

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

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

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

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

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

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

За содержание рекламных
материалов ответственность
несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Прогнозирование содержания оксидов и пористости в отливках из алюминиевых сплавов 195
- Овчинников В.В., Якутина С.В., Курбатова И.А., Лукьяненко Е.В.** Свойства сварных соединений слоистых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов 199

Кузнечно-штамповочное производство

- Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Анализ возможностей изготовления крупногабаритных порошковых деталей типа стакана на прессе для выдавливания с активно направленными напряжениями контактного трения 204
- Вайцехович С.М., Кузин А.И., Журавлёв А.Ю.** Разработка устройства для прессования металлокерамических пластин 212

Прокатно-волочильное производство

- Арюлин С.Б., Лысина И.А.** Расчет температурного баланса алюминиевой полосы, получаемой на литейно-прокатном агрегате 218

Материаловедение и новые материалы

- Муратов В.С., Якимов Н.С.** Особенности формирования структуры и свойств высокопрочной стали 30XГСН2А при изготовлении гидравлических поглощающих аппаратов 223
- Барышников М.П., Ишимов А.С., Лопатина Е.В., Носов Л.В., Зникин И.Е.** Выбор режима электролитического полирования углеродистых сталей 231

Информация

- Титов А.В., Леушин И.О., Кошелев О.С., Маслов К.А.** Проблемы применения вторичных шихтовых материалов в производстве алюминиевого литья 234

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

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

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

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

An advertiser is responsible for
the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

- Zarubina O.A., Zarubin A.M. Prediction of oxide content and porosity in aluminum alloy castings 195
Ovchinnikov V.V., Yakutina S.V., Kurbatova I.A., Luk'yanenko E.V. Properties of welded joints of layered composite materials based on aluminum alloys 199

Forging and Stamping Production

- Dmitriev A.M., Korobova N.V. Analysis of possibilities for manufacturing of large-sized powder parts of cup type on extrusion press with actively directed contact friction stresses 204
Vaytsekhovich S.M., Kuzin A.I., Zhuravlev A.Yu. Development of device for extrusion of metal-ceramic plates 212

Rolling and Drawing Production

- Aryulin S.B., Lysina I.A. Calculation of temperature balance of aluminum strip obtained at casting and rolling unit 218

Physical Metallurgy and New Materials

- Muratov V.S., Yakimov N.S. Features for formation of structure and properties of high-strength steel 30KhGSN2A in production of liquid dampers 223
Baryshnikov M.P., Ishimov A.S., Lopatina E.V., Nosov L.V., Znikin I.E. Choice of electrolytic polishing mode for carbon steels 231

Information

- Titov A.V., Leushin I.O., Koshelev O.S., Maslov K.A. Using problems of secondary charge materials in production of aluminum casting 234

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: 10.36652/1684-1107-2020-18-5-195-198

О.А. Зарубина, А.М. Зарубин

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

Прогнозирование содержания оксидов и пористости в отливках из алюминиевых сплавов

Показано, что прогнозирование пористости кокильных отливок из алюминиевых сплавов возможно с использованием современных средств вычислительной техники и модели расплава с переменной вязкостью, зависящей от температуры. Использование для решения подобных задач упруговязкопластичной модели приводит к неоправданному повышению требуемых вычислительных ресурсов.

Ключевые слова: литье в кокиль; пористость отливок; оксиды; механические свойства; критерий загрязненности; сила удара струи расплава; промывник; моделирование заливки формы; реологическая модель расплава; динамическая вязкость; модуль касательной упругости; предел текучести при сдвиге; перераспределение оксидов; прогнозирование усадочных дефектов.

It is shown that forecasting the porosity of chill castings from aluminum alloys is possible using modern computer technology and melt model with temperature-dependent variable viscosity. The use of elastoviscoplastic model to solve such problems leads to unjustified increase in the required computing resources.

Keywords: chill casting; porosity of castings; oxides; mechanical properties; contamination criterion; impact force of melt jet; overflows; mould casting modeling; rheological model of melt; dynamic viscosity; tangent modulus of elasticity; shear yield strength; redistribution of oxides; prediction of shrinkage defects.

Известно, что продукты окисления расплава в литейной форме в виде плен и их фрагментов оказывают значительное негативное влияние на процесс питания затвердевающей отливки. С увеличением температурного интервала кристаллизации сплава влияние естественных загрязнений на процесс питания возрастает [1]. Следствием этого является повышение пористости, снижение механических свойств (прочности на 10...17 %, а относительного удлинения в 1,5—2 раза [1—6]), других служебных характеристик отливок и технологических свойств алюминиевых сплавов. М.Б. Альтман [7] показал, что снижение механических свойств происходит при достижении пористости, соответствующей баллам 4 и 5 по ГОСТ 1583—93. Эти закономерности сохраняются при литье в песчаные формы и при использовании кокилей. В последнем случае, ввиду газонепроницаемости формы, в процессе образования таких включений в рабочей полости формы может принимать участие, как правило, только некоторая часть кислорода и

кислородосодержащих элементов, находящихся в этой полости до начала ее заполнения расплавом.

На практике применяют различные приемы, позволяющие сократить интенсивность окисления алюминиевых сплавов в литейной форме, но исключить эти процессы традиционными методами не представляется возможным. В связи с этим в работе [8] показана возможность управления содержанием оксидных включений на примере отливки "поршень" (рис. 1) путем использования дополнительных элементов верхней литниково-питающей системы — промывников 6.

Моделирование процесса заполнения формообразующей полости кокиля через два больших стояка 3 (см. рис. 1) изогнутой конструкции показало возможность управления содержанием и распределением оксидных включений в этой отливке. Очевидно, что повышенные требования по механическим свойствам и герметичности, предъявляемые к ней, могут быть обеспечены минимизацией содержания оксидных плен

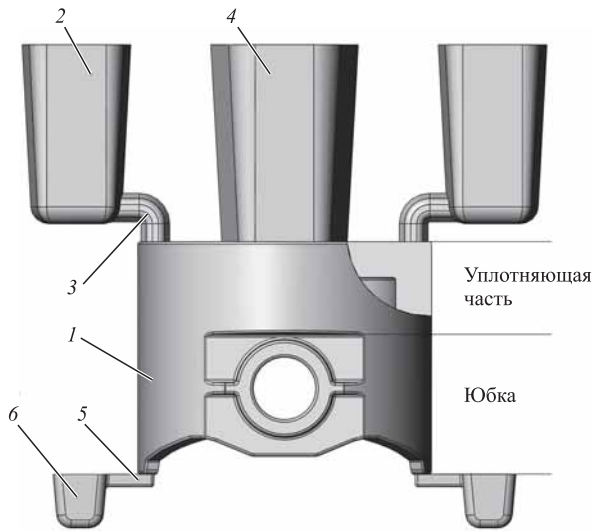


Рис. 1. Поршень двигателя легкового автомобиля с элементами литейной формы:
 1 — отливка "поршень"; 2 — литниковая чаша; 3 — стояк; 4 — прибыль; 5 — соединительный канал; 6 — промывник

в верхних уплотняющих частях затвердевающей отливки и их эффективного питания прибылью 4 (см. рис. 1). При этом промывники 6 небольшого объема (см. рис. 1) могут способствовать сосредоточению в них значительной части оксидов, образующихся на начальном неустановившемся этапе заполнения литниковой чаши 2 и формообразующей полости формы, когда окислительные процессы протекают при максимальной концентрации кислорода в полости и, следовательно, наиболее интенсивно. Для условий, когда невозможно применение промывников, определены параметры, при которых эти включения в основном сосредотачиваются в "юбочной" менее ответственной части отливки.

В работах [8, 9] приведены результаты моделирования, полученные с использованием модели расплава как жидкости с вязкостью, зависящей от ее температуры. Показано, что на степень загрязненности материала отливки (рис. 2) существенно влияет сила удара струи поступающего в форму расплава. При этом загрязненность оценивали с помощью критерия K_{OF} , методика определения которого представлена в работах [8, 10, 11], а силу N удара — по формуле, использованной в [12].

Установлено, что с уменьшением температуры $T_{зал}$ заливки максимальная скорость расплава v_y в восходящих потоках (рис. 3) снижается и резко падает при $T_{зал} < T_L$ (T_L — температура ликвидуса), а вместе с ней и вероятность выноса оксидов в уплотняющую часть отливки "поршень". С увеличением силы N удара струи скорость v_y повышается, вследствие чего вероятность пере-

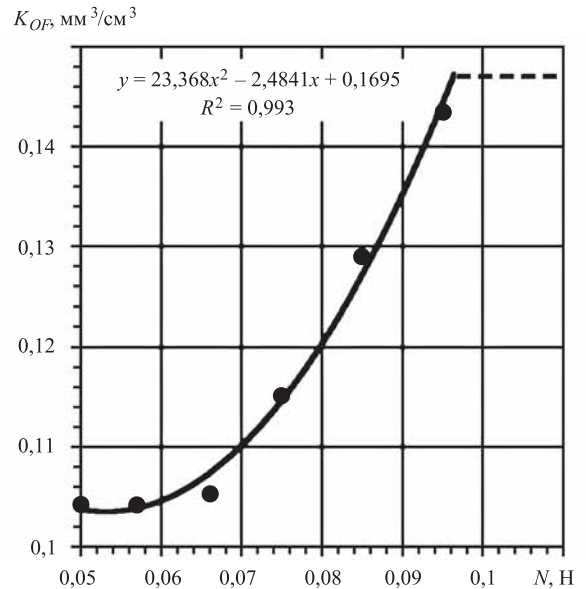


Рис. 2. Зависимость степени загрязненности K_{OF} материала отливки "поршень" от силы N удара струи (кокиль без промывников) [9]

распределения оксидов возрастает (кривая 2, см. рис. 3).

Для уточнения зависимостей, представленных на рис. 3, в части поведения расплава в форме при температурах в интервале $T_S - T_L$ (T_S — температура солидуса) использовали реологическую модель расплава (рис. 4), предусмотренную в программе Flow 3D.

Параметры этой модели определяли методом подбора путем цифровой заливки стандартной спиральной технологической пробы на жидкотекучесть (ГОСТ 1583—93) в программе Flow 3D (рис. 5, см. обложку) с учетом данных, полученных Г.Ф. Баландиным и Л.П. Каширцевым [13], а также работы [14].

На рис. 6 представлены установленные зависимости вязкости, упругости и текучести расплава от температуры, при которых расчетная жидкотекучесть составляет 800 мм (см. рис. 5), что соответствует данным работы [15].

Расчеты с использованием упруговязкопластичной модели расплава и установленных ее параметров показали (рис. 7), что повышение температуры $T_{зал}$ не оказывает существенного влияния на скорость v_y в восходящих потоках расплава и, следовательно, на перераспределение оксидов по объему формообразующей полости.

Наибольшее влияние на эти процессы оказывает скоростной режим заполнения формы (см. рис. 2, 3 и 7), т.е. сила N удара струи. Этот вывод следует из результатов, полученных с использованием модели расплава с переменной вязкостью и упруговязкопластичной модели.

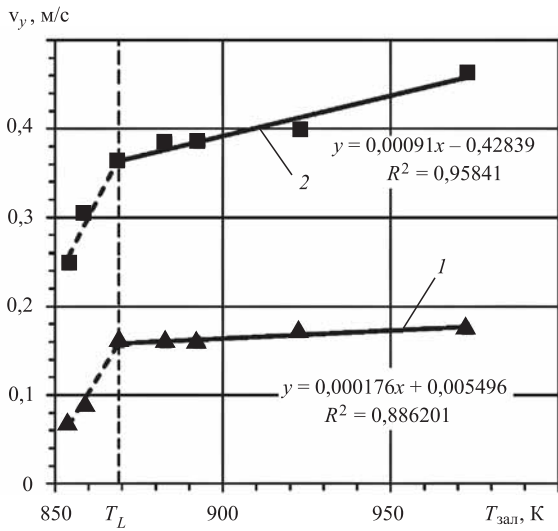


Рис. 3. Зависимость максимальной скорости v_y в восходящих потоках от температуры $T_{зал}$ (кокиль без промывников, модель расплава с переменной вязкостью):

1 — $N = 0,044$ Н; 2 — $N = 0,064$ Н [9]

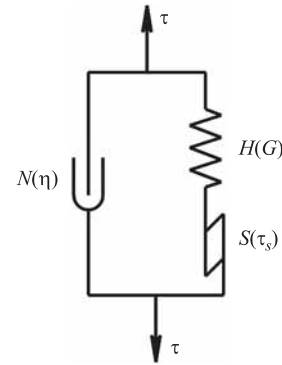


Рис. 4. Реологическая модель расплава:

N — тело Ньютона; η — динамическая вязкость; H — тело Гука; G — модуль касательной упругости; S — тело Сен-Венана; τ_s — предел текучести при сдвиге; τ — касательные напряжения

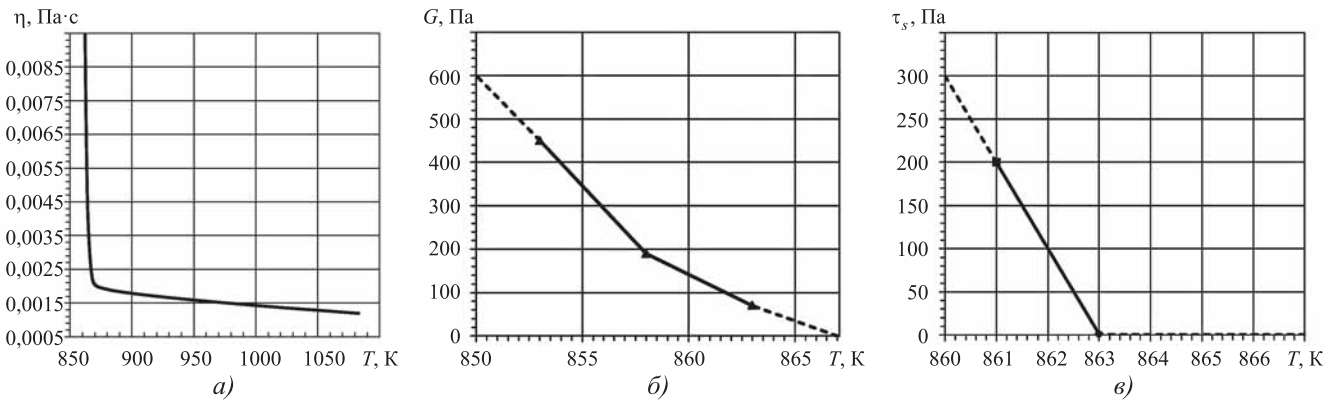


Рис. 6. Зависимости физических свойств сплава АК9 от температуры:

a — динамическая вязкость расплава η [13]; b — модуль касательной упругости G [12]; v — предел текучести при сдвиге τ_s

Это обусловлено гравитационной заливкой таких форм и необходимостью значительного перегрева расплава.

Вместе с тем с увеличением $T_{зал}$ будет возрастать интенсивность окислительных процессов, что нежелательно, в том числе и при литье в кокиль.

Полученные результаты использовали при разработке технологии изготовления отливки электротехнического назначения "корпус" из сплава АК9, массой 0,381 кг, с высокими требованиями по прочности и пластичности, что обеспечило не только необходимые механические свойства отливки при ее меньшей массе, но и значительное сокращение объема финишных операций и увеличение коэффициента использования металла (~ в 2 раза).

При этом моделирование с использованием модели расплава с переменной вязкостью по-

зволило проиллюстрировать причины низкой прочности и пластичности отливок, изготовленных по заводской технологии (максимальная пористость $\Pi = 10,0...30\%$ — область красного цвета и менее 1,7% — синяя область на рис. 8, а, см. обложку).

Сделан достаточно точный прогноз по пористости отливок, ожидаемой при реализации нового технологического процесса (пористость в малонагруженной части отливки $\Pi = 3,5...5,0\%$ — область красного цвета и менее 1,7% — область синего цвета на рис. 8, б). Последний результат ниже предельных значений, соответствующих баллу пористости 4 ($\Pi < 7,46\%$ [16]), при заводской технологии вероятно получение отливок с пористостью, превышающей значения, регламентируемые баллом 5 по ГОСТ 1583—93.

Результаты расчетов (см. рис. 8, а, б) и практические данные (см. рис. 8, в, г) согласуются не

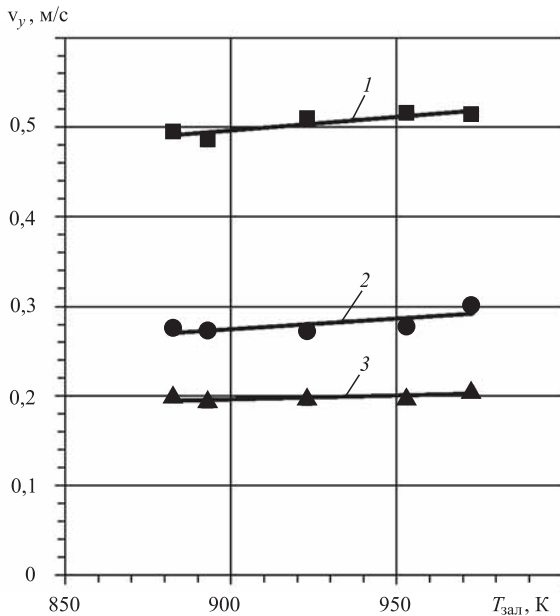


Рис. 7. Зависимость максимальной скорости v_y в восходящих потоках от температуры $T_{зал}$ (кокиль без промывников, модель расплава упруговязкопластичная):

1 — $N = 0,049$ Н; 2 — $N = 0,043$ Н; 3 — $N = 0,036$ Н

только по значениям пористости, но и распределению дефектов в объеме отливки.

Заключение. Обеспечение требуемых свойств отливок или ответственных их частей, зависящих от степени загрязненности материала, возможно путем сосредоточения оксидов в промывниках или в тех ее частях, которые не влияют на служебные свойства отливки в целом. Можно предположить, что используемые на практике приемы для направленного затвердевания отливок (медные вставки, воздушное или водяное охлаждение отдельных частей кокиля), способствуют такому сосредоточению оксидов и снижают вероятность поражения ее ответственных частей не только макро-, но и микропористостью.

Температуру заливки $T_{зал}$ расплава рекомендуется поддерживать на минимально допустимом уровне. Однако расчеты, выполненные с использованием модели расплава с переменной вязкостью (см. рис. 3) и упруговязкопластичной модели (см. рис. 7), показали, что возможности такого способа управления распределением оксидов при литье в кокиль невысоких отливок носят ограниченный характер. Наибольшее влияние на характер этих процессов оказывает скоростной режим заполнения формы.

Таким образом, прогнозирование пористости кокильных отливок из алюминиевых сплавов возможно с использованием современных средств вычислительной техники и модели расплава с переменной вязкостью, зависящей от температуры. Применение для решения подобных задач упруговязкопластичной модели приводит к неоправданному повышению требуемых вычислительных ресурсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Милицын К.Н. Влияние состава и термической обработки металлических расплавов на питание отливок // Литейное производство. 1960. № 3. С. 19—24.
2. Колобнев И.Ф., Крымов В.В., Мельников А.В. Справочник литейщика. Цветное литье из легких сплавов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1974. 415 с.
3. Курдюмов А.В., Куманин И.Б., Алексеев Л.А. // Литейное производство. 1969. № 8. С. 20—21.
4. Eisaabadi Bozchaloei G. 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. 2012. Vol. 548(0). P. 99—105.
5. Крушенко Г.Г., Василенко З.А. Плотность и механические свойства силуминов, термически обработанных в жидком состоянии // Расплавы. 1988. Т. 2. Вып. 6. С. 67—69.
6. 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.
7. Альтман М.Б. Неметаллические включения в алюминиевых сплавах. М.: Metallurgy, 1965. 126 с.
8. Зарубина О.А., Зарубин А.М. Особенности изготовления кокильных отливок с использованием верхних литниковых систем // Литейное производство. 2019. № 11. С. 24—28.
9. Зарубина О.А., Зарубин А.М. Управление содержанием и распределением оксидных включений в кокильных отливках из алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Т. 18. № 1. С. 3—6.
10. Зарубина О.А., Зарубин А.М., Коротченко А.Ю. Оценка содержания оксидных включений в кокильных отливках из Al-сплавов на этапе разработки технологии // Литейное производство. 2019. № 10. С. 26—29.
11. 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.
12. Исследование процесса заполнения полости формы протяженных тонкостенных отливок из алюминиевых сплавов дождевой литниковой системой / А.А. Шатульский, В.А. Изотов, Р.В. Баранов, А.А. Акунин // Вестник РГТА им. П.А. Соловьева. 2010. № 1 (16). С. 107—115.
13. Баландин Г.Ф., Каширцев Л.П. Реологическое исследование трещиностойкости отливок во время их затвердевания // Литейное производство. 1978. № 1. С. 5—8.
14. Альтман М.Б., Лебедев А.А., Чухров М.В. Плавка и литье легких сплавов. М.: Metallurgy, 1969. 680 с.
15. Альтман М.Б., Андреев А.Д., Балахонцев Г.А. и др. Плавка и литье алюминиевых сплавов / под ред. В.И. Добаткина. М.: Metallurgy, 1983. 351 с.
16. Зарубин А.М. Об оценке балла пористости отливок // Литейное производство. 1985. № 4. С. 15—16.

