросов и конденсата в процессе лазерного синтеза показаны в работе [30] (рис. 8).

В процессе СЛС при умеренных плотностях энергии система обдува эффективно удаляет металлический конденсат из зоны построения, поэтому наиболее вероятной причиной попадания его в сечение сплавляемых изделий являются выбросы. Металлический пар в начальной стадии конденсируется в виде плен на выбросах и сопутствующих гранулах, выносимых ударным воздействием вскипающей металлической ванны. Попадание таких загрязненных металлическим



**Рис. 7. Микроструктура и профили распределения элементов образца сплава ВЖ159 при плотности загрузки 100 образцов на платформу**



**Рис. 8. Схема образования выбросов и металлического конденсата в процессе экспонирования сечения [30]**

конденсатом выбросов в экспонируемое сечение, вероятно, и вызывает деградацию структуры синтезированного материала. Интенсивность деградации может зависеть от плотности загрузки платформы построения и от цикличности использования обратного порошка, поскольку механизмы загрязнения являются едиными, а вероятность попадания загрязненных гранул в экспонируемое сечение при их накоплении в обратном порошковом материале увеличивается.

При адекватной отработке режима синтеза уровень пористости в синтезированном материале составляет менее 0,01 % для жаропрочных сплавов. Наличие в синтезированном металле пор в таком количестве, как и в поли- и монокристаллическом литье, не оказывает влияния на кратковременную и длительную прочность [22]. Значимые различия при увеличении объемной доли пор могут быть установлены только при испытании на циклическую прочность. Полученные данные по влиянию плотности загрузки платформы построения на механические свойства синтезированного металла показали, что деградация структуры при увеличении плотности загрузки не связана с увеличением количества несплошностей в синтезированном материале, а вызвана ослаблением границ зерен вследствие загрязнения металла оксидами хрома неблагоприятной пластинчатой морфологии, вовлекаемых в сплавленный материал и обратный порошок из металлического конденсата, образование которого является неременным следствием перегрева ванны расплава в процессе экспонирования.

Оценка деградации структуры синтезированных жаропрочных сплавов в зависимости от цикличности использования обратного порошкового материала или от плотности загрузки платформы построения посредством испытаний на кратковременную прочность при нормальных условиях неэффективна, что подтверждается также приведенными данными зарубежных исследователей. Проведенные исследования при

циклическом нагружении показали, что данная оценка приемлема при рассмотрении пластической составляющей в уравнении Мэнсона—Коффина, так как на упругие свойства, используемые при проектировании конструкционной прочности, указанные варианты сплавления влияния не оказывают. Однако испытания на малоцикловую усталость при использовании деформационного подхода представляют собой трудоемкий процесс, который требует большого количества образцов для полноценной статистической обработки, специального программного обеспечения и специального испытательного оборудования.

Данные по длительной и кратковременной прочности при максимальных рабочих температурах (для сплава ВЖ159 — 1000 °С) наиболее точно позволяют оценить деградацию структуры синтезированного материала и могут рассматриваться как однозначный критерий для разработки универсальной расчетной методики оценки деградации оборотных металлических порошковых материалов и структуры синтезированного материала в зависимости от цикличности использования в процессе селективного лазерного сплавления. При этом испытания на кратковременную прочность при максимальных рабочих температурах являются наименее трудоемкими и могут быть проведены на любом крупном промышленном предприятии для верификации расчетной методики при ее освоении.

**Заключение.** Исследовано влияние перекрестного загрязнения при селективном лазерном сплавлении сплава ВЖ159 с различной плотностью заполнения платформы построения. Показано, что определение кратковременной прочности при нормальной температуре для сплава ВЖ159, полученного методом СЛС с различной плотностью загрузки платформы (12, 24 и 100 образцов на платформу), неприменимо в качестве критерия оценки деградации структуры синтезированного материала.

При испытаниях на кратковременную и длительную прочность при температуре 1000 °С получены однозначные данные, свидетельствующие о деградации структуры синтезированного материала: снижение предела текучести на 20 %, относительного удлинения в 2—6 раз, уменьшение средних значений времени до разрушения в 2,5—3 раза для металла, полученного с высокой плотностью загрузки платформы построения.

При испытании на малоцикловую усталость при температуре 800 °С получены данные, свидетельствующие, что при режиме синтеза "20 образцов на платформе" образование дислокаций

и фрагментация отдельных зерен протекают менее интенсивно при сравнении с режимом "100 образцов на платформе". При температуре 1000 °С в условиях циклического нагружения получены однозначные данные, свидетельствующие о деградации структуры синтезированного материала: снижение коэффициента сопротивления усталости на 55 %, который характеризует несущую способность материала.

Методом ПЭМ проведено исследование границ и периферийных областей зерен синтезированного материала. Установлено, что снижение механических свойств вызывается скоплением в приграничных областях оксидов хрома неблагоприятной строчечной морфологии, вовлекаемых в синтезированный материал из металлического конденсата, образование которого является неременным следствием перегрева ванны расплава в процессе экспонирования.

Показано, что для жаропрочных сплавов наиболее оправданным является применение в качестве критерия оценки деградации структуры синтезированного материала испытаний на кратковременную прочность при максимальной рабочей температуре, при этом критерий может быть использован для оценки влияния перекрестного загрязнения (плотности загрузки платформы построения), а также и для оценки деградации структуры материала в зависимости от цикличности использования оборотного порошка.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каталог** материалов ФГУП "ВИАМ". URL: [https://catalog.viam.ru/catalog/metallporoshkovye\\_kompozitsii](https://catalog.viam.ru/catalog/metallporoshkovye_kompozitsii) (дата обращения: 20.11.2020).
2. **Effects** of Area Fraction and Part Spacing on Degradation of 304L Stainless Steel Powder in Selective Laser Melting / Caitlin S. Kriewall, Austin T. Sutton, SreekarKarnati, Joseph W. Newkirk, Ming C. Leu // Proceedings of the 28<sup>th</sup> Annual International. Solid Freeform Fabrication Symposium — An Additive Manufacturing Conference Reviewed Paper. 2017. P. 277—288.
3. **Powder** Degradation in Serial Production. URL: [https://cdn2.hubspot.net/hubfs/6205315/carpenter\\_additive/image/Resources/CaseStudies/2019/Powder%20Degradation%20in%20Serial%20Production.pdf](https://cdn2.hubspot.net/hubfs/6205315/carpenter_additive/image/Resources/CaseStudies/2019/Powder%20Degradation%20in%20Serial%20Production.pdf) (дата обращения: 20.11.2020).
4. **Sukal J., Palousek D., Koutny D.** The effect of recycling powder steel on porosity and surface roughness of slm parts // Modern Machinery (MM) Science Journal. 2018. December (№ 5). P. 2643—2647. DOI: 10.17973/MMSJ.2018\_12\_2018110.
5. **Cordova L., Campos M., Tinga T.** Revealing the Effects of Powder Reuse for Selective Laser Melting by Powder Characterization // Effective production and recycling of powder materials, Journal of materials. 2019. Vol. 71. No. 3. P. 1062—1072.
6. **Cost** modeling and depreciation for reused powder feedstock in powder bed fusion additive manufacturing / M. Barclift, S. Joshi, T. Simpson, C. Dickman // Proceedings of the 28<sup>th</sup> Annual International. Solid Freeform Fabrication Symposium — An Additive Manufacturing Conference Reviewed Paper, 2017. P. 2007—2028.

7. **Эволюция** структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. I / Е.Н. Каблов, А.Г. Евгенов, И.С. Мазалов, С.В. Шуртаков, Д.В. Зайцев, С.М. Прагер // *Материаловедение*. 2019. № 3. С. 9—17. DOI: 10.31044/1684-579X-2019-0-3-9-17.

8. **Эволюция** структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. II / Е.Н. Каблов, А.Г. Евгенов, И.С. Мазалов, С.В. Шуртаков, Д.В. Зайцев, С.М. Прагер // *Материаловедение*. 2019. № 4. С. 9—15. DOI: 10.31044/1684-579X-2019-0-4-9-15.

9. **Структура** и свойства синтезированных методом СЛС сплавов ЭП1648 и ВЖ159 после имитационных отжигов / Е.Н. Каблов, А.Г. Евгенов, И.С. Мазалов, С.В. Шуртаков, Д.В. Зайцев, С.М. Прагер // *Материаловедение*. 2020. № 6. С. 3—10. DOI: 10.31044/1684-579X-2020-0-6-3-10.

10. **Заводов А.В., Петрушин Н.В., Зайцев Д.В.** Микроструктура и фазовый состав жаропрочного сплава ЖС32 после селективного лазерного сплавления, вакуумной термической обработки и горячего изостатического прессования // *Письмо о материалах*. 2017. № 7 (2). С. 111—116.

11. **Исследование** структурно-фазовых изменений на границе между монокристаллической подложкой и сплавом ЖС32-ВИ, полученным селективным лазерным сплавлением, после воздействия высоких температур и напряжений / А.Н. Раевских, Е.Б. Чабина, Н.В. Петрушин, Е.В. Филонова // *Труды ВИАМ*. 2019. № 1. С. 3—12. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-3-12.

12. **Лукина Е.А., Филонова Е.В., Тренингов И.А.** Микроструктура и преимущественные кристаллографические ориентировки жаропрочного никелевого сплава, синтезированного методом СЛС, в зависимости от энергетического воздействия и термообработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 1. С. 39—44. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-38-44.