Ольга Александровна Зарубина,
zarubinaoa@rambler.ru;

Александр Михайлович Зарубин, канд. техн. наук

В.В. Овчинников, С.В. Якутина, И.А. Курбатова, Е.В. Лукьяненко
(Московский политехнический университет)

Свойства сварных соединений слоистых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов

Приведены свойства и структура соединений слоистого композиционного материала на основе алюминиевых сплавов 1570—1915—1570, полученных контактной точечной сваркой, автоматической аргонодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием. Выполнены точечные, нахлесточные и стыковые соединения. Прочность соединений, полученных автоматической аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой СвАМг63 составила 333...377 МПа при угле изгиба 180°. Стыковые соединения, выполненные сваркой трением с перемешиванием, обладают коэффициентом прочности на уровне 0,90...0,92 прочности основного металла.

Ключевые слова: слоистые композиционные материалы; алюминиевые сплавы; сварка; прочность соединений; структура.

The properties and structure of the joints of the layered composite material based on aluminum alloys 1570—1915—1570, made by resistance spot welding, automatic argon arc welding and friction stir welding are presented. The spot, lap and butt joints are made. The strength of the joints made by automatic argon arc welding with the АМг63 filling wire was 333...377 MPa at 180° bend angle. The butt joints obtained by the friction stir welding have strength factor of 0.90...0.92 from the strength of the base metal.

Keywords: layered composite materials; aluminum alloys; welding; strength of joints; structure.

Введение. Слоистые композиционные материалы (композиты) выполняются с различным сочетанием материалов отдельных слоев. Могут использоваться слои из стали, алюминия, титана, никеля и т.д. [1].

Сварные сталеалюминиевые конструкции из алюминиевых сплавов и стали с применением переходных элементов алюминий—сталь применяют в судовом машиностроении, при строительстве железнодорожного транспорта, в вагоно- и автомобилестроении.

Механические свойства слоистых композиционных материалов определяются главным образом прочностью сцепления слоев при работе на срез и отрыв. При отслоениях или недостаточной прочности сцепления при воздействии статических или динамических механических нагрузок происходит разрушение всего композита, так как нарушается механизм послойного распределения нагрузки [2, 3].

Помимо указанных слоистых композитов применяют композиционные материалы на основе разноименных алюминиевых сплавов, получаемые совместной теплой прокаткой пакета листов из сплавов, формирующих композиционный материал.

Для изготовления сварных конструкций в качестве слоистого композита может быть применен материал, состоящий из слоев только алюминиевых сплавов, например, 1570—1915—1570.

Исходная структура слоистого композита 1570—1915—1570 представлена на рис. 1. На данном рисунке четко видны слои материала, состоящие из листов различных алюминиевых сплавов. На обеих поверхностях контакта листов сплава 1570 с листом сплава 1915 заметно наличие переходных слоев. Толщина листа

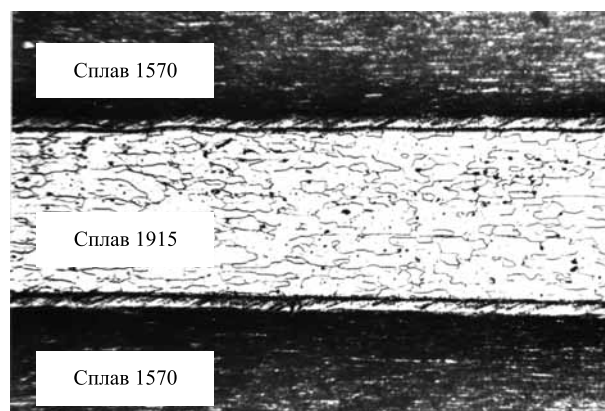


Рис. 1. Структура образца из слоистого композиционного материала 1570—1915—1570. $\times 12$

сплава 1915 составляла 0,8 мм, а листов сплава 1570 — 1,5 мм при общей толщине 3,8 мм.

В конструкциях из слоистого композита 1570—1915—1570 можно использовать точечные, нахлесточные и стыковые соединения. Поэтому в *цель исследования* входило изучение свойств указанных соединений, полученных контактной точечной сваркой, автоматической и ручной аргодуговой сваркой, а также сваркой трением с перемешиванием.

Материалы и методика проведения экспериментов. Эксперименты осуществляли на слоистом композиционном материале на основе алюминиевых сплавов 1570—1915—1570 общей толщиной листа 3,8 мм. Материал исследовали в трех состояниях после термической обработки, его механические свойства и микротвердость приведены в табл. 1.

Учитывая снижение механических свойств при проведении двухступенчатого искусственного старения после закалки слоистого композиционного материала, для получения сварных соединений материал использовали в состоянии после закалки с охлаждением в воде.

Точечные соединения слоистого композиционного материала 1570—1915—1570 выполняли на машине МТН-75, оснащенной компьютерной системой поддержания параметров режима сварки [4, 5]. Параметры режимов контактной точечной сварки представлены в табл. 2.

Образцы точечных соединений, выполняемых ручной аргодуговой сваркой (пробковая сварка), сваривали с присадочной проволокой СвАМг63 (ГОСТ 7871—2019) диаметром 2,0 мм от тиристорного источника питания Tetrix 230. При сборке соединения под сварку в верхнем листе выполняли отверстие диаметром 2,0 мм для облегчения проплавления и нагрева нижнего листа [4].

Автоматическую аргодуговую сварку стыковых соединений слоистого композиционного материала осуществляли на сварочном стенде, оснащенном источником питания, устройством для фиксации свариваемых заготовок на формирующей канавке подкладки, и механизмом перемещения горелки вдоль стыка. При сварке в формирующую канавку подавали аргон с расходом 2,5 л/мин для защиты проплава от окисления.

Стыковые соединения листов слоистого композиционного материала 1570—1915—1570 выполняли сваркой трением с перемешиванием на экспериментальной установке, созданной на базе вертикального фрезерного станка с числовым программным управлением MECOF CS—1040 (Италия) в комплекте со сборочно-сварочной оснасткой [6, 7].

Для сварки использовали инструмент, выполненный в виде державки со сменным наконечником, состоящим из буртика и стержня, на поверхности которого выполнена винтообразная канавка глубиной 0,8 мм. Стержень диаметром 3,5 мм имел высоту 3,7 мм для гарантированного соединения свариваемых листов по всей их толщине. Инструмент был изготовлен из инструментальной стали Р18.

Режим сварки трением с перемешиванием: частота вращения инструмента 750 мин^{-1} ; скорость сварки 240 мм/мин; угол наклона инструмента в плоскости стыка (против часовой стрелки) 2° ; сила прижатия буртика инструмента к поверхности деталей 2,1...2,3 кН.

Прочность соединений определяли на образцах по ГОСТ 6996—66 с шириной рабочей части 15 мм. Испытания образцов проводили на универсальной электромеханической испытательной машине Instron 5980. Для испытаний на статический изгиб применяли образцы шириной 10 мм, вырезанные поперек шва.

1. Механические свойства и микротвердость слоистого композиционного материала 1570—1915—1570

Состояние образца	σ_b , МПа	δ , %	Микротвердость, МПа, при нагрузке 0,196 Н (20 гс) для сплавов	
			1570	1915
Исходное	405	16,0	1010...1040	1540...1610
Закалка 455 °С, 15 мин; охлаждение в воде	400	14,5		
Закалка 455 °С, 15 мин; охлаждение в воде + старение 120 °С, 3 ч (1-я ступень) + 160 °С, 3 ч (2-я ступень)	385	12,7	860...920	

2. Параметры режимов контактной точечной сварки слоистого композиционного материала

Номер режима	Длительность протекания тока, с	Сила сварочного тока в импульсе, кА	Степень трансформатора сварочной машины
1	0,12	55,2	10
2		61,4	11
3	0,14	55,2	
4		68,3	
5	0,16	55,2	11

Макроструктуру сварных соединений, а также характер их разрушения исследовали с помощью цифрового стереоскопического микроскопа Motic DM-39C-N9GO-A. Для выявления макро- и микроструктуры образцы соединений подвергали травлению в реагенте Келлера (5 % HCl; 5 % HNO₃; 5 % HF; 5 % H₂O).

Результаты экспериментов и их обсуждение. Сварные точки, полученные контактной сваркой на исследуемом материале, показаны на рис. 2.

На рис. 3 представлена структура зоны сварки, выполненной контактной точеч-

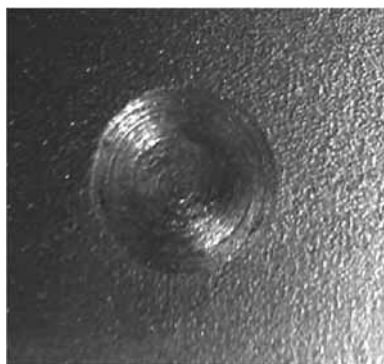


Рис. 2. Сварная точка, полученная контактной точечной сваркой на слоистом композиционном материале. ×6

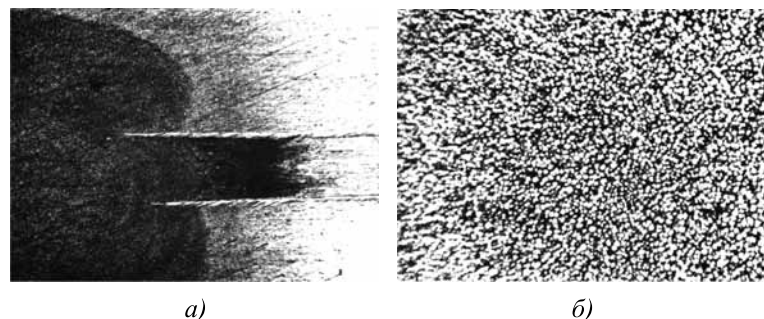


Рис. 3. Микроструктуры зоны сварки, выполненной контактной точечной сваркой (а), и литой зоны сварной точки (б): а — ×68; б — ×430

ной сваркой. Обращает на себя внимание, что литая зона в среднем слое (сплав 1915) (см. рис. 3, а) выходит за пределы сварной точки на расстояние, примерно равное 0,55...0,75 мм. Микроструктура литой зоны мелкозернистая (см. рис. 3, б). Дефектов ни на одном режиме не обнаружено.

Параметры сварных точек, выполненных контактной точечной сваркой, приведены в табл. 3.

Макроструктура точечного соединения слоистого композиционного материала, выполненного ручной аргодуговой сваркой, показана на рис. 4.

При исследовании сварных образцов точечных соединений, выполненных ручной аргодуговой сваркой с присадочной проволокой СвАМг63, в микроструктуре среднего слоя обнаружен пережог, который распространяется от швана расстояние 1,76...3,7 мм. Также в микроструктуре этих сварных соединений обнаружены поры и отдельные трещины по линии сплавления (рис. 5).

По этим причинам точечные соединения, выполняемые ручной аргодуговой сваркой,

3. Параметры сварных точек слоистого композиционного материала в зависимости от режимов контактной точечной сварки

Номер режима сварки (см. табл. 2)	Диаметр точки, мм	Глубина проплавления верхнего/нижнего листа, % от толщины листа
1	3,61	42/62,5
2	4,75	52/78
3	5,63	75/81
4	6,22	67/78
5	5,54	68/71

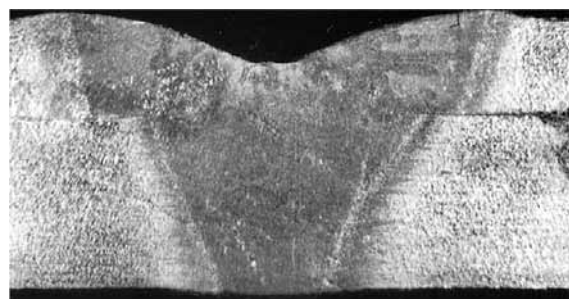


Рис. 4. Макроструктура точечного соединения слоистого композиционного материала, выполненного ручной аргодуговой сваркой. ×18

4. Механические свойства сварных соединений слоистого композиционного материала 1570—1915—1570 толщиной 3,8 мм при различных способах сварки

Способ сварки, присадочная проволока	Испытания на статическое растяжение		Испытания на статический изгиб	
	σ_b , МПа	Зона разрушения	Угол изгиба α , °	Зона разрушения
Автоматическая аргодуговая сварка, проволока СвАМг63	$\frac{333...377^*}{355}$	По зоне сплавления	180	Трещина по линии сплавления
Сварка трением с перемешиванием, без присадочного металла	$\frac{373...397}{385}$	По зоне термомеханического воздействия		Трещина по зоне перемешивания

* В числителе приведены минимальные и максимальные значения, в знаменателе — среднее значение.

для соединения слоистого композиционного материала 1570—1915—1570 нельзя рекомендовать к применению.

На рис. 6, а приведена макроструктура сварного соединения исследуемого слоистого композиционного материала, полученного автоматической аргодуговой сваркой, а на рис. 6, б и в

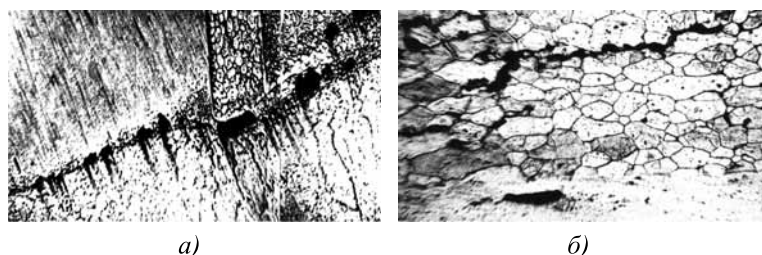


Рис. 5. Поры (а) и трещины (б) по линии сплавления в сварном образце, выполненном ручной аргодуговой сваркой. $\times 68$

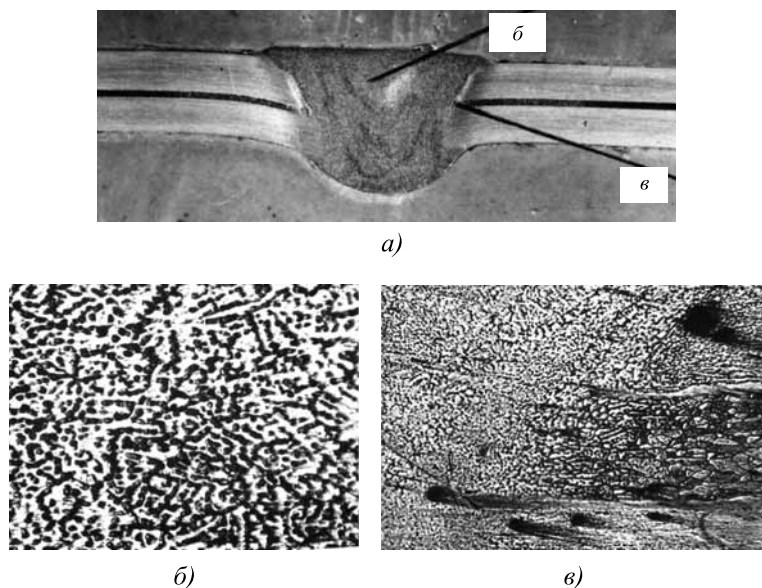


Рис. 6. Макроструктура сварного соединения, выполненного автоматической аргодуговой сваркой (а), микроstructures шва (б) и зоны сплавления (в): а — $\times 3$; б, в — $\times 430$

показаны микроstructures различных зон этого сварного соединения.

В микроstructure образцов в отдельных случаях обнаруживаются расслоения и поры в зоне термического влияния в слое сплава 1570 по его границе со слоем сплава 1915.

Механические свойства сварных соединений слоистого композиционного материала 1570—1915—1570 при различных способах сварки приведены в табл. 4.

Коэффициент прочности соединений (отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла), выполненных автоматической аргодуговой сваркой, составляет 0,81...0,92. При этом соединения отличаются высокой пластичностью, которая характеризуется углом изгиба 180°.

Стыковые сварные соединения слоистого композиционного материала 1570—1915—1570, полученные сваркой трением с перемешиванием, формируются аналогично соединениям листов алюминиевых сплавов. В макроструктуре соединений (рис. 7) можно выделить характерные зоны: зону перемешивания, зону термомеханического воздействия, зону термического влияния и основной металл [8].

Коэффициент прочности соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием, равен 0,92...0,96. Разрушение соединений при испытаниях на статическое растяжение происходит по зоне термомеханического воздействия. Выполненные соединения отличаются высокой пластичностью, которая характеризуется углом изгиба 180°.

Таким образом, слоистый композиционный материал 1570—1915—1570

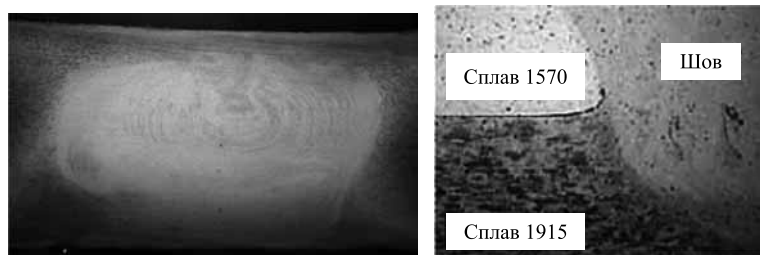


Рис. 7. Макроструктура соединения слоистого композиционного материала, полученного сваркой трением с перемешиванием. $\times 15$

возможно сваривать контактной точечной сваркой, аргодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием с получением соединений, обладающих достаточно высокими механическими свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мэттьюз Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. Механика и технология. М.: Техносфера, 2004.
2. Композиционные материалы: справочник / В.В. Васильев, В.Д. Протасов, В.В. Болотин и др. М.: Машиностроение, 1990.
3. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы. М.: Университетская книга, Логос, 2006. 252 с.

4. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металлы, 2017. 440 с.

5. Овчинников В.В., Гуреева М.А. Технология и оборудование контактной сварки: учебник. Москва: Вологда: Инфра-Инженерия, 2020. 272 с.

6. Овчинников В.В., Гуреева М.А., Рязанцев В.И. Металловедение сварки алюминиевых сплавов: учеб. пособие для академического бакалавриата. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Юрайт, 2019. 242 с.

7. Овчинников В.В., Губин А.М., Курбатова И.А. Сварка трением с перемешиванием дисперсно-армированных керамическими частицами композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 4. С. 155–161.

8. Феофанов А.Н., Овчинников В.В., Губин А.М. Сварка трением с перемешиванием стыковых соединений упрочненных оксидными частицами композиционных материалов на алюминиевой основе // Сварочное производство. 2019. № 12. С. 23–29.

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

*Светлана Викторовна Якутина, канд. техн. наук;
Ирина Александровна Курбатова, канд. техн. наук;
Елена Владимировна Лукьяненко, канд. техн. наук*



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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



УДК 621.762

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-5-204-211

А.М. Дмитриев, Н.В. Коробова

(Московский государственный технологический университет "Станкин")

Анализ возможностей изготовления крупногабаритных порошковых деталей типа стакана на прессе для выдавливания с активно направленными напряжениями контактного трения

Проведено сравнение двух вариантов технологии изготовления деталей типа стакана из железных порошков, отличающихся последовательностью проведения операций прессования заготовки и ее спекания. Впервые рассмотрена возможность объединения в одном технологическом процессе обоих вариантов технологии. По переходам штамповки заготовки на прессе силой 6,3 МН рассмотрена реализация такого технологического процесса для изготовления детали массой 4 кг 790 г.

Ключевые слова: порошки железные; формование высокоплотных заготовок холодное; выдавливание спеченных заготовок холодное; оригинальные схемы; заготовки крупногабаритные.

Two options for manufacturing parts of the cup type from iron powders, which differ in the sequence of pressing operations of the billet and its sintering is compared. The possibility of combining both of these technology options in the one technological process is considered. According to the transitions of forming workpiece on the created press with force of 6.3 MN the implementation of such technological process for the production of part with mass of 4 kg 790 g is considered.

Keywords: iron powders; cold forming of high-density billets; cold pressing of sintered billets; original schemes; large-sized parts.

Введение. При настоящем уровне развития технологии металлообработки перспективны методы, сочетающие в себе комбинирование в едином технологическом процессе достижений специалистов из смежных областей. Специалисты в области порошковой металлургии достигли успехов в производстве железных порошков, легировании железных порошков порошками других металлов, в спекании деталей, сформованных из порошковых материалов, в термической обработке таких деталей. Однако успехи в термической обработке порошковых деталей ограничены наличием в них остаточной пористости.

Если не рассматривать гидростатическое и газостатическое формование порошковых материалов, а сосредоточить внимание на их обработке с применением прессов, то технология формования деталей на прессах была развита существенно хуже указанных выше разделов

порошковой металлургии. Недостаточное развитие технологии не способствовало разработке перспективных конструкций прессов для формования порошковых деталей.

Авторы данной статьи в течение ряда лет занимаются созданием специализированных прессов для выдавливания с активно направленными напряжениями контактного трения деталей типа стаканов из традиционных стальных заготовок и аналогичных деталей из порошковых композиций на железной основе (далее специализированных прессов). Чертеж специализированного пресса силой 1,6 МН одной из разработанных конструкций опубликован в [1, 2]. Позже создан пресс силой 6,3 МН такой же конструкции. Этот пресс заводской модели РПГ-37 изготовлен в ОАО "Тяжпрессмаш" (г. Рязань).

Обладая созданным оборудованием и развивая метод холодного выдавливания порош-

ковых деталей типа стакана с активно направленными напряжениями контактного трения, авторы статьи разработали два технологических варианта производства таких деталей. Основное отличие в этих вариантах заключается в последовательности проведения операций прессовой обработки порошковой заготовки и ее спекания [3].

Первый из вариантов заключается в формировании на универсальном прессе цилиндрических заготовок из порошковой шихты (далее — порошка), содержащей в качестве смазочного материала 0,5...1 % мас. порошка стеарата цинка, их спекании в среде водорода и холодном выдавливании из спеченных заготовок деталей типа стаканов, выполняемых на специализированном прессе. На нем создают такие направления напряжений контактного трения заготовки по матрице, при которых в начале деформирования трение способствует уменьшению остаточной пористости заготовки, а на последующем этапе — снижению удельной силы на пуансоне, выдавливающем полость в заготовке.

Второй вариант заключается в создании благодаря действию активно направленных напряжений контактного трения интенсивных сдвигов в объеме уплотняемого порошка и созданию высокоплотной детали на этапе, предшествующем ее спеканию. Затем проводится спекание детали. Этот вариант технологии осуществляется с применением тех же специализированных прессов, что и первый.

Впервые рассмотрена возможность объединения в одном технологическом процессе обоих указанных вариантов технологии. Активно направленные напряжения контактного трения для создания интенсивных сдвигов в уплотняемом порошке применяются на этапе уплотнения цилиндрической заготовки до ее спекания. В результате изготавливается высокоплотная заготовка, для которой возможно применение упрощенных условий спекания. Затем проводятся спекание, охлаждение заготовок и их смазывание, после чего осуществляется соответствующее первому варианту технологии холодное выдавливание деталей типа стаканов с активно направленными напряжениями контактного трения заготовки по матрице.

Основная часть. Конструкцию и работу специализированного пресса объясним по его схеме, приведенной на рис. 1.

В этой конструкции главный гидроцилиндр 1 расположен под столом пресса. Плунжер главного гидроцилиндра 2 является ползуном пресса и штамповой плитой. На нем установлен пресс-штемпель 3. Пуансон 6 закреплен на опоре 7, которая служит штоком гидроцилиндра привода матрицы 5. К гильзе этого гидроцилиндра крепят траверсу пресса 4, служащую для перемещения матрицы 5 в процессе деформирования заготовки. В прессе предусмотрено надежное направление опоры 7 по втулке 8, что позволяет свести к минимуму несоосность верхнего пуансона 6 и матрицы 5.

Рабочая жидкость в полости главного гидроцилиндра 1 подается от насоса 13 через трехпозиционный четырехходовой золотник 12. Рабочая жидкость в полости гидроцилиндра привода матрицы подается от насоса 11

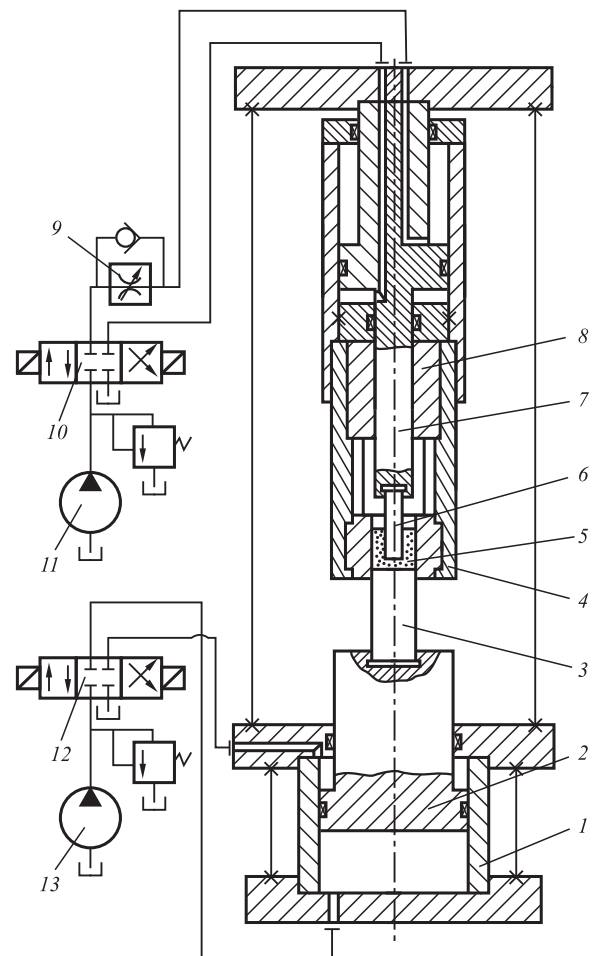


Рис. 1. Схема специализированного гидропресса

через трехпозиционный четырехходовой золотник 10. Соотношение скоростей перемещения пуансона 3 и матрицы 5 регулируется с помощью дросселя 9.

Техническая характеристика прессы мод. РПГ-37

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

Проблема и объясняющая ее гипотеза существенной остаточной пористости, всегда присутствующей в формуемой по традиционной схеме заготовке, описаны, в частности, в работе [3]. На этапе спекания сформованной заготовки пористость практически не изменяется. Применяемый способ уменьшения этой пористости при холодном выдавливании детали типа стакана из спеченной порошковой заготовки показан на рис. 2.

На начальном этапе выдавливания увеличивают сопротивление истечению материала в трубную часть изделия. Для этого принудительно перемещают матрицу 1 со скоростью v_m и создают по всей поверхности контакта заготовки с матрицей напряжения контактного трения τ_a (см. рис. 2, слева) в направлении, противоположном истечению материала деформируемой заготовки 2 в стенку стакана. Заготовку при этом продвигают контрпуансоном 4 с силой P , а пуансон 3 осуществляет выдавливание в ней полости.

На втором этапе создают напряжения контактного трения τ_a (см. рис. 2, справа), способствующие деформированию заготовки 2 и разгружающие пуансон 3. Для этого принудительно перемещают матрицу 1 со скоростью v_m в направлении истечения материала со скоростью, превышающей скорость истечения.

Фотография заготовки при поэтапном ее деформировании с использованием схемы, приведенной на рис. 2, показана на рис. 3 [2].

Недостатком описанной выше технологии является наличие на начальном этапе технологического процесса, предшествующем спеканию, формованной по традиционной схеме

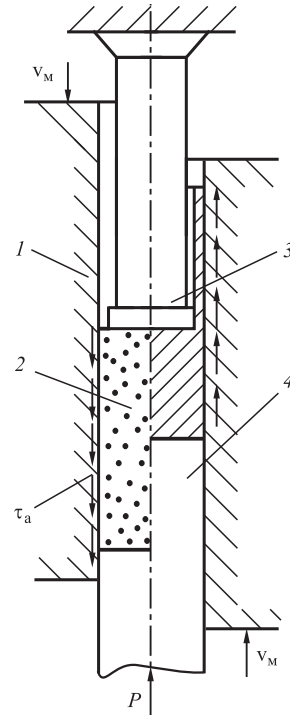


Рис. 2. Схема выдавливания спеченной порошковой заготовки с активно направленными напряжениями контактного трения τ_a :

P — деформирующая сила; v_m — скорость перемещения матрицы

на универсальном прессе порошковой заготовки, имеющей большую остаточную пористость. Такая заготовка — очень непрочная и требует бережного ручного обращения с ней. Также наличие большой остаточной пористости требует проведения спекания формованной по традиционной схеме заготовки в печи с созданием среды водорода. Спекание сформованных заготовок проводится в методических печах с водородной средой при температуре 1150 °С в течение 1,5 ч. Водород восстанавливает оксидные пленки, образующиеся на поверхности частиц порошка. Однако водородная среда является взрывоопасной.

В отличие от схемы, приведенной на рис. 1, использовали следующие схемы уплотнения порошка, в которых реализуются интенсивные сдвиги между его частицами, рис. 4 [1–7].

Первая (I) схема деформирования включает в себя формование брикета движением пуансона со скоростью v_n с одновременным послойным увеличением его диаметра при перемещении из верхней цилиндрической полости матрицы с меньшим диаметром в нижнюю цилиндрическую полость с большим диаметром



Рис. 3. Поэтапное формоизменение спеченной порошковой заготовки при ее выдавливании по схеме, приведенной на рис. 2

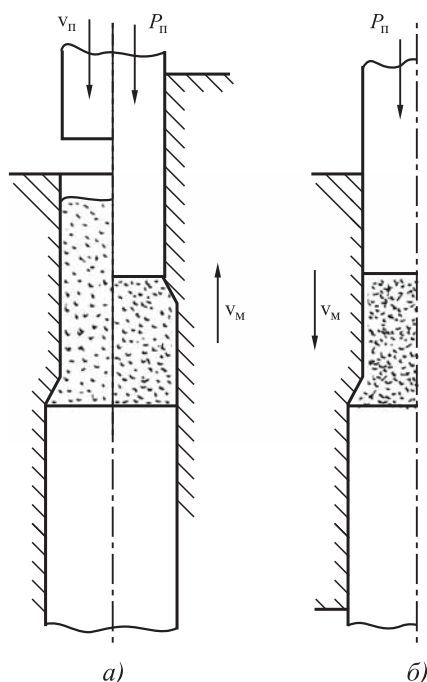


Рис. 4. Схемы формования порошковой заготовки осевым сжатием с созданием сдвигов слоев материала

(см. рис. 4, а). Указанное перемещение осуществляется движением матрицы в направлении стрелки v_M . При этом осуществляется послойное радиальное выдавливание брикета.

Вторая (II) схема — те же операции, что и при схеме I, а затем, при сохранении удельной силы P_{II} на торце формируемой заготовки, выдавливание брикета из полости матрицы большего диаметра в полость меньшего диаметра, осуществляемое перемещением матрицы (см. рис. 4, б) в направлении стрелки v_M .

Изменение формы при обработке давлением всегда сопряжено со сдвигами в заготовке.

Сдвиги создаются при формировании порошка с использованием схемы I его уплотнения и схемы II. В предложенных схемах формирования с интенсивными сдвигами частиц материала удельная сила, приложенная к нижнему торцу формируемой заготовки, составляет $P = 800$ МПа.

На рис. 5 показана заготовка [4, 5], сформованная на прессе силой 1,6 МН с применением схем, приведенных на рис. 4. Эта заготовка имеет плотность 92 % от теоретической плотности железа. Такая плотность позволила зажать сформованную, но не спеченную заготовку в тисках станка и фрезеровать ее до диаметрального продольного сечения. Затем выполнить шлиф на поверхности этого сечения и провести исследование структуры на этапе, предшествующем спеканию [6, 7].

У приведенной на рис. 5 заготовки максимальный диаметр составляет 36 мм, а минимальный — 32 мм.

На прессе мод. РПГ-37, техническая характеристика которого приведена выше, возможно формирование заготовки, аналогичной по форме заготовке, приведенной на рис. 5, но имеющей максимальный диаметр, равный 96 мм, а минимальный — 86 мм. Рассчитанная масса порошка при достижении плотности детали, равной 92 %, составляет 4 кг 790 г.

Для формирования заготовки с указанными размерами выполняется последовательность операций, приведенная на рис. 6.

В начале пресс-штемпель 1 и матрица 4 отводятся в нижнее крайнее положение (см. рис. 6, а). В полость матрицы засыпается порошок. Засыпка проводится до уровня верхнего торца (зеркала) матрицы, что позволяет



Рис. 5. Заготовка, сформованная из порошка ПЖВ2.160.28, фрезерованная, шлифованная и полированная до ее спекания

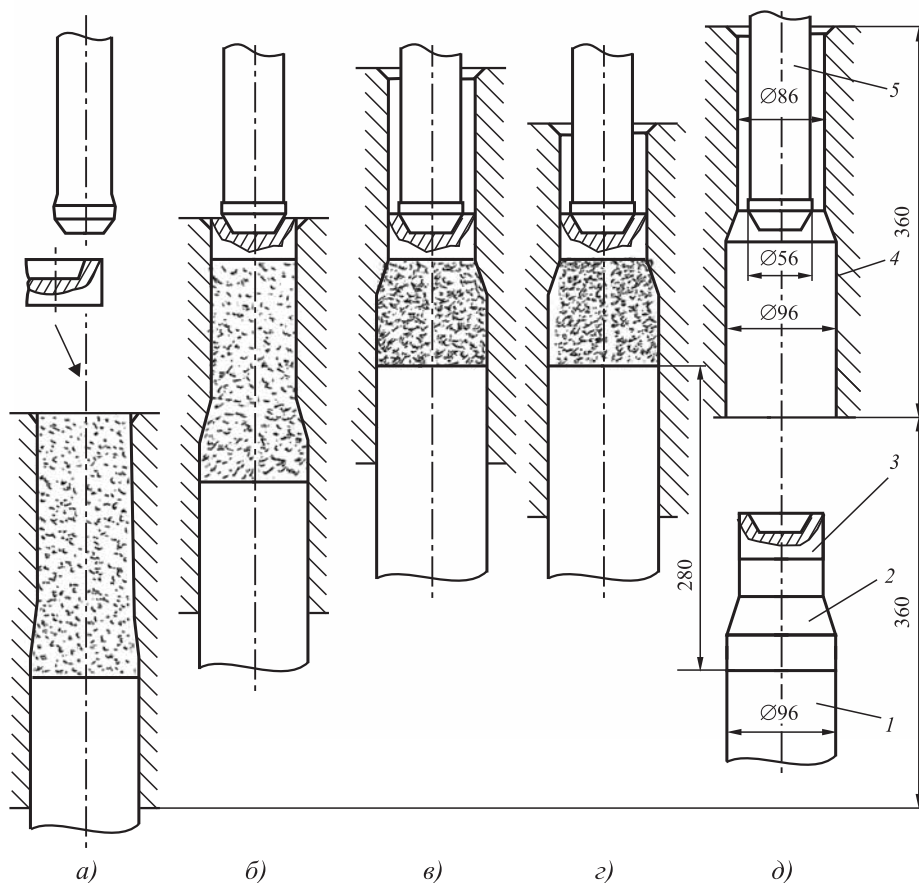


Рис. 6. Последовательность операций, выполняемых при формировании высокоплотной заготовки на прессе мод. РПГ-37:

1 — пресс-штемпель; 2 — сформованная заготовка; 3 — пресс-шайба; 4 — матрица; 5 — пуансон

механизировать засыпку с использованием движущейся как шибер засыпной кассеты. Кассета входит внутрь траверсы 4 (см. схему пресса на рис. 1) через одно из двух встречно расположенных окон в траверсе 4. В кассету шихта поступает по гибкому шлангу из бункера, установленного сверху станины пресса.

На следующем этапе (см. рис. 6, б) матрица 4 от своего привода поднимается в направлении неподвижного пуансона 5. Одновременно от своего привода поднимается пресс-штемпель 1. Скорость подъема матрицы несколько больше скорости подъема пресс-штемпеля, что обеспечивается дросселем 9 (см. рис. 1) и регулирующим скорость подъема матрицы. Опережающая скорость подъема матрицы позволяет освободить в полости матрицы пространство, в которое устанавливается пресс-шайба 3 (см. рис. 6). Пресс-шайбу изготавливают из той же инструментальной стали, что и пуансон, и закаливают на такую же твер-

дость. Канавка на верхнем торце пресс-шайбы 3 притерта по поверхности торца пуансона 5. После смыкания нижнего торца пуансона 5 с поверхностью канавки на верхнем торце пресс-шайбы 3 при продолжении движения пресс-штемпеля 1 и матрицы 4 с указанным выше соотношением их скоростей осуществляется уплотнение находящегося в матрице порошка, как это показано на рис. 6, в.

После достижения заданной силы, рассчитанной из условия создания на нижнем торце заготовки 3 удельной силы 800 МПа, реле давления останавливает пресс-штемпель 1, и матрица перемещается под действием своего гидропривода вниз (см. рис. 6, г). На этом формование заготовки заканчивается, элементы пресса отводятся в положения, показанные на рис. 6, д и сформованная заготовка 2 вместе с пресс-шайбой 3 удаляется из рабочего пространства пресса.

Для проверки отсутствия перегрузки пуансона 5 при создании на нижнем торце заготовки 2 удельной силы 800 МПа рассчитана сила, развиваемая прессом. При этом учтено, что нижний торец заготовки 2 имеет диаметр 96 мм. Эта сила составила 5,79 МН. Поскольку далее диаметр пуансона 5 будет рассчитан из условия обеспечения на нем удельной силы, равной 2500 МПа при силе пресса 6,3 МН, проверка показала, что пуансон 5 не будет перегружен при указанной удельной силе на нижнем торце заготовки 2.

Сформованная заготовка передается на операцию спекания. Поскольку формование проводили в условиях интенсивных сдвигов между частицами порошка и это способствовало разрушению оксидных пленок на их поверхностях, то возможно использовать для спекания печь не с взрывоопасной водородной средой, а печь с инертным газом — азотом или аргоном.

В то же время спекание целесообразно проводить в специализированной методической печи, имеющей три зоны: зону для выжига пластификатора, зону, в которой происходит непосредственно спекание материала в течение 1,5 ч при температуре 1000 °С, и зону охлаждения заготовок до температуры 600 °С. Далее заготовки охлаждают на воздухе.

Перед последующей штамповкой на остывшие заготовки наносят пасту дисульфида молибдена, играющую роль смазочного материала. Затем из заготовок холодным выдавливанием изготавливают детали типа стакана. Выдавливание выполняют на том же прессе, на котором проводили формование заготовок, в том же штамповом инструменте.

Последовательность деформирующих заготовку операций приведена на рис. 7.

В начале (см. рис. 7, а) пресс-штемпель 1 отведен в нижнее свое положение, а матрица 4 — в положение, при котором загружаемая со стороны нижнего ее торца и продвигаемая вверх спеченная заготовка упрется в рабочий торец пуансона 5. На следующем этапе поднимается пресс-штемпель и фиксирует положение заготовки, показанное на рис. 7, б. При дальнейшем движении вверх пресс-штемпеля создается деформирующая заготовку сила, и выполняется выдавливание детали 2.

Исходя из условия создания на пуансоне 5 удельной силы, не превышающей 2500 МПа, рассчитан диаметр полости детали типа стакана, которую можно выдавить на прессе мод. РПГ-37. Для этого найдено частное от деления развиваемой прессом силы 6,3 МН на удельную силу, действующую на пуансон и равную 2500 МПа. Таким образом, определена площадь поперечного сечения калибрующего пояска пуансона. Такую площадь имеет пуансон с диаметром калибрующего пояска 56 мм.