13. **Тренингов И.А., Заводов А.В., Петрушин Н.В.** Исследование кристаллографической текстуры и микроструктуры жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, синтезированного методом селективного лазерного сплавления, после высокотемпературных механических испытаний // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1. С. 57—65. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-57-65.

14. **Исследование** структуры и механических свойств образцов, полученных с использованием технологии селективного лазерного сплавления из металлического титанового порошка марки ВТ6 / А.В. Агаповичев, А.В. Сотов, В.Г. Смелов, И.О. Зайцев // *Материалы IV Междунар. конф. "Аддитивные технологии: настоящее и будущее"*: ФГУП "ВИАМ", 30 марта 2018 г., Москва, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. С. 9—17.

15. **Исследования** конструктивных материалов, полученных методом селективного лазерного сплавления на отечественном оборудовании Meltmaster 3D-550 / А.В. Юдин, В.В. Береговский, Е.И. Свистунов, С.А. Кунавин // *Материалы V Междунар. конф. "Аддитивные технологии: настоящее и будущее"*: ФГУП "ВИАМ", 22 марта 2019 г., Москва, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. С. 416—430.

16. **Карпов М.И., Прохоров Д.В., Строганова Т.С. и др.** О возможности разработки особо жаропрочных сплавов на основе эвтектики в системе Nb—Nb<sub>5</sub>C // *Материалы IV Междунар. конф. "Аддитивные технологии: настоящее и будущее"*: ФГУП "ВИАМ", 30 марта 2018 г., Москва, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. С. 363—364.

17. **Медведев П.Н., Гуляев А.И.** Анализ пространственного распределения трещин в жаропрочном никелевом

сплаве, изготовленном по технологии СЛС // *Авиационные материалы и технологии*, 2020. № 1. С. 12—18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-12-18.

18. **Ardila L.C., Garcíandía F., González-Díaz J.B. et al.** Effect of IN718 Recycled Powder Reuse on Properties of Parts Manufactured by Means of Selective Laser Melting // *Physics Procedia*. 2014. Vol. 56. P. 99—107.

19. **Slotwinski J.A., Garboczi E.J., Stutzman P.E. et al.** Characterization of metal powders used for additive manufacturing // *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. 2014. Vol. 119. P. 460—493.

20. **Tang H.P., Qian M., Liu N. et al.** Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti—6Al—4V by Selective Electron Beam Melting // *Journal of materials*. 2015. Vol. 67. No. 3. P. 555—563.

21. **Characterization** of Heat-Affected Powder Generated during the Selective Laser Melting of 304L Stainless Steel Powder / Austin T. Sutton, Caitlin S. Kriewall2, Ming C. Leu1, Joseph W. Newkirk // *Proceedings of the 28<sup>th</sup> Annual International. Solid Freeform Fabrication Symposium — An Additive Manufacturing Conference Reviewed Paper*. 2017. P. 261—276.

22. **Wright R.N., Flinn J.E., Korth G.E. et al.** The microstructure and phase relationships in rapidly solidified type 304 stainless steel powders // *Metall. Trans. A*. 1988. Vol. 19. No. October. P. 2399—2405.

23. **Ladewig A., Schlick G., Fisser M. et al.** Influence of the shielding gas flow on the removal of process by-products in the selective laser melting process // *Addit. Manuf.* 2016. Vol. 10. P. 1—9.

24. **Каблов Е.Н.** Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1. С. 3—33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

25. **Беляев М.С., Горбовец М.А., Бакрадце М.М.** Изменение параметров упругопластического деформирования в процессе испытаний на МЦУ при жестком нагружении жаропрочного сплава ВЖ175 // *Труды ВИАМ*. 2015. № 12. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2017). DOI: [doi.org/ 10.18577/2307-6046-2015-0-12-5-5](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-12-5-5).

26. **Волков А.М., Востриков А.В.** Сопротивление гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов разрушению при малоциклового усталости (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 1 (43). С. 74—79. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79.

27. **ASTM E606-04.** Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States.

28. **Bannantine J.A., Comer J.J., Handrock J.L.** Fundamentals of metal fatigue analysis. EnglewoodCliffs, New Jersey: Prentice Hall, 1990. 63 p.

29. **Lee Y.-L., Barkey M.E., Kang H.-T.** Metal fatigue analysis handbook: practical problem-solving techniques for computer-aided engineering. Elsevier Inc. 2012. P. 222—223.

30. **Gas Flow white paper.** URL: <https://www.ge.com/additive/download-gas-flow-white-paper> (дата обращения: 01.02.2021).

*Александр Геннадьевич Евгенов, канд. техн. наук,*  
agenew@bk.ru;

*Сергей Викторович Шуртаков;*

*Петр Валерьевич Рыжков;*

*Денис Владимирович Зайцев*

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 20.01.2021. Подписано в печать 04.03.2021. Формат 60 × 88 1/8.

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

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

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

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