Изготавливаемая на прессе деталь типа стакана является заготовкой для последующей обработки давлением. Поэтому внешний диаметр изготавливаемой на прессе детали целесообразно выбрать из условия минимальной удельной силы, действующей на пуансон при ее выдавливании.

В работе [8] приведены графики зависимости относительной удельной силы выдавливания от соотношения радиусов внешней и внутренней поверхностей изготавливаемой детали типа стакана. Из этих графиков следует, что удельная сила минимальна, если отношение радиуса внешней поверхности детали к радиусу внутренней поверхности составляет

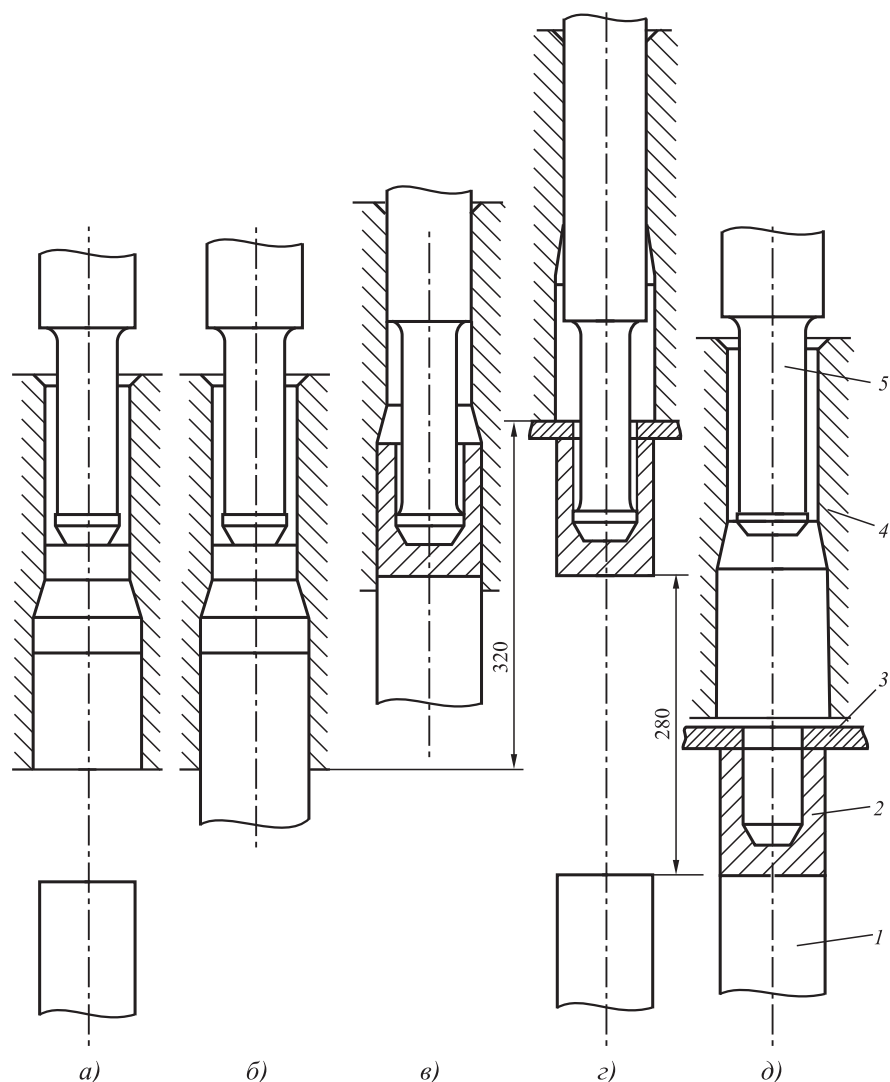


Рис. 7. Последовательность операций, выполняемых при выдавливании детали типа стакана из сформованной и спеченной порошковой заготовки на прессе мод. РПГ-37:

1 — пресс-штемпель; 2 — выдавленная деталь; 3 — сьемник детали с пуансона; 4 — матрица; 5 — пуансон

примерно 1,5. Из этого условия определено, что диаметр меньшего по площади поперечного сечения полости матрицы равен 86 мм (см. рис. 6, *д*). Диаметр большего по площади поперечного сечения участка полости матрицы определен из аналогии к соотношению диаметров матрицы, применявшейся в эксперименте, схема которого показана на рис. 4, а фотография изготовленной в эксперименте заготовки приведена на рис. 5. Получено, что искомый диаметр равен 96 мм.

Этап снятия изготовленной на прессе детали показан на рис. 7, *г*. Для снятия используют закаленную на среднюю прочность пластину 3, имеющую достаточную площадь в плане и неглубокую в направлении к середине ее плоской поверхности прорезь. Ширина прорези незначительно превышает диаметр калибрующего пояска пуансона. Эти требования следуют из условия, обеспечивающего достаточную величину момента сопротивления пластины 3 изгибу под действием силы съема детали с пуансона.

Поскольку матрица имеет два участка разного диаметра, осуществляется выдавливание с использованием не только активно направленных напряжений контактного трения, но также и с использованием непрерывно открывающейся компенсационной полости, как это показано на предложенной ранее авторами статьи схеме, приведенной на рис. 8 [2, 5].

Согласно этой схеме, заготовка имеет диаметр, равный $2R$. Матрица в исходном положении опирается на нижний пуансон, и полость,

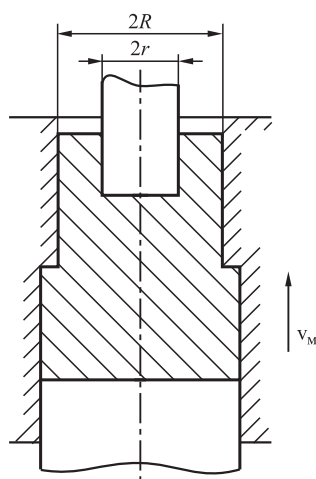


Рис. 8. Схема выдавливания с открывающейся компенсационной полостью в матрице

в которую укладывают заготовку, также имеет диаметр $2R$. По мере внедрения верхнего пуансона в матрицу, последнюю непрерывно передвигают вверх со скоростью v_M . При этом на внешней поверхности заготовки действуют активные силы контактного трения, а на уровне ступени в полости матрицы непрерывно открывается кольцевая компенсационная полость, уменьшающая гидростатическое давление в заготовке и снижающая удельную силу выдавливания.

Технологический процесс изготовления крупногабаритной порошковой заготовки типа стакана включает в себя следующие операции.

1. Приготовление шихты из 99 % железного порошка ПЖВ2.160.28 и 1 % мас. порошка стеарата цинка.

2. Дозирование шихты порциями по 4 кг 790 г.

3. Формование на специализированном прессе мод. РПГ-37 из каждой порции шихты заготовки, имеющей форму, показанную на рис. 6, *г*, с извлечением заготовки из матрицы в сторону нижнего ее торца при опущенном пресс-штемпе 1. При формовании заготовки на верхний торец засыпанной в матрицу порции порошка устанавливают пресс-шайбу 3.

4. Спекание заготовок в среде азота при температуре $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1,5 ч в методической печи при последующем охлаждении их в печи до $600\text{ }^\circ\text{C}$ и дальнейшем охлаждении спеченных заготовок с температуры $600\text{ }^\circ\text{C}$ на воздухе.

5. Нанесение при комнатной температуре на спеченные заготовки в качестве смазочного материала пасты дисульфида молибдена.

6. Выдавливание из полученных по описанной выше технологии на специализированном прессе мод. РПГ-37 деталей типа стакана с загрузкой заготовки в матрицу со стороны нижнего ее торца при опущенном пресс-штемпе 1 (см. рис. 7, *а*).

Последующая обработка давлением детали, изготовленной на специализированном прессе, может быть проведена на трехвалковых ротационных машинах [9]. При этом стенка изготавливаемой детали может быть существенно утонена, также стенка может иметь утолщения на внешней поверхности детали в виде окружающих поясков.

В статье [10] описана технология производства корпуса гидроцилиндра из железного порошка, осуществляемая с использованием гидропресса, не создающего активно направленных напряжений контактного трения. Там же показаны преимущества порошкового корпуса по сравнению со стальным.

Корпус рассматриваемого гидроцилиндра предложено изготавливать с использованием операции выдавливания детали, имеющей форму стакана, из предварительно сформованной и спеченной порошковой цилиндрической заготовки. При дальнейшей обработке на корпусе для оформления горловины проводят две операции обжима, чередуемые с локальным обтачиванием сначала внешней поверхности стакана, затем его внутренней поверхности.

Исследование обжима горловины гидроцилиндра, направленное на обеспечение требуемой ее формы, в указанной статье [10] осуществлено в достаточном объеме. Приведенный в данной статье анализ возможностей изготовления крупногабаритных порошковых деталей типа стакана на прессе для выдавливания с активно направленными напряжениями контактного трения показал, что возможно изготовление заготовки корпусной детали с высокой плотностью. Такая плотность требуется для обеспечения заданного ресурса работы гидроцилиндра.

Заключение. Специалисты в области машин и технологии обработки металлов давлением успешно сотрудничают со специалистами в области порошковой металлургии, разрабатывая новые способы изготовления деталей из порошков на железной основе. Эти способы они реализуют на создаваемом по их чертежам специализированном прессовом оборудовании.

Созданные специализированные прессы позволяют проводить исследования и выполнять на основе этих исследований разработки технологических процессов: в условиях научных лабораторий и промышленных предприятий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка метал-

лических порошков / под ред. А.М. Дмитриева. 2-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.

2. **Наукоемкие** технологии в машиностроении / под ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2012. 528 с. / Глава 3. Наукоемкие технологии при производстве заготовок обработкой давлением / В.А. Демин, А.М. Дмитриев, В.Н. Субич, Н.А. Шестаков. С. 68—114.

3. **Исследование** высокоплотных порошковых цилиндрических заготовок, сформованных на специализированных гидравлических прессах / Н.В. Коробова, А.М. Дмитриев, Н.С. Толмачев, А.Ю. Аксененко // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 7. С. 15—19.

4. **Dmitriev A.M., Korobova N.V.** Analysis of a Method of Intense Plastic Deformation and Its Application to Molding of Iron Powder Billets // Metal Science and Heat Treatment. January, 2016. Vol. 57. No. 9—10. P. 570—575.

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

6. **Создание** рациональной преимущественной ориентировки зерен в формованных со сдвигами слоев порошковых заготовках / А.М. Дмитриев, Ф.В. Гречников, Н.В. Коробова, А.Ю. Аксененко // Вестник МГТУ "Станкин". 2015. № 1 (32). С. 13—20.

7. **Dmitriev A.M., Korobova N.V., Grechnikov F.V.** Intensification of compaction and hardening of iron powder parts and powder steels at a stage of cold molding before sintering // Applied Mechanics and Materials. 2015. Vol. 799—800. P. 307—311.

8. **Dmitriev A.M., Korobova N.V., Yakubovskaya I.A.** Increasing Punch Life in Cold Cup Extrusion with Active Friction // Russian Engineering Research. 2015. Vol. 35. No. 12. P. 896—901.

9. **Сулиман М., Мусса Г., Коробова Н.В.** Точность размеров оболочек при холодном выдавливании на трехвалковых ротационных машинах // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2000. № 7. С. 21—23.

10. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Петров М.Д.** Разработка технологии производства корпуса гидроцилиндра из железного порошка // Вестник МГТУ "Станкин". 2014. № 1 (28). С. 54—58.

*Александр Михайлович Дмитриев,
чл.-кор. РАН, д-р техн. наук;*

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

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

Разработка устройства для прессования металлокерамических пластин

Статья посвящена вопросам получения тонкостенных пластин из металлокерамических порошков, в том числе разработке нестандартного оборудования для прессования наноразмерных порошковых материалов, подвергаемых последующему спеканию. Предложено оригинальное устройство для получения прямым прессованием тонкостенных пластин из металлокерамической порошковой смеси методом осадки с радиальной раздачи за счет образования дополнительных боковых сдвиговых деформаций на контакте заготовки со вставками сборной матрицы.

Ключевые слова: пресс-форма; матрица; пластина; порошок; структурная неоднородность; пористость; трение; качество; давление; нестандартное оборудование.

The article is devoted to the issues of production of thin-walled plates from metal-ceramic powders, including the development of special equipment for extrusion of nanoscale powder materials exposed to subsequent sintering. The original device is proposed for production by direct extrusion of thin-walled plates from metal-ceramic powder blend by the radial expansion upsetting method, which improves the quality of the parts structure through the formation of additional lateral shear deformations on the contact of the workpiece with the walls of the rectangular die.

Keywords: die assembly; die; plate; powder; structural inhomogeneity; porosity; friction; quality; pressure; special equipment.

Современный уровень развития порошковой металлургии позволяет получать материалы с заданными физическими свойствами, в том числе с высокими температурно-механическими параметрами. Сопла ракет, работающие при температурах 5000 К, производят из композита, где наполнителем являются графитовые, угольные, кремнеземные, кварцевые или асбестовые волокна, связанные фенолформальдегидной смолой, при этом в местах критического сечения используют вставку из графита.

Для получения деталей заданной формы в порошковой металлургии применяют различные методы, наиболее известные — гидропрессование или изостатическое прессование в оболочке, прессование в пресс-формах в условиях прямого силового воздействия инструмента на порошковую смесь.

Исходя из специфики распространения давления, основанной на учете размеров площади контакта инструмента и заготовки, очевидно, что получение высокопрочных компактов прямым прессованием больших площадей невозможно, так как сила прессования $P_{пр}$ по отношению к обрабатываемой площади увеличивается в геометрической прогрессии:

$$P_{пр} = Fq,$$

где F — площадь контакта исчисляется квадратичной зависимостью, мм²; q — давление, МПа.

Известны разработки по изготовлению методами порошковой металлургии длинномерных деталей, длина которых по отношению к ширине отличается в разы. Эти процессы основаны на методах прокатки [1, 2], прямого прессования порошковой смеси в "плавающих" пресс-формах [3—5] и методов раздачи поперечного сечения [6, 7].

Ниже представлены способ и устройство для получения конструкционных материалов композиционного генеза (карбидов, боридов, оксидов, нитридов различных металлов), содержащих в своем объеме более 50 % твердозернистой фазы и обладающих высокими физико-механическими характеристиками. Показатели плотности металлокерамики достигают 4,6 г/см³, а твердости 94 HRA. Их чаще всего применяют в качестве режущего инструмента для полустойкой и чистой обработки углеродистых и легированных сталей, а также чугунов и тугоплавких сплавов. Пластины отличаются высокими значениями термостойкости (1210...1410 °С), показателями твердости (30 010...33 010 МПа), износоустойчивостью и стойкостью к воздействию агрессивных химических сред, что обуславливает возможность высокоскоростной обработки.

На рис. 1 приведена пресс-форма для получения тонкостенных длинномерных пластин [8], которые после предварительного спекания разделяют на заданные размеры стандартных пластин по ГОСТ 25003.

Пресс-форма содержит нижнюю 1 и верхнюю 2 плиты, связанные между собой направляющи-

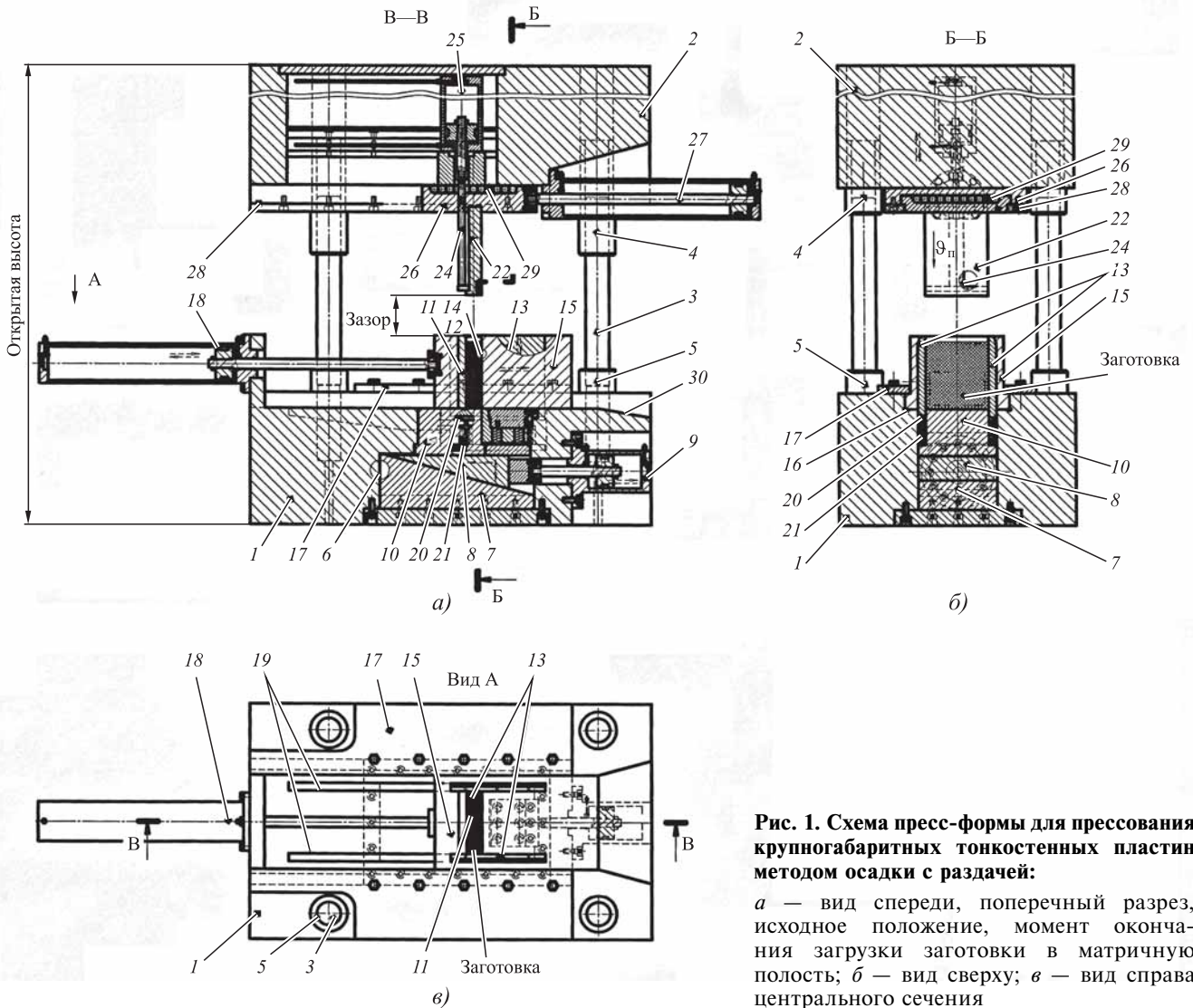


Рис. 1. Схема пресс-формы для прессования крупногабаритных тонкостенных пластин методом осадки с раздачей:

а — вид спереди, поперечный разрез, исходное положение, момент окончания загрузки заготовки в матричную полость; *б* — вид сверху; *в* — вид справа центрального сечения

ми колонками 3, втулками 4 и 5, закрепленными соответственно на верхней 2 и нижней 1 плите.

В нижней плите 1, в полости 6 расположен клиновой механизм 7 с рабочей частью клина 8, верхняя плоскость которого имеет возможность перемещения вверх и вниз на заданное расстояние за счет бокового нижнего правого гидроцилиндра 9. На верхней плоскости клина 7 установлен нижний пуансон 10.

Нижний пуансон 10 в исходном положении, опираясь на клин 8, поддерживает переднюю пластину 11 сборной матрицы 12 (см. рис. 1, б), состоящей из двух боковых стенок 13 пластин боковой стенки 14 (см. рис. 1, в) контейнера 15, который имеет возможность продольного перемещения по направляющим 16 (см. рис. 1, б) нижней плиты 1.

Для удержания контейнера 15 на направляющих 16 использованы накладки 17 (см. рис. 1, б), удерживающие контейнер 15 в равновесии. Механизм перемещения контейнера 15 по направляющим 16 нижней плиты 1 выполнен в виде ле-

вого бокового гидроцилиндра 18 (см. рис. 1, а, в), управляемого системой ЧПУ.

На нижней плите 1 сделаны два паза-выточка 19 (см. рис. 1, в), в которые вставлены боковые пластины 13, расположенные на вставках 20, подпружиненных упругими элементами 21.

В контейнере 15 также выполнены два паза-выточка, через которые боковые пластины 13 своими внутренними боковыми плоскостями контактируют с нижним пуансоном 10 и верхним пуансоном 22, установленным на верхней плите 2.

Верхний пуансон 22, контактирующие с ним по передней плоскости пластины 11 и по боковым плоскостям пластины 13, расположенные в пазах контейнера 15, имеют возможность вертикального перемещения, ход которого ограничивается системой регулировки ЧПУ, обеспечивающей заданный размер толщины отформованной детали, равной высоте Δ , за счет хода нижнего пуансона 10 (рис. 2, а), что гарантирует заданный уровень высоты детали. При этом между верхней плоскостью нижнего пуансона 10

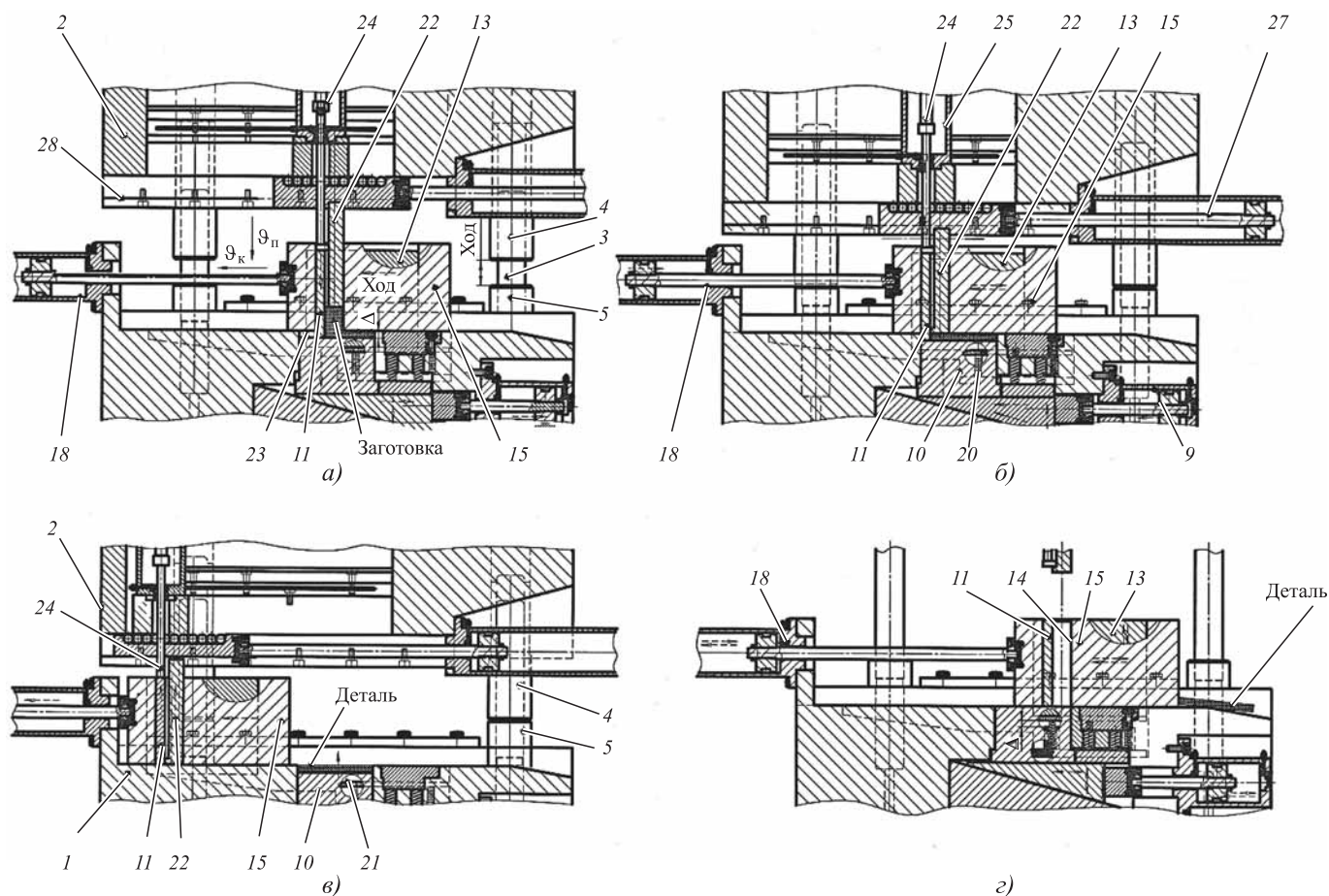


Рис. 2. Схема работы устройства для получения тонкостенных металлокерамических пластин:

а — начало процесса прессования порошка; *б* — окончание процесса прессования порошка; *в* — смещение контейнера в крайнее левое положение; *г* — момент удаления заготовки из зоны формообразования и возвращение штампа в исходное положение для начала загрузки заготовки в рабочую полость

и нижней плоскостью контейнера 15 образуется паз 23, высота стенок которого равна Δ .

К верхнему пуансону 22 приставлен съемник 24, управляемый вертикальным силовым гидроцилиндром 25, которые вместе с верхним пуансоном 22 установлены на каретке 26, и имеют возможность перемещения в горизонтальном направлении правым боковым гидроцилиндром 27. Таким образом, съемник 24, контактирующий с верхним пуансоном 22, имеет возможность перемещаться вдоль его вертикальной боковой стенки и вместе с пуансоном 22 совершать в горизонтальной плоскости возвратно-поступательные перемещения.

Каретка 26 продольной подачи верхнего пуансона 22, установленная на верхней плите 2, удерживает верхний пуансон 22 от выпадения и передает силу пресса $P_{пр}$, деформирующую исходную заготовку. Каретка 26 прикреплена к верхней плите 2 верхними направляющими 28, обеспечивающими плотный контакт каретки 26 с верхней плитой 2 через рольганг 29 и способна передавать на верхний пуансон 22 силу прес-

са $P_{пр}$. На правой стороне нижней плиты 1 выполнен склиз 30 (см. рис. 1, *а*), в виде скоса под углом 30° для удаления отформованной детали в сборный лоток.

При движении верхней плиты вниз съемник 24 контактирует с верхней плоскостью передней пластиной 11, сначала перемещает ее вниз до контакта с нижним пуансоном 10, затем, по мере перемещения вниз верхнего пуансона 22, фиксирует положение передней пластины 11 путем выборки зазора верхним силовым гидроцилиндром 25, а при перемещении верхнего пуансона 22 вверх отводит переднюю пластину 11 от контакта с отформованной деталью, при этом боковые пластины 13 контактируют с нижним пуансоном 10, расположенным в полости 6 нижней плиты 1 клинового механизма 7.

Управление работой устройства для прессования осуществляется от стандартной системы числового программного управления. Исполнительные органы устройства связаны между собой системой ЧПУ модели NCT 104/FS для согласования скоростей горизонтального перемещения

контейнера 18 и вертикального перемещения верхнего пуансона 26.

Гидрооборудование пресс-формы включает в себя гидростанцию типа ЗС100В-РГ1.6.50.5,0, регулирующую и управляющую гидроаппаратуру, а также исполнительные механизмы — гидроцилиндры (перемещения шаблона, цангового патрона, перемещения дорна, зажим матриц). Гидростанция снабжена пневмогидравлическим аккумулятором, маслоохладителем с воздушным охлаждением, а также предохранительным клапаном, позволяющим осуществлять разгрузку насоса. Места поверхности скольжения трущихся деталей устройства для прессования тонкостенных пластин и полости подшипников периодически заполняются густой смазкой. Уровень масла поддерживается в полостях корпусов редукторов. Модуль управления устройством состоит из системы ЧПУ, приводов, электродвигателей и других устройств электроавтоматики.

Обслуживающее устройство ЧПУ построено по двухуровневому принципу:

- верхний (оперативный) уровень работает под управлением операционной системы WINDOWS NT/2000/XP, что позволяет наиболее полно использовать преимущества данной системы без привлечения достаточно дорогих программных средств;

- нижний (исполнительный) уровень сосредоточен на задачах реального времени (интерполяции, управлении приводами и другими устройствами электроавтоматики). Система ЧПУ адаптируется к устройству с помощью программы электроавтоматики, разветвленной системы параметров, а также поставки дополнительных программных модулей, учитывающих специфику и тип станка.

Модуль управления (МУ) устройства имеет базовое программно-математическое обеспечение (ПМО) с открытой архитектурой на основе СОМ-технологии (Component Object Model). Это позволяет ускорить процесс разработки и модификации ПМО МУ за счет использования уже готовых отработанных решений, а также расширить технологические возможности МУ непосредственно самим заказчиком, не прибегая к услугам разработчика.

Система электрооборудования и ЧПУ устройства для прессования обеспечивают нагрев заготовки, согласованное перемещение исполнительных механизмов при формообразовании и осуществление процесса прессования по заданной программе. Комбинированное применение в конструкции устройства электромеханических и гидроприводов отвечает современным мировым тенденциям в производстве прессового оборудования и позволяет реализовать преимущества обоих видов приводов.

Рабочая площадь пуансона 22 (см. рис. 1) составляет 2144 мм². Пресс-форма предназначена

для установки на пресс силой 6,3 МН. Габаритные размеры прессуемого порошкового брикета составляют 160×70×8 мм³, после термообработки и разрезки его на отдельные части получают 40 пластин габаритными размерами 13×13×8 мм³. Полученные керамические пластины разрезают на отдельные пластинки и подвергают термической обработке.

Технология реализации работы устройства схематично представлена на рис. 2.

Контейнер 15 возвращается в исходное положение и устройство готово к работе.

В качестве примера приведена технология прессования заготовки из смеси порошка нитрида титана средним размером частиц 1 мкм, алюминиевого порошка со средним размером частиц 30 мкм и порошка кубического со средним размером частиц 7 мкм.

Исходная порошковая смесь (см. рис. 1, а) размещается в составной матрице 12, образованной нижним пуансоном 10, двумя боковыми пластинами 13, передней пластиной 11 и задней стенкой 14 контейнера 15. Возможны варианты, при которых заготовку предварительно нагревают до температуры $(0,3...0,7)T_{пл}$ путем пропускания электротока.

В контейнер 15 (см. рис. 1, а) засыпают порошковую смесь (TiN—Al—BN), проводят предварительное обжатие в пределах 70 % максимальной рабочей удельной силы P_p . Затем брикет нагревают до заданной температуры путем пропускания электротока (наружные поверхности стенок матрицы изолированы) и прикладывают рабочую удельную силу $P_p = 200$ МПа. По величине бокового давления $p_{бок}$ система ЧПУ формирует сигнал для начала бокового перемещения. Боковое давление определяется соотношением:

$$0,2P_p\xi \leq p_{бок} \leq 0,5P_p\xi, \quad (1)$$

где ξ — коэффициент бокового давления,

$\xi = \frac{\nu}{1-\nu^2}$, ν — коэффициент Пуассона.

Таким образом, по приложенной рабочей силе определяют боковую силу порошковой смеси в зоне изменения течения материала заготовки.

После контакта заготовки с верхним пуансоном 22 (см. рис. 2, а) боковой гидроцилиндр 9 перемещает клин 8 в сторону от нижнего пуансона 10, при этом последний опускается вниз на заданную величину Δ , равную назначенной толщине детали, с учетом упругого последействия последней.

При этом верхний пуансон 22 проталкивает заготовку до контакта с нижним пуансоном 10, а передняя пластина 11, под действием съемника 24 также опускается вниз до контакта с нижним пуансоном 10. При достижении заданного давления прессования распорные силы воздействуют на сборную матрицу (боковые 13 и передняя 11 пластины, задняя стенка контейнера 15)

и создают давление, которое перемещает боковые пластины в сторону перемещения верхнего пуансона 22, датчики бокового силового привода 25 срабатывают, и нижний пуансон 10 за счет перемещения клинового механизма 7 опускает вниз клин 8 на заданное расстояние, которое в дальнейшем остается неизменным по высоте, гарантируя стабильность процесса сдвига нижних слоев материала заготовки.

Величину противодействия упругих элементов 21 выбирают из расчета устойчивого контакта внутренних поверхностей пластин с материалом заготовки, но не более 1/3 осевого рабочего давления. Одновременно к контейнеру 15 прикладывают боковую силу $P_{бок}$, которая, с одной стороны, не превышает половины произведения рабочей силы и коэффициента бокового давления, с другой, — составляет не менее 0,2 этого произведения.

Дальнейшее перемещение верхнего пуансона 22 вниз деформирует заготовку, которая начинает раздаваться, воздействуя на боковые пластины 20, создает на их поверхности условия, при которых сила трения начинает перемещать пластины вниз, сжимая удерживающие их упругие элементы 21, что соответствует методу двухстороннего прессования. Материал заготовки заполняет все полости в зонах стыка пластин 20, 11 и боковой стенки контейнера 15 составной матрицы 12.

При достижении заданного условия всестороннего обжатия осуществляется перемещение контейнера 15 в горизонтальной плоскости посредством гидроцилиндра 18.

Скорость перемещения контейнера 15 выбираем из условия:

$$\vartheta_k > \frac{\rho_\sigma}{\rho_k} \vartheta_n, \quad (2)$$

где ρ_σ — относительная плотность предварительного уплотнения заготовки; ρ_k — относительная плотность конечного изделия 15; ϑ_n — скорость перемещения верхнего пуансона (устанавливают после предварительной прессовки заготовки).

Соотношение между скоростью движения стенок контейнера ϑ_k и скоростью перемещения пуансона ϑ_n определяем из условия полного заполнения металлом образующегося канала. Это условие выражается законом сохранения масс за равный промежуток времени Δt :

$$\rho_\sigma \Delta s_0 \vartheta_0 \Delta t = \rho_k \Delta s_0 \vartheta_k \Delta t, \quad (3)$$

где Δs_0 — площадь поперечного сечения заготовки; Δt — рассматриваемый промежуток времени деформирования заготовки.

Скорость перемещения стенок контейнера 15 выбираем из уравнения (2).

В случае, если скорость перемещения контейнера $\vartheta_k < \frac{\rho_\sigma}{\rho_k} \vartheta_n$ происходит полное заполнение

канала, но процесс прессования не устанавливается, так как скорость перемещения пуансона уменьшается. Вследствие этого истечение металла неравномерно, что снижает качество получаемого изделия.

При скорости перемещения контейнера

$$\vartheta_k > \frac{\rho_\sigma}{\rho_k} \vartheta_n \text{ происходит неполное заполнение кана}$$

ла и геометрия изделия не соответствует заданной.

Качественная проработка структуры материала в поперечном направлении достигается более равномерным истечением металла в готовом изделии в процессе прессования под воздействием сил трения со стороны стенок сборной матрицы 12, пуансонов 10, 22 и заготовки.

После полной выборки полости, образованной нижним пуансоном 10, планками 11, 13 и стенкой 14 контейнера 15, перемещение верхнего пуансона 22 и деформация заготовки прекращаются. Выполняется временная выдержка конечного положения деформирующего инструмента для снятия релаксационных внутренних напряжений отформованной детали.

Боковое давление определяем, согласно соотношению (1), в пределах:

$$20,4 \text{ МПа} \leq p_{бок} \leq 51 \text{ МПа}.$$

Скорость ϑ_n верхнего пуансона 22 в направлении сжатия заготовки составляла 12,5 мм/с, а скорость ϑ_k перемещения контейнера 15, согласно предварительным расчетам, варьировалась в соответствии с уравнением (2).

На первом этапе уплотнения пористой заготовки (см. рис. 2, а) при перемещении вниз верхнего пуансона 22 происходит уменьшение объема внутренней замкнутой полости сборной матрицы 12, в ходе которого изменяется взаимное расположение гранул за счет поворотов, перемещений и частичного заполнения пустоты, увеличивается деформирование гранул и сглаживается их контактная поверхность, разрушается оксидная пленка вследствие механических сцеплений. При дальнейшем повышении давления усиливается влияние межчастичной адгезии. Частицы, возможность деформации которых исчерпана, разрушаются, и происходит холодная сварка. Сокращение внутреннего объема сборной матрицы осуществляется до достижения заданных параметров, которые могут быть рассчитаны известным способом по объему или по давлению. В соответствии с увеличением сопротивления порошкового материала датчики управления посылают сигналы на исполнительные органы, связанные с устройствами перемещения пуансонов 10, 22 и двух боковых пластин 13.

Боковое перемещение контейнера 15 согласуется с вертикальным перемещением верхнего пуансона 22 при заданном напряженно-деформированном состоянии в объеме материала заготовки.

По окончании прессования детали перемещают верхнюю плиту 2 наверх, одновременно вертикальным гидроцилиндром 25 поднимаем съёмник 24 и выводим переднюю планку 11 из паза 23. Далее контейнер 15 гидроцилиндром 18 отводим в крайнее левое (см. рис. 2, в) положение, освобождаем деталь от сдавливания ее нижней плоскостью контейнера 15. После предварительной временной выдержки (1...2 с) контейнер 15 за счет бокового гидроцилиндра 18 перемещаем в крайнее левое положение. После чего клиновым механизмом 7 освобождаем сборную матрицу 12 от отформованной детали, поднимая деталь на уровень верхней плоскости нижней плиты 1.

Вследствие наложения на поверхность порошковой смеси перпендикулярно направленных деформирующих сил и эффекта противодействия боковой поверхности, на гранях заготовки в процессе ее деформации возникают тангенциальные силы трения, действующие навстречу друг к другу в плоскостях, параллельных осевой рабочей удельной силе P_p .

Устранение рыхлых зон в углах прессования, возникающих в результате сдвиговых деформаций под действием сил трения в пристеночных зонах, способствует дополнительному уплотнению периферийных зон материала заготовки и более равномерному распределению плотности по объему. Таким образом, поверхность изделия формируется боковыми гранями сборной матрицы, имеющими возможность перемещения в двух взаимно перпендикулярных направлениях (по вертикали и горизонтали), что приводит к устранению пассивного трения на рабочих стенках матрицы, более качественному уплотнению материала заготовки за счет дополнительного сдвига по границам контакта пластин и сдвиговых деформаций вследствие раздачи материала заготовки. Раздача заготовки происходит вследствие увеличения одного из ее горизонтальных размеров.

После контакта передней пластины 11 в полости 6 со стенкой нижней плиты 1 проводят временную выдержку (см. рис. 2, б), после чего верхний пуансон 22 и съёмник 24 поднимают наверх, освобождая переднюю пластину 11 от контакта с отформованной деталью. Далее перемещают контейнер 15 в крайнее левое положение, освобождая при этом отформованную деталь от ее контакта с контейнером 15 (см. рис. 2, в). После чего боковым нижним гидроцилиндром 9 клиновым механизмом 7 перемещают нижний пуансон 10 вверх и удаляют отформованную деталь из сборной матрицы 12 (см. рис. 2, г).

Деталь может быть удалена вручную, например, пинцетом, либо посредством перемещения контейнера 15 в исходное положение. При этом контейнер перемещает деталь до склиза 30 (см. рис. 1, а), по которому деталь за счет собственной массы самопроизвольно перемещается

в сборный лоток, откуда идет на пункт контроля.

Результаты экспериментальных исследований полученных пластин показали, что плотно сконцентрированная прессованная керамика после спекания обладает высокой твердостью (91...95 HRA).

Заключение. Разработано устройство для прессования тонкостенных длинномерных пластин из металлокерамической порошковой смеси методом осадки с радиальной раздачей за счет введения дополнительных боковых сдвиговых деформаций на контакте заготовки со вставками сборной матрицы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А. с. 1435399 СССР, МПК В 22 F 3/02, В 22 D 7/00. Устройство для изготовления периодических профилей / С.М. Вайцехович, А.А. Мишулин, Э.Б. Ашрафьян и др. № 4086500/23-02; заявл. 11.07.86; опубл. 07.11.88, Бюл. № 41. 2 с.
2. Вайцехович С.М. Пресс-инструмент для получения плоских изделий из порошковых материалов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1994. № 11. С. 20—22.
3. А. с. 1475772 СССР, МПК В 21 F 3/02. Способ прессования изделий из порошкообразного материала / С.М. Вайцехович, А.А. Мишулин, В.М. Михалевич и др. № 4253057/23-02; заявл. 13.04.87; опубл. 30.04.89, Бюл. № 16. 3 с.
4. А.с. 1675053 СССР, МПК В22F 3/02. Пресс-форма для прессования с раздачей заготовок из порошков / С.М. Вайцехович, В.М. Михалевич, М.В. Романихин и др. № 444403/02; заявл. 19.05.88; опубл. 07.09.91, Бюл. № 33. 4 с.
5. Вайцехович С.М., Бараев А.В., Кривенко Г.Г. Разработка способов деформирования порошковых материалов в пресс-формах с "плавающим" штамповым инструментом для получения заготовок под спекание // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. Том 15. № 8. С. 350—357.
6. А. с. 1694341 СССР, МПК В 22 F 3/02. Пресс-форма для прессования изделий из порошка / С.М. Вайцехович, В.М. Михалевич, М.В. Романихин и др. № 4625159/02; заявл. 09.11.88; опубл. 30.11.91, Бюл. № 44. 4 с.
7. Пат. 2036046 РФ, МПК В 21 J 5/00. Способ обработки металлов давлением / С.М. Вайцехович, В.М. Михалевич, М.В. Романихин; заявитель и патентообладатель Научно-производственное объединение Центральный научно-исследовательский институт по технологии машиностроения. № 4603720/08; заявл. 09.11.88; опубл. 27.05.95, Бюл. № 15. 3 с.
8. Заявка на изобретение 2020104975 от 06.03.2020 РФ, МПК В 22 F 3/02. Устройство для прессования тонкостенных пластин / С.М. Вайцехович, Ю.В. Власов, А.Ю. Журавлёв, Л.М. Овечкин, М.А. Прусаков, А.В. Руденков; заявитель ФГУП "НПО "Техномаш" имени С.А. Афанасьева.

*Сергей Михайлович Вайцехович, канд. техн. наук,
info@tmpro.ru;
Анатолий Иванович Кузин, д-р техн. наук;
Алексей Юрьевич Журавлёв*



УДК 621.771

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-5-218-222

С.Б. Арюлин, И.А. Лысина

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

Расчет температурного баланса алюминиевой полосы, получаемой на литейно-прокатном агрегате

Предложен расчет температурного баланса получения алюминиевой полосы на литейно-прокатном агрегате на участке от кристаллизатора машины непрерывного литья заготовок до маятникового прокатного стана.

Ключевые слова: литейно-прокатный агрегат; алюминиевый сляб; тепловой баланс; маятниковый прокатный стан.

The calculation of the temperature balance of obtaining the aluminum strip at the casting and rolling unit in the area from mould of the continuous casting machine to the pendulum rolling mill.

Keywords: casting and rolling unit; aluminum slab; heat balance; pendular rolling mill.

Введение. Температурный режим прокатки является важным технологическим параметром, определяющим условия реализации процесса горячей обработки металлов давлением. Во многом он определяется конструктивными особенностями стана — расположением основного технологического оборудования, техническими характеристиками его основных агрегатов и вспомогательного оборудования.

Температурный режим прокатки оказывает существенное влияние на механические свойства, сопротивление деформации, структуру и качество проката. Особое значение ему придают в *литейно-прокатных агрегатах* (ЛПА), в которых получение непрерывно-литой заготовки и ее прокатки совмещены в едином непрерывном процессе. В этом случае горячая прокатка ведется за счет использования теплоты металла, непрерывно выходящей из кристаллизатора *машины непрерывного литья заготовок* (МНЛЗ) обычно без дополнительного его нагрева.

Учитывая, что при совмещенном процессе скорость входа заготовки в прокатный стан определяется скоростью литья, которая в большинстве случаев не превышает 10 м/мин,

а также принимая во внимание необходимость размещения между МНЛЗ и станом вспомогательного оборудования, обеспечивающего технологический процесс, задача определения температуры начала прокатки металла является важной составляющей температурного баланса производства продукции на ЛПА.

Практика создания ЛПА, в которых разливка и прокатка металла совмещены в одном непрерывном процессе, показывает, что при выборе типа и состава прокатного оборудования разработчики в ряде случаев отдавали предпочтение стану периодической прокатки в виде черновой клетки.

В работе [1] приведены сведения о литейно-прокатном агрегате с планетарно-эксцентриковым станом, который благодаря своим конструктивным особенностям одновременно выполняет функцию обжимной и чистовой клетки. Выбор таких станов обусловлен рядом преимуществ, в первую очередь совместимостью по скоростному режиму с МНЛЗ и его способностью осуществлять большие деформации (80 %), замещая несколько обычных клеток. Высокие обжатия вызывают интенсивный разогрев прокатываемого металла в очаге

деформации, известно о повышении температуры стального проката в сортовом планетарном стане на 100...150 °С [2]. В связи с этим обстоятельством задаче определения повышения температуры металла за счет деформации в стане периодической прокатки следует уделить особое внимание.

Предложенная методика и результаты расчетов.

В рамках научного направления, сложившегося на кафедре "Оборудование и технологии прокатки" МГТУ им. Н.Э. Баумана, ведутся работы по созданию совмещенных литейно-прокатных агрегатов для производства полосы из цветных металлов. В качестве прокатного оборудования, учитывая ранее указанные преимущества, выбран стан периодического действия, который по кинематике своей работы относится к станам шаговой прокатки, или маятниковый прокатный стан.

Разработаны конструкции лабораторных и промышленных маятниковых станов. Конструкция и принцип работы маятникового прокатного стана рассмотрены в работах [3, 4]. Следует отметить, что, как и любой стан периодического действия, маятниковый стан имеет размещенную в общей с ним станине задающую клеть, представляющую из себя обычную клеть дуо. Задающая клеть сообщает слитку небольшое предварительное обжатие (10...15 %) и при этом обеспечивает необходимую величину подачи в зону деформации маятниковой клетки, а также удерживает заготовку от произвольного перемещения в процессе обжатия рабочими валками.

На рисунке представлен общий вид ЛПА с маятниковым прокатным станом.

Рассматриваемый ЛПА предназначен для получения алюминиевой полосы толщиной до

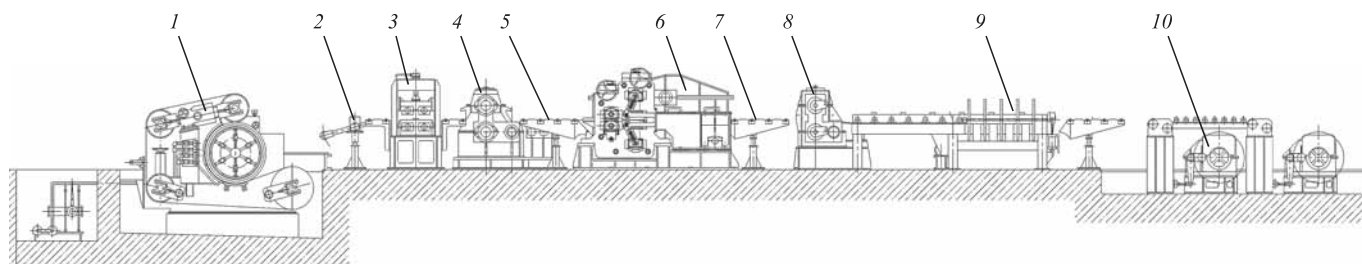
4 мм в виде листов или рулонов из непрерывно-литого сляба высотой $H_0 = 35$ мм и шириной $B_0 = 230$ мм.

Расплав алюминия через миксер по системе металлопроводов подается в приемную ванну литейной машины роторного типа, где кристаллизуется в слиток и выдается в виде непрерывной заготовки. Рабочая часть ротора выполнена в виде стального бандаж с выточкой по форме отливаемой заготовки. Стенки выточки и охватывающая ее бесконечная лента образуют "движущуюся изложницу", в которую подается жидкий металл. Для отвода теплоты кристаллизации бандаж изнутри, а лента снаружи охлаждаются проточной водой. Частота вращения литейного колеса может плавно изменяться от 0 до 1,6 мин⁻¹. Температура алюминиевого сляба на выходе из кристаллизатора $T_{сл} = 500$ °С (773,2 К). Скорость литья (скорость выхода слитка из кристаллизатора) $v_{сл} = 5$ м/мин (0,083 м/с).

Далее заготовка попадает на ролики петле-регулятора, выполненного в виде качающегося моста с противовесом, синхронизирующего скоростной режим литейной машины и маятникового стана. Мост имеет несколько холостых роликов, которыми он прижимается к отливаемой полосе. В процессе литья, при накоплении петли между литейной машиной и маятниковым станом, мост поднимается вверх.

Тянущие ролики состоят из одной пары приводных роликов и одной пары холостых роликов. Передний конец непрерывного слитка направляется через тянущие ролики к летучим ножницам.

В зависимости от качества слитка на ножницах от слитка отрезается несколько кусков,



Литейно-прокатный агрегат с маятниковым прокатным станом:

1 — литейная машина роторного типа; 2 — синхронизирующий мост; 3 — ролики тянущие; 4 — ножницы маятниковые летучие перед станом; 5 — промежуточный рольганг перед станом; 6 — маятниковый прокатный стан; 7 — промежуточный стол за станом; 8 — ножницы маятниковые летучие за станом; 9 — штабелер; 10 — участок смотки

после чего он направляется по рольгангу в задающую клеть маятникового стана. Расстояние от кристаллизатора до задающей клетки $L = 6,9$ м.

В задающих валках с диаметром $d_b = 324$ мм слитков, получив предварительное обжатие 14 %, с необходимой осевой силой через промежуточную проводку задается в маятниковую клеть, где производится окончательное обжатие заготовки в полосу необходимой толщины (4 мм), при этом суммарная логарифмическая деформация достигает значения

$$\ln\left(\frac{H_0}{H_1}\right) = 2 \quad (H_0 \text{ — высота полосы на входе}$$

в маятниковую клеть; H_1 — высота полосы на выходе из маятниковой клетки).

Прокатка в маятниковой клетке осуществляется за счет периодического обжатия заготовки парой рабочих валков, опирающихся на опорные планки и движущихся по сложной траектории. Эта траектория имеет обжимной и калибрующий участки, что обеспечивает получение готовой полосы непосредственно в маятниковой клетке. Готовая полоса через промежуточный рольганг проходит через маятниковые летучие ножницы, работающие в случае резки изделия на мерные длины и поступает на штабелер. Полоса также может поступать без порезки на мерные длины на участок смотки ее в рулоны.

Для определения изменения температуры алюминиевой полосы в процессе прокатки в маятниковой клетке с учетом того факта, что все параметры деформации по длине пробега рабочим валком зоны обжатия переменны, в том числе и сопротивление деформации, которое зависит от изменения температуры, необходимо знать температуру полосы, с которой она входит в маятниковую клетку. В данной работе предложена первая часть расчета температурного баланса получения алюминиевой полосы на ЛПА, а именно, расчет изменения температуры полосы на участке от кристаллизатора до маятникового стана.

Существующие методы исследования температурного поля металла при обработке давлением базируются на экспериментальном исследовании процесса с последующей статистической обработкой результатов, при этом получают эмпирические зависимости температуры металла от ряда технологических факторов. В специальной литературе [2, 5]

предложены различные методики определения составляющих температурного баланса металла при горячей прокатке, но применимость их ограничена тем фактом, что входящие в них расчетные выражения получены, как правило, для условий конкретного прокатного стана либо конкретного типа станов. На основе анализа известных методик, предложенных А.И. Целиковым, В.А. Тягуновым, Г.П. Иванцовым, В.И. Зюзиным, М.Я. Бровманом, А.Ф. Мельниковым, Н.Н. Крейндлиным, Ю.Д. Железновым, О. Павельски, Ш. Гелеи, С.Л. Коцарем, В.П. Полухиным, Р.И. Ритманом и др., были выбраны зависимости, наиболее близко отражающие условия процесса, описываемого в работе.

Температура сляба при его перемещении от кристаллизатора до входа в маятниковую клетку снижается вследствие теплоотдачи за счет лучеиспускания и конвекции, отдачи теплоты валкам задающей клетки при контакте с ними, а также увеличивается вследствие разогрева, вызванного работой деформации в задающей клетке.

Расчеты показали, что потерей температуры от контакта сляба с роликами вспомогательных механизмов (синхронизирующего моста, тянущего устройства, промежуточного рольганга перед станом) можно пренебречь. Также минимальны потери температуры между задающей и маятниковой клетью прокатного стана, расстояние между которыми всего 0,55 м. Вследствие этого температуру на входе в маятниковую клетку определяли из выражения

$$T_{вх} = T_{сл} - \Delta T_{л} - \Delta T_{к} - \Delta T_{в} + \Delta T_{д}, \quad (1)$$

где $T_{сл}$ — температура сляба на выходе из кристаллизатора МНЛЗ;

$\Delta T_{л}$ — потери температуры сляба за счет лучеиспускания;

$\Delta T_{к}$ — потери температуры сляба за счет конвекции;

$\Delta T_{в}$ — потери температуры сляба за счет отдачи теплоты валкам задающей клетки;

$\Delta T_{д}$ — повышение температуры сляба вследствие разогрева, вызванного работой деформации в задающей клетке.

Потери температуры сляба за счет лучеиспускания вычисляли по формуле

$$\Delta T_{л} = 10^{-8} \frac{C_{л}}{\gamma c} \frac{F_{л}}{V_{сл}} \tau_{л} T_{сл}^4, \quad (2)$$

где $C_{\text{л}}$ — коэффициент лучеиспускания алюминиевого сляба, $C_{\text{л}} = C_0 \varepsilon$, где C_0 — коэффициент лучеиспускания абсолютно черного тела; ε — степень черноты алюминиевого сляба; γ — плотность алюминия; c — удельная теплоемкость алюминия; $F_{\text{л}}$ — общая площадь поверхности лучеиспускания сляба, $F_{\text{л}} = 2(B_0 + H_0)L$; $V_{\text{сл}}$ — объем сляба; $\tau_{\text{л}}$ — время движения сляба от кристаллизатора до задающей клетки.

Потери температуры сляба за счет конвекции

$$\Delta T_{\text{к}} = \frac{2\alpha_{\text{к}}}{\gamma c} (T_{\text{сл}} - T_{\text{ср}}) \frac{\tau}{H_0}, \quad (3)$$

где $\alpha_{\text{к}}$ — коэффициент конвективной теплоотдачи, $\alpha_{\text{к}} = \frac{\text{Nu}\lambda}{L}$, где λ — коэффициент теплопроводности алюминиевого сляба; Nu — число Нуссельта; $T_{\text{ср}}$ — температура окружающей среды, для цеха горячей прокатки $T_{\text{ср}} = 30^\circ\text{C}$ (303,2 К).

Потери температуры сляба за счет отдачи теплоты валкам задающей клетки:

$$\Delta T_{\text{в}} = \frac{k_{\text{T}} l_{\text{к}} (T_{\text{вх}} - T_{\text{ц.в}})}{H_1 v_{\text{пр}} \gamma c}, \quad (4)$$

где k_{T} — коэффициент теплопередачи в контакте пары прокатываемый металл (алюминий)—валок (сталь); $l_{\text{к}}$ — длина дуги контакта металла с валком, $l_{\text{к}} = \sqrt{R_{\text{в}} \Delta h}$, где $R_{\text{в}}$ — радиус валка задающей клетки, $R_{\text{в}} = 162$ мм; Δh — абсолютное обжатие сляба в задающей клетки, $\Delta h = 5$ мм; $T_{\text{вх}}$ — температура прокатываемого металла на входе в задающую клетку; $T_{\text{ц.в}}$ — температура центра валков, $T_{\text{ц.в}} = 20^\circ\text{C}$; H_1 — высота полосы на выходе из задающей клетки; $v_{\text{пр}}$ — скорость прокатки в задающей клетки, $v_{\text{пр}} = 0,083$ м/с.

Повышение температуры сляба вследствие разогрева, вызванного работой деформации в задающей клетки, определяли из выражения

$$\Delta T_{\text{д}} = \frac{1}{\gamma c} p_{\text{ср}} \ln \frac{H_0}{H_1} \eta, \quad (5)$$

где $p_{\text{ср}}$ — среднее контактное давление в очаге деформации, $p_{\text{ср}} = 1,15\sigma_{\text{ф}} n_{\sigma}$, где $\sigma_{\text{ф}}$ — фактическое сопротивление деформации для алюминия, $\sigma_{\text{ф}} = 38$ МПа, определенное для относительного обжатия $\varepsilon = 14\%$, скорости деформации $u = 0,415 \text{ с}^{-1}$ и температуры входа сляба в зада-

ющую клетку с учетом ранее рассчитанных потерь на лучеиспускание и конвекцию; n_{σ} — коэффициент напряженного состояния, $n_{\sigma} = n'_{\sigma} n''_{\sigma} n'''_{\sigma} n_b$, где n'_{σ} — коэффициент влияния внешнего трения, для $\frac{l}{h_{\text{ср}}} < 1$ $n'_{\sigma} = 1$, $h_{\text{ср}} = \frac{H_0 + H_1}{2}$ — средняя высота полосы в очаге деформации; n''_{σ} — коэффициент влияния внеконтактных зон, равный $n''_{\sigma} = \left(\frac{l}{h_{\text{ср}}}\right)^{-0,4}$, для $\frac{l}{h_{\text{ср}}} = 0,8$ $n''_{\sigma} = 1,09$; n'''_{σ} — коэффициент, учитывающий натяжение полосы; поскольку прокатка ведется без натяжения: $n'''_{\sigma} = 1$; n_b — коэффициент влияния ширины полосы; поскольку $\frac{b_{\text{ср}}}{l} = 8,2 > 5$, $n_b = 1$; $\ln \frac{H_0}{H_1}$ — истинная деформация; η — коэффициент, учитывающий потери теплоты металлом в окружающую среду.

В таблице приведены теплофизические свойства алюминия, использованные при расчете температурного баланса.

Расчет, проведенный по формулам (2)—(5), показал следующие результаты:

— потери температуры сляба за счет лучеиспускания $\Delta T_{\text{л}} = 8^\circ\text{C}$;

— потери температуры сляба за счет конвекции $\Delta T_{\text{к}} = 41^\circ\text{C}$;

— потери температуры сляба за счет отдачи теплоты валкам задающей клетки $\Delta T_{\text{в}} = 13^\circ\text{C}$;

— повышение температуры сляба вследствие разогрева, вызванного работой деформации в задающей клетки $\Delta T_{\text{д}} = 2^\circ\text{C}$.

По выражению (1) определена температура на входе в маятниковую клетку $\Delta T_{\text{вх}} = 440^\circ\text{C}$.

Теплофизические свойства алюминия при температуре 500 °С

Параметр	Значение
Плотность γ , кг/м ³	2660
Удельная теплоемкость c , Дж/(кг·°С)	1176,7
Степень черноты алюминиевого сляба ε	0,11...0,19
Коэффициент конвективной теплоотдачи $\alpha_{\text{к}}$, Вт/(м ² ·К)	57,2
Коэффициент теплопроводности λ , Вт/(м·К)	218
Коэффициент потерь теплоты в окружающую среду η	0,8
Коэффициент теплопередачи в контакте полоса—валок k_{T} , Вт/(м ² ·°С)	$8,4 \cdot 10^3$

Заключение. Анализ результатов расчета составляющих теплового баланса алюминиевой полосы, получаемой на литейно-прокатном агрегате показал, что незначительный нагрев металла ($2\text{ }^{\circ}\text{C}$) за счет деформации в задающей клетке объясним небольшим обжатием (14%) и скорости деформации ($0,415\text{ с}^{-1}$).

Потери температуры ($13\text{ }^{\circ}\text{C}$) сляба за счет отдачи теплоты валкам задающей клетки обусловлены взаимной компенсацией влияния на температуру, с одной стороны, малой площади контакта полосы с валками (при $l_k = 0,028\text{ м}$) и небольшой скорости прокатки ($0,083\text{ м/с}$) — с другой.

Конвективные потери ($41\text{ }^{\circ}\text{C}$) в основном объясняются отношением $\tau/H_0 = 2,4$, т.е. достаточно тонкий алюминиевый сляб почти $1,5\text{ мин}$ (83 с) перемещается с небольшой скоростью на участке от кристаллизатора до задающей клетки, теряя теплоту за счет теплообмена с воздухом.

Потери температуры сляба за счет лучеиспускания ($8\text{ }^{\circ}\text{C}$) в большей степени определяются излучающей способностью алюминия при температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и времени излучения.

Расчеты показали, что при существующих скоростном и температурном режимах непрерывного литья на МНЛЗ алюминиевого сляба сечением $35\times 230\text{ мм}$ и компоновке вспомогательного оборудования ЛПА от МНЛЗ до за-

дающей клетки, обеспечивающего технологический процесс, не происходит неприемлемого охлаждения металла и в маятниковую клетку он поступает с температурой, достаточной для последующей высокой деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тонкослябовые** литейно-прокатные агрегаты для производства стальных полос: учебное пособие / В.М. Салганик, И.Г. Гун, А.С. Карандаев, А.А. Радионов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. 506 с.
2. **Теория** непрерывной продольной прокатки: учебное пособие / Г.С. Никитин. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. 399 с.
3. **Арюлин С.Б., Халипов И.В.** Определение величины и направления сил, действующих на рабочий валок маятниковой прокатной клетки // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 5. С. 23—26.
4. **Арюлин С.Б., Халипов И.В.** Определение профиля опорного валка маятникового прокатного стана // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 8. С. 31—35.
5. **Румянцев М.И., Шубин И.Г., Носенко О.Ю.** Конструирование модели для расчета температуры низколегированных сталей при прокатке на ШСГП // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2007. № 1. С. 54—57.

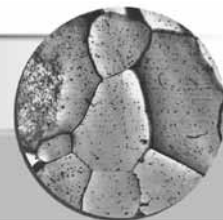
*Сергей Борисович Арюлин,
sergei.boricovich@yandex.ru;
Игорь Александрович Лысина*

Уважаемые читатели!

Сообщаем о переносе сроков проведения в Центральном выставочном комплексе "Экспоцентр" следующих международных выставок:

"Металлообработка—2020" — на 24—28 мая 2021 года;

"Литмаш. Россия—2020" — на 8—10 июня 2021 года.



УДК 669.017

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-5-223-230

В.С. Муратов, Н.С. Якимов

(Самарский государственный технический университет)

Особенности формирования структуры и свойств высокопрочной стали 30ХГСН2А при изготовлении гидравлических поглощающих аппаратов*

Исследованы причины преждевременного разрушения гидравлических поглощающих аппаратов, изготавливаемых из высокопрочной стали 30ХГСН2А и используемых на транспортных средствах. Выработаны рекомендации по корректировке режимов финишной термической обработки корпусов и поверхностной обработки штоков, обеспечивающие улучшение микроструктуры и требуемый уровень свойств стали, а также надежную работу аппаратов.

Ключевые слова: высокопрочная сталь; гидравлический поглощающий аппарат; разрушение; термическая обработка; хромирование; структура; свойства.

The causes of premature failure of liquid dampers made of high-strength steel 30KhGSN2A and used on vehicles are studied. Recommendations are developed on adjusting the modes of finishing heat treatment of barrels and surface treatment of rods, providing improved microstructure and the required level of steel properties, as well as reliable operation of the dampers.

Keywords: high-strength steel; liquid damper; failure; heat treatment; chromium plating; structure; properties.

При изготовлении изделий, работающих в условиях высоких нагрузок, находят применение высокопрочные комплексно-легированные стали. Используемые при этом технологические процессы многоступенчатые и носят по воздействию на материал комбинированный характер. Ряд этапов активно воздействует на структуру сталей, определяя их свойства и, в дальнейшем, работоспособность изделий [1, 2]. К таким этапам относятся: выплавка стали и операции формоизменения [3], термическая обработка деформированных заготовок [4], финишная термическая обработка [5, 6], операции поверхностной обработки [7].

Для обеспечения высокой работоспособности тяжело нагруженных изделий необходима тщательная отработка режимов всех перечисленных этапов. Нерациональные режимы на одном или ряде этапов обработки приводят,

как правило, к разрушению изделий на ранних стадиях эксплуатации или даже в ходе приемосдаточных испытаний.

В качестве объекта исследования выбраны корпуса и штоки из стали 30ХГСН2А поглощающих (демпфирующих) аппаратов гидравлического типа (общая схема показана на рис. 1), применяемых на транспортных средствах.

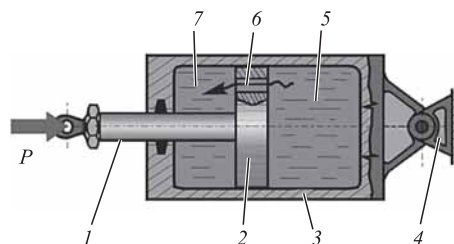


Рис. 1. Схема гидравлического поглощающего аппарата:

1, 2 — шток с поршнем; 3 — корпус (гидроцилиндр); 4 — опора; 5, 7 — камеры корпуса; 6 — калиброванные отверстия в поршне

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ по проекту № 19-38-90172.

Приложенная сила P перемещает шток с поршнем (1, 2) внутри корпуса 3, который заполнен рабочей жидкостью и закреплен на опоре 4. Рабочая жидкость вытесняется поршнем штока 2 из камеры 5 корпуса через калиброванные отверстия 6 в камеру 7. При этом работа силы P на перемещение штока затрачивается на преодоление гидравлического сопротивления при перетекании жидкости. Также преодолеваются силы трения подвижных частей устройства, происходит разогрев жидкости, тепло от которой рассеивается в пространство. Все это позволяет частично гасить энергию удара, снижать продольные растягивающие и сжимающие нагрузки, воздействующие на элементы конструкции транспортно-средства.

Данный тип устройств работает в тяжелых условиях. Максимальная внешняя нагрузка может достигать 3,0 МН, а ресурс по количеству введенной энергии должен составлять не менее 250 МДж [8].

Процесс изготовления корпусов поглощающих аппаратов включает в себя выплавку стали, получение горячекатаных прутков диаметром 238 мм и их отжиг на металлургическом предприятии; далее на машиностроительном предприятии проводят необходимую механическую обработку, сварку, финишную термическую обработку (закалку и отпуск). Штоки после финишной термической обработки подвергают электролитическому хромированию.

Цель работы — достижение высокой надежности работы поглощающих аппаратов, для этого исследовано установление причин их преждевременного разрушения, отработаны технологические режимы, формирующие такое состояние стали по химическому составу, структуре и свойствам, которое исключает подобные случаи.

Проанализированы результаты приемосдаточных испытаний поглощающих аппаратов, в процессе которых они подвергаются статическому сжатию со скоростью, не превышающей 0,05 м/с. В ходе испытаний определены конструкционный ход (максимально допустимый рабочий ход штока, не приводящий к повреждению или разрушению элементов конструкции), показатели силовой характеристики (силу начальной затяжки, силу

закрытия, силу возврата), энергетические показатели аппарата.

В процессе указанных испытаний отмечены неоднократные случаи разрушения корпусов аппаратов. На рис. 2, а приведен разделенный на отдельные фрагменты корпус после разрушения. Зона начала разрушения находится в донной части корпуса (рис. 2, б); далее траектория развития трещины проходит по фрагменту № 3 (см. рис. 2, а, справа налево). В этом же фрагменте корпуса выявлены области с минимальным уровнем твердости 33 HRC.

Поверхность излома корпуса имеет вязкий статический характер без признаков металлургических дефектов. Отчетливый шевронный рельеф излома позволяет выявить начало и направление распространения трещин [9]. Разрушение развивается от донной части корпуса по его образующей вдоль волокон макроструктуры.

Определены значения механических свойств в донной части корпуса, подвергнутого разрушению: $\sigma_B = 1116$ МПа (≥ 1570 МПа); $\delta = 14,4$ % ($\geq 8,0$ %); $\varphi = 44,3$ % ($\geq 35,0$ %); $KCU = 247$ кДж/м² (≥ 390 кДж/м²); $HV = 3150$ МПа (≥ 4170 МПа). Испытания проведены на продольных образцах; в скобках указан требуемый уровень свойств согласно нормативным документам. Видно, что у стали выявлены недопустимо низкие значения σ_B , HV и KCU .

Используемый типовой режим финишной термической обработки корпусов следующий: температура закалки (900 ± 10) °С (применяется четырехступенчатый нагрев), время выдержки при температуре закалки 190...200 мин, охлаждение в масле (с барботажем), температура последующего отпуска 230...270 °С, выдержка 240 мин, охлаждение на воздухе.

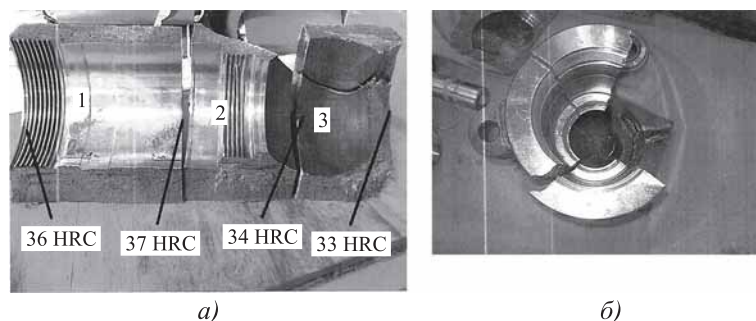


Рис. 2. Разрушенный при приемосдаточных испытаниях корпус поглощающего аппарата, изготовленного из стали 30ХГСН2А: а — разделенный на фрагменты корпус; б — донная часть корпуса

Недопустимо низкие конечные свойства стали связаны с нерациональностью типовых режимов финишной термической обработки или их нарушениями [10] либо в формировании такого состояния стали по химическому составу или структуре и свойствам на предшествующих этапах технологического процесса (в данном случае выплавки стали и получении деформированной заготовки, операциях промежуточной термической обработки), которое не позволяет достигнуть заданного уровня свойств при финишной термической обработке.

Исследована структура горячекатаных прутков в состоянии поставки (после отжига). В прутках отсутствовали общая и краевая пятнистая ликвация, подсадочная ликвация, подкорковые пузыри и межкристаллитные трещины. Точечная неоднородность, центральная пористость и ликвационный квадрат соответствуют баллу 2. Размер зерна — балл 8, твердость НВ = 2240...2480 МПа. При этом показатели структуры и твердости соответствуют требованиям нормативных документов. Поскольку прутки поставляются в обточенном состоянии, то поверхностный обезуглерожженный слой отсутствует.

Исследованы также свойства поперечных образцов, вырезанных из прутков нескольких партий в горячекатаном состоянии. Образцы термически обработаны по режиму: температура закалки 910 °С, охлаждение в масле, температура отпуска 280 °С, охлаждение на воздухе.

Результаты испытаний образцов приведены в табл. 1. Из представленных результатов видно, что получаемые после термической обработки образцов механические свойства также соответствуют требованиям.

Опико-эмиссионным методом проведен химический анализ образцов стали, вырезанных из разрушенных корпусов. Результаты анализа представлены в табл. 2.

Содержание углерода, основных легирующих элементов и вредных контролируемых примесей (серы и фосфора) в стали соответствует нормативным документам. Содержание азота в отдельных участках сечения корпуса значительно превышает допустимый уровень ($\leq 0,012$ % мас.) и результаты определения по ковшовой пробе (0,01...0,009 мас. %) при выплавке стали. Следует отметить значительное общее содержание легкоплавких примесей (олово, свинец, мышьяк, сурьма), достигающее 0,025 % мас., однако уже при их содержании 0,003...0,005 % мас. ухудшаются свойства легированных сталей (прежде всего пластичность и вязкость) [11–13].

Так как количество легирующих элементов и ряда примесей (сера, фосфор, азот) в ходе выплавки стали определяется по ковшовой пробе, а количество легкоплавких случайных примесей не контролируется, то появление зональных ликваций этих элементов количественно не оценивается. При этом проведенный опико-эмиссионный анализ различных участков се-

1. Механические свойства термически обработанных образцов, вырезанных из прутков стали 30ХГСН2А

Образцы	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	φ	НВ, МПа	КСУ, кДж/м ²
	МПа		%			
Прутки семи плавов	1590...1670	1390...1470	8,0...13,0	35,0...54,0	4600...4950	400...680
Нормативный документ	≥ 1570	≥ 1375	$\geq 8,0$	$\geq 35,0$	≥ 4440	≥ 390

2. Содержание углерода, основных легирующих элементов и примесей в стали 30ХГСН2А (образцы из разрушенных при испытаниях корпусов), % мас.

Углерод	Основные легирующие элементы						
С	Si	Mn	Cr	Ni			
0,29...0,33	0,96...1,02	1,02...1,10	1,04...1,16	1,42...1,52			
Примеси							
P	S	As	Pb	Sb	Sn	Ca	N
0,004...0,012	0,001...0,005	0,003...0,006	0,001...0,002	<0,005	0,008...0,012	0,0002...0,0004	От <0,001 до 0,041

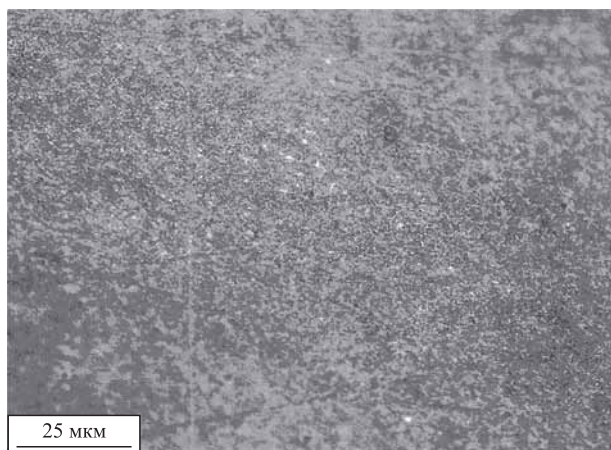


Рис. 3. Микроструктура стали 30XГСН2А после типовой финишной термической обработки (образец из донной части разрушенного при испытаниях корпуса)

чения корпусов из стали 30XГСН2А выявил существенную неоднородность в распределении азота и ряда легкоплавких примесей.

Известно [14–17], что азот, во-первых, активирует диффузию углерода и кислорода в сталях, а во-вторых, связывает в нитриды марганец и хром. В связи с этим следует ожидать роста интенсивности обезуглероживания поверхности детали и уменьшения прокаливаемости в участках с повышенным содержанием азота.

Проведенные исследования это подтверждают. Микроструктура стали в донной части корпуса, разрушившегося при испытаниях, представляет собой троостомартенсит с областями свободного феррита (рис. 3), что подтверждает недостаточную прокаливаемость стали в указанной части корпуса. На поверхности корпуса установлено также наличие обезуглероженного слоя глубиной до 1,5 мм.

Таким образом, появление зональной ликвации азота в процессе выплавки и горячей прокатки стали количественно не контролируется и может возникать непредсказуемо. Поэтому актуальна задача корректировки режимов финишной термической обработки корпусов из стали 30XГСН2А в направлении нивелирования негативного влияния зональной ликвации на прокаливаемость и обезуглероживание, уровень формируемых свойств.

Проведены исследования, в которых варьировали температуру нагрева под закалку T_3 от 850 до 920 °С, время выдержки τ_3 при T_3 от 120 до 180 мин, температура отпуска T_0 составляла 210 °С, время выдержки τ_0 при T_0 изменяли

в интервале 180...200 мин. Проведена также закалка в вакуумной печи по режиму: $T_3 = 900$ °С, $\tau_3 = 360$ мин, охлаждение в масле.

Дополнительно исследована возможность повышения уровня свойств стали до необходимых значений (если первый цикл финишной термической обработки их не обеспечил) проведением повторной термической обработки. Выполнена также оценка целесообразности предварительной нормализации (температура $T_n = 900$ °С, время выдержки $\tau_n = 180$ мин) перед закалкой.

Приемлемость реализованного режима термической обработки первоначально оценивали по поверхностной твердости корпуса, которая по нормативным документам должна составлять 4150...5000 МПа. Для режимов, обеспечивающих данную твердость, определяли значения механических свойств в теле корпуса.

Проведена оценка возможности и необходимости назначения дополнительного припуска на механическую обработку после финишной термической обработки (за исключением закалки в вакуумной печи). Даны рекомендации по увеличению припуска до 1 мм (ранее использовали припуск 0,4...0,7 мм). Это дополнительно снижает вероятность нежелательного влияния обезуглероживания. Вследствие этого после финишной термической обработки до замера твердости поверхность зачищали на глубину 1 мм. После термической обработки с закалкой в вакууме глубина зачистки составляет 0,2...0,3 мм.

В табл. 3 представлены результаты определения поверхностной твердости корпусов после различных режимов термической обработки. Каждый режим термической обработки реализовывался на партии корпусов (не менее 12 штук).

Из результатов табл. 3 следует, что получение полностью годных партий корпусов обеспечивают режимы обработки № 9 и № 10. Использование режима № 9 в качестве повторной термической обработки позволяет исправлять неудовлетворительные результаты обработки по другим режимам (см. режимы обработки № 2, 4, 6 и 8).

В табл. 4 приведены значения механических свойств корпусов, обработанных по режимам № 9 и № 10. Из данных табл. 4 следует, что режимы финишной термической обработки

**3. Твердость поверхности корпусов из стали 30ХГСН2А
после финишной термической обработки по различным режимам**

Номер режима	Ступень термической обработки			Твердость на поверхности НВ, МПа	Количество годных деталей, %
	I	II	III		
1	$T_3 = 920 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 120 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180...200 \text{ мин}$	—	—	3830...4050	0
2	$T_3 = 920 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 120 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180...200 \text{ мин}$	$T_3 = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180 \text{ мин}$	—	4450...4750	100
3	$T_H = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_H = 180 \text{ мин}$, охлаждение на воздухе до $100 \text{ }^\circ\text{C}$	$T_3 = 850 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180 \text{ мин}$	—	3830...3930	0
4	$T_H = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_H = 180 \text{ мин}$, охлаждение на воздухе до $100 \text{ }^\circ\text{C}$	$T_3 = 850 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180 \text{ мин}$	$T_3 = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180 \text{ мин}$	4350...4750	100
5	$T_3 = 930 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 120 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180...200 \text{ мин}$	—	—	3910...4250	22
6	$T_3 = 930 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 120 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180...200 \text{ мин}$	$T_3 = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180 \text{ мин}$	—	4450...4750	100
7	$T_3 = 870 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180...200 \text{ мин}$	—	—	4050...4400	50
8	$T_3 = 870 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180...200 \text{ мин}$	$T_3 = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180 \text{ мин}$	—	4300...4570	100
9	$T_3 = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 180 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 180 \text{ мин}$	—	—	4170...4750	100
10	Нагрев в вакууме, $T_3 = 900 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 360 \text{ мин}$; $T_0 = 210 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_0 = 240 \text{ мин}$	—	—	4450...4830	100

4. Механические свойства корпусов из стали 30ХГСН2А, обработанных по режимам № 9 и № 10

Номер режима (см. табл. 3)	σ_B , МПа	δ , %	KCU , кДж/м ²
9	1600...1680	12,8...13,2	790...820
10	1770...1780	12,8...13,6	860...920

№ 9 и № 10 обеспечивают значения механических свойств, установленные нормативными документами (см. табл. 1). В донной части корпуса после финишной термической обработки по режиму № 9 сталь имеет микроструктуру — мартенсит отпуска (рис. 4), что подтверждает достаточную прокаливаемость стали.

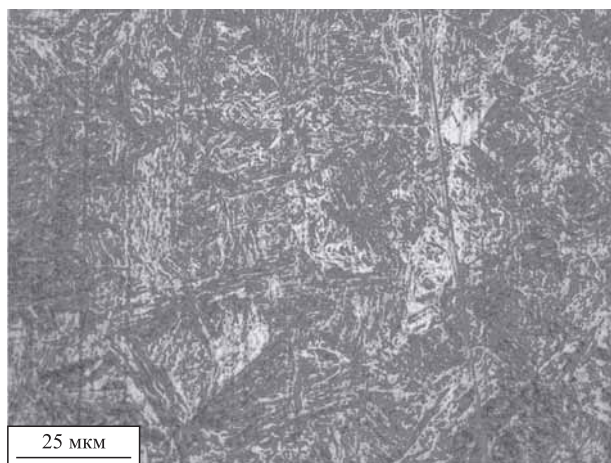


Рис. 4. Микроструктура стали 30ХГСН2А в донной части корпуса после финишной термической обработки по режиму № 9

Предлагаемые режимы финишной термической обработки предусматривают уменьшение длительности выдержки при T_3 , снижение T_0 до 210 °С и τ_0 . Уменьшение τ_3 обеспечивает меньшую глубину обезуглероженного слоя, что делает возможным полное его удаление при назначении припуска на механическую обработку 1 мм. При оценке влияния τ_3 на прокаливаемость сталей, содержащих избыток азота, следует учитывать два момента. Снижение τ_3 позволяет сохранять большее количество нитридов марганца и хрома, что, с одной стороны, связывает азот и уменьшает скорость диффузии углерода, а это должно повышать прокаливаемость; с другой стороны, связывая марганец и хром, нитриды снижают прокаливаемость стали. Оптимальное для прокаливаемости время выдержки τ_3 должно приводить к наилучшему результату действия этих факторов, что и происходит при $\tau_3 = 180$ мин.

Снижение T_0 и τ_0 приводит к уменьшению степени распада мартенсита, что позволяет повысить твердость стали и скомпенсировать ее возможное снижение в случае проявления обезуглероживания в сталях с повышенным количеством азота, если сокращение τ_3 не позволяет полностью исключить недопустимое обезуглероживание.

В случае преждевременного разрушения корпусов поглощающих аппаратов при их эксплуатации очаг разрушения расположен на внутренней поверхности

корпуса и далее разрушение развивается вдоль его образующей (рис. 5, а).

Строение излома соответствует усталостному разрушению (рис. 5, б). На поверхности излома выявляются три зоны: 1) зона фокуса излома (фокус трещины), для которого характерна светлая заглаженная область концентрической формы; 2) зона ускоренного развития трещины, которая имеет явную границу и содержит радиальные бороздки, берущие начало в фокусе излома; 3) зона долома, распространяющаяся вдоль волокон структуры стали и образующая шевронный узор. Направленность ступенек данного узора позволяет определить траекторию окончательного разрушения корпуса — вдоль его образующей в противоположные стороны от второй зоны.

В области зарождения усталостной трещины на внутренней поверхности корпуса обнаружены продольные задиры, оставленные штоком с поршнем (рис. 6, а). В местах задиров установлено наличие трещин (рис. 6, б) и вдавленные в поверхность корпуса частицы хромового покрытия (рис. 6, в). Твердость хромовых частиц 61 HRC. Непосредственно после электролитического нанесения хромовое покрытие имеет толщину около 90 мкм, которое затем сошлифовывают до 30...60 мкм.

Как показали исследования, уровень механических свойств разрушившихся при эксплуатации корпусов полностью соответствует нормативным документам. Причинами разрушения следует считать разрушение хромового покрытия штока с поршнем, возникновение задиров на поверхности корпуса и зарождение в области задира усталостной трещины.

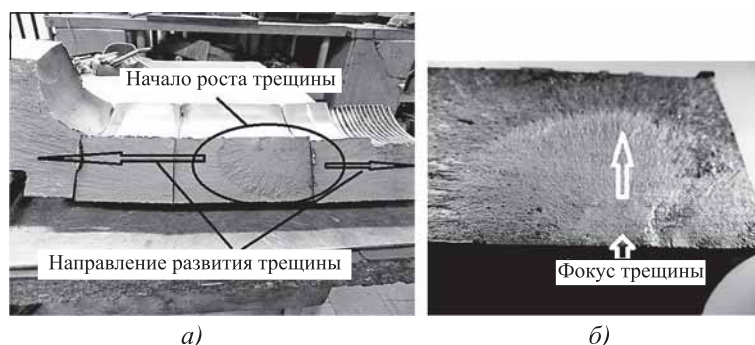


Рис. 5. Поверхность разрушения преждевременно разрушенного корпуса поглощающего аппарата в процессе эксплуатации:

а — вся поверхность; б — зона начала разрушения (внутренняя поверхность корпуса — нижняя, темная)

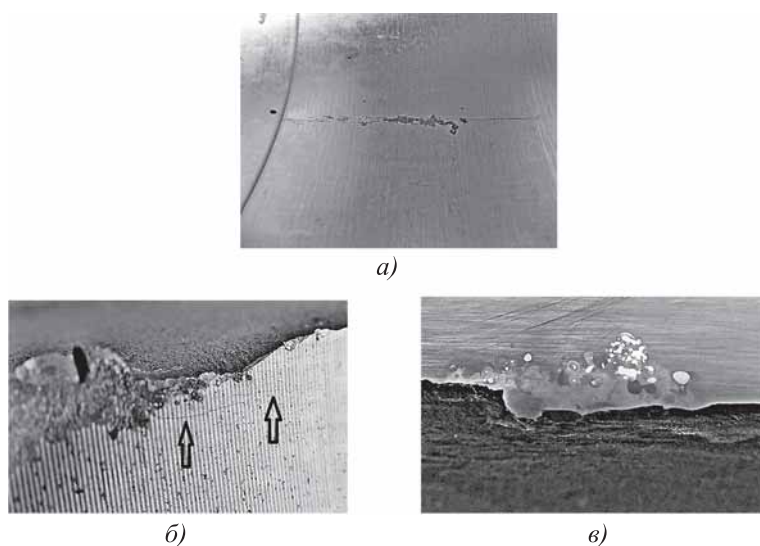


Рис. 6. Области задигов на внутренней поверхности корпуса:
а — дефект; *б* — трещины в месте задира; *в* — частицы хромового покрытия

Поскольку хромовое покрытие имеет очень высокую прочность сцепления с металлом-подложкой, то хромированное изделие представляется как объект, свойства поверхностного слоя которого определяются уровнем свойств именно слоя хрома. При электроосаждении хрома происходит интенсивное насыщение образующегося покрытия водородом. Предусмотренное для штоков обезводороживание (температура 180...190 °С, выдержка 120...180 мин) недостаточно полно реализует удаление водорода. Целесообразно увеличение температуры до 200...230 °С и времени выдержки до 300...360 мин, что допустимо при исключении снижения твердости и прочности стали вследствие отпускных процессов.

Причиной разрушения хромового покрытия является его замедленное разрушение, как находящегося продолжительное время под статической нагрузкой объекта. Негативное действие водорода главным образом проявляется при низких скоростях приложения нагрузки в течение длительного времени. Нельзя полностью исключать и влияние пониженных износостойкости и (или) прирабатываемости покрытия из-за возможных несоответствий в подготовке поверхности штока с поршнем или технологии нанесения покрытия. Следует считать оправданными рекомендации о замене операции электролитического хромирования на более современные и технологически стабильные процессы поверхностной обработ-

ки штоков с поршнем, например, способами термического напыления (сверхзвуковым газопламенным напылением в модификации HVOF или плазменным) [18—20].

Выводы

1. Повышенное содержание азота в отдельных участках корпусов поглощающих аппаратов, изготовленных из стали 30ХГСН2А, которое может формироваться при выплавке стали и получении горячекатаных прутков, обуславливает ее пониженную прокаливаемость и повышенную склонность к обезуглероживанию. Вследствие этого финишная термическая обработка по типовым режимам не позволяет обеспечить требуемый уровень механических свойств данных участков корпусов, которые разрушаются в ходе приемосдаточных испытаний.

2. Проведена коррекция режимов финишной термической обработки корпусов, предусматривающая использование уменьшенного времени выдержки (180 мин) при температуре закалки 900 °С и температуры отпуска 210 °С при длительности 180 мин. Такая обработка обеспечивает необходимые значения механических свойств стали даже при возникновении случаев пониженной зональной степени чистоты стали по азоту и легкоплавким примесям.

Рекомендовано увеличение размера припуска на механическую обработку после термической обработки до 1 мм, что служит дополнительной гарантией получения требуемой поверхностной твердости. Достаточный уровень механических свойств может быть получен при реализации нагрева стали под закалку в вакууме.

3. Формирование на штоке с поршнем гальванического хромового покрытия пониженной прочности и его разрушение приводят к повреждению внутренней поверхности корпуса (возникновению задигов) и последующему его разрушению в ходе эксплуатации. Рекомендовано более полное обезводороживание покрытия (увеличение температуры процесса до 200...230 °С и времени выдержки до 300...360 мин) и повышение стабильности его качественных показателей. Целесообразна

замена электролитического хромирования на прогрессивный способ термического напыления покрытий (сверхзвуковой газопламенный или плазменный).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Cantor B., Asseider H., Grant P.** Aerospace Materials. CRC Press, 2001. 312 p.
2. **Callister William D.** Fundamentals of Materials Science and Engineering. JohnWiley & Sons, Inc., 2008. 911 p.
3. **Campbell F.C.** Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials. Elsevier Ltd., 2006. 593 p.
4. **Study on Spheroidization and Related Heat Treatments of Medium Carbon Alloy Steels / S.R. Harisha, Sathyashankara Sharma, U. Achutha Kini, M.C. Gowri Shankar // MATEC Web of Conferences.** <https://doi.org/10.1051/mateconf/201814402008>.
5. **Rokicki P.** Induction hardening of tool steel for heavily loaded aircraft engine components // Arch. Metall. Mater. 2017. 62. 1. P. 315–320.
6. **Shi Da Suna, Daniel Fabijanic, Cameron Barra et al.** In-situ quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser clad AISI 420 stainless steel powder on 300M steel substrates // Surface & Coatings Technology. 2018. 333. P. 210–219.
7. **Montemor M.F.** Functional and smart coatings for corrosion protection: A review of recent advances // Science Direct Surface & Coatings Technology journal. URL: <http://www.elsevier.com/locate/surfcoat>.
8. **ГОСТ 32913–2014.** Аппараты поглощающие сцепных и автосцепных устройств железнодорожного состава. Технические условия и правила приемки. М.: Стандартинформ, 2015. 9 с.
9. **РД 50-672–88.** Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов излома металла. М.: Изд-во стандартов, 1988. 21 с.
10. **Sun L., Simm T.H., Martin T.L. et al.** A novel ultra-high strength maraging steel with balanced ductility and creep resistance achieved by nanoscale b-NiAl and Laves phase precipitates // Acta Materialia journal. URL: <http://www.elsevier.com/locate/actamat>.
11. **Анохина Н.К.** Структурообразование, свойства и способы повышения горячей пластичности нержавеющей аустенитных хромоникелевых сталей, содержащих свинец: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Свердловск, 1984. 27 с.
12. **Влияние** зональной ликвации на формирование структуры и свойств труб нефтегазового сортамента из высокопрочных среднеуглеродистых низколегированных сталей / С.А. Мусихин, С.В. Беликов, М.А. Швецов, И.А. Степанов. URL: http://www.elar.urfu.ru/bitstream/10995/41892/1/sch_met_XVI_2015_2_051.
13. **Харлашин П.С., Шумилов М.А., Якушечкин Е.И.** Влияние мышьяка на свойства металлических систем и качество стали. К.: Вища школа, 1991. 343 с.
14. **Мухачева Т.Л., Дьяков И.Г., Белкин П.Н.** Особенности двухкомпонентного насыщения конструкционных сталей азотом и углеродом при анодном электролитном нагреве // Вопросы материаловедения. 2009. № 2 (58). С. 38–45.
15. **Коммандер Дж., Винзор М., Биркс Дж.** Проблемы физики и химии твердого состояния органических соединений. М.: Мир, 1968. 475 с.
16. **Кристал М.А., Волков А.И.** Многокомпонентная диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1985. 176 с.
17. **Кан Р.У., Хаазен П.Т.** Физическое материаловедение. Т 2. М.: Металлургия, 1987. 624 с.
18. **Denga Wen, Lia Shuangjian, Houa Guoliang et al.** Comparative study on wear behavior of plasma sprayed Al₂O₃ coatings sliding against different counterparts // Science Direct Ceramics International journal. URL: <http://www.elsevier.com/locate/ceramint>.
19. **Beyond Traditional Coatings: A Review on Thermal-Sprayed Functional and Smart Coatings / D. Tejero-Martin, M. Rezvani Rad, A. McDonald, T. Hussain. J. Therm // Journal of Thermal Spray Technology.** 2019. Vol. 28. Iss. 4. P. 598–644. <https://doi.org/10.1007/s11666-019-00857-1>.
20. **Pawlowski Lech.** Finely grained nanometric and submicrometric coatings by thermal spraying: A review // Surface and Coatings Technology. 2008. 202. P. 4318–4322.

*Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук,
ftf@samgtu.ru;
Николай Сергеевич Якимов*

М.П. Барышников, А.С. Ишимов, Е.В. Лопатина, Л.В. Носов, И.Е. Зникин
(Магнитогорский государственный технический университет им Г.И. Носова)

Выбор режима электролитического полирования углеродистых сталей

Исследованы режимы электролитического полирования углеродистых сталей на примере стали 20 на установке LectroPol-5 с использованием электролита химического состава 90 % C_4H_{100} и 10 % $HClO_4$. Электролитическое полирование позволяет получить качественную поверхность для металлографического анализа.

Ключевые слова: электролитическое полирование; металлография; микроструктурный анализ.

The electrolytic polishing modes of carbon steels on example steel 20 on the installation LectroPol-5 using electrolyte of chemical composition of 90 % C_4H_{100} and 10 % $HClO_4$ are studied. Electrolytic polishing provides high-quality surface for metallographic analysis.

Keywords: electrolytic polishing; metallography; microstructural analysis.

Введение. Электролитическое полирование — это процесс обработки поверхности металлов, в результате которого уменьшается шероховатость и появляется зеркальный блеск [1].

При электролитическом полировании происходит анодное растворение поверхности металла в процессе электролиза. Данный способ относится к модифицированию поверхности. Поверхность электрополированных материалов должна быть гладкой, светлой и блестящей, без растравливания, прижогов, трещин, не отмытых солей, продуктов коррозии в соответствии с ГОСТ 9.301—86.

Авторы Х. Вашуль, А.И. Самохоцкий и М.Н. Кунявский, М. Беккерт и Х. Клемм предлагают при проведении металлографических исследований применять поверхность, с зеркальным блеском, полученную методом электролитического полирования. Согласно ГОСТ Р ИСО 643—2015, ГОСТ Р ИСО 4967—2015 исследуемая поверхность должна быть отполирована, не иметь царапин, рисок и каких-либо загрязнений, так как это приводит к некорректным результатам металлографического анализа.

Механическая пробоподготовка имеет много преимуществ, но не обеспечивает получения требуемой поверхности материала для EBSD-анализа. Это связано с деформируемым слоем, образующимся от дисперсности частиц шлифовальной бумаги. При механической полировке на суспензиях есть возможность заполировать царапины. Электролитическое полирование убирает поверхностный деформируемый слой и обеспечивает поверхность для EBSD-анализа.

В работах В.В. Масловского и П.Д. Дудко, Л.Я. Попилова, С.Я. Грилихеса достаточно подробно изучены физико-химические основы

электролитических процессов формирования зеркального блеска на поверхности. Однако этих данных оказалось не достаточно для выбора режима электролитического полирования, так как описаны механизмы анодного полирования, причины возникновения блеска в процессе анодной обработки. Для практической реализации электролитического полирования каждого материала необходимо подобрать вольт-амперную характеристику.

Цель работы — подбор режима электролитического полирования для углеродистых сталей.

Проведены следующие исследования: сравнение параметров микроструктуры (балл зерна, средний диаметр зерна, средняя площадь зерна и др.), построены дифракционные картины Кикучи-линий поверхности после механической подготовки поверхности и электролитического полирования. Основная задача состояла в определении режима электролитического полирования, который обеспечит требуемое качество поверхности материала для металлографического анализа в соответствии с ГОСТ 5639—82, ГОСТ Р ИСО 643—2015, ГОСТ Р ИСО 4967—2015.

Исследование проведено в ЦКП НИИ "Наностали" при Магнитогорском государственном техническом университете им. Г.И. Носова.

Методика проведения экспериментального исследования. Материалом для исследований была выбрана сталь 20.

Режимы электролитического полирования исследовали на установке LectroPol-5 с использованием электролита химического состава 90 % C_4H_{100} и 10 % $HClO_4$.

Для выравнивания поверхности материала предварительно осуществляли механическую

обработку на шлифовальные бумаги класса зернистости P80.

Анализ микроструктуры выполняли с помощью металлографического микроскопа ZeissAxioObserver 3 с применением системы компьютерного анализа изображений ThixometPro.

Результаты исследования и их обсуждение. Исследованы режимы электролитического полирования для стали 20 методом регулирования вольт-амперной характеристики с заданным временем. Исследуемые режимы приведены в табл. 1.

Фотографии поверхности стали 20 после электролитического полирования представлены на рис. 1. Результаты проведенного эксперимента показали, что при напряжении

1. Режимы электролитического полирования для стали 20

Номер режима	Напряжение, В	Сила тока, А	Температура электролита, °С	Время, с
1	7	0,04	19	300
2	13	0,06		
3	16	0,07		
4	20	0,06		

$U = 7$ В (см. рис. 1, а) сила тока составила $I = 0,04$ А, это приводит к травлению поверхности. Данную поверхность невозможно использовать для металлографического анализа, так как она перетравлена.

Сила тока увеличивается до $I = 0,06$ А при напряжении 13 В (см. рис. 1, б), поверхность приобретает светлый цвет, но видны риски, поверхностные загрязнения и "следы перетрава".

При дальнейшем повышении напряжения до 16 В (режим № 3, см. табл. 1) сила тока возрастает, при этом на поверхности формируется зеркальный блеск (см. рис. 1, в). На поверхности (см. рис. 1, в) отсутствуют загрязнения, риски и перетрав, видны границы зерен.

Режим № 3 был исследован для электролитического полирования стали 20, он обеспечивает требуемую поверхность для металлографического анализа.

При последующем увеличении напряжения происходит падение силы тока, на поверхности образуются питтинги, неровности и происходит локальный перетрав, следовательно, такая поверхность не подходит для металлографических исследований [2]. По зеркальной поверхности образца, полученной после электролитического полирования, нельзя судить о структуре материала. Только неметаллические включения (сульфиды, оксиды и др.) вследствие их окрашенности в различные цвета резко выделяются на светлом фоне полированного микрошлифа [3].

На рис. 2 показаны микроструктуры стали 20 после механического шлифования и электролитического полирования с последующим металлографическим травлением.

Микроструктура образцов (см. рис. 2) в обоих случаях состоит из феррита и перлита. Микроструктуры имеют идентич-

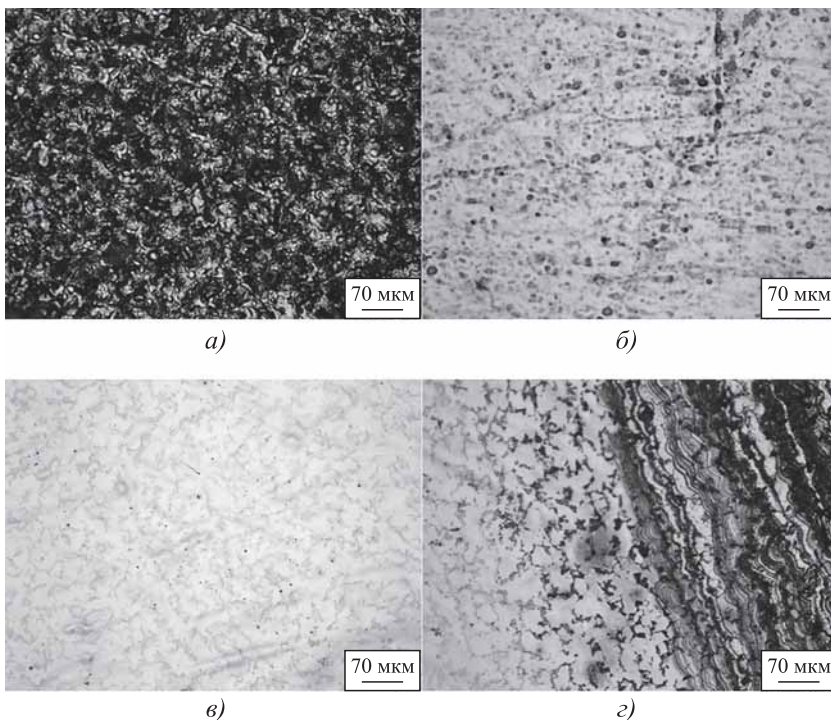


Рис. 1. Поверхность стали 20 после электролитического полирования при различных режимах:

а — $U = 7$ В, $I = 0,04$ А; б — $U = 13$ В, $I = 0,06$ А; в — $U = 16$ В, $I = 0,07$ А; з — $U = 20$ В, $I = 0,06$ А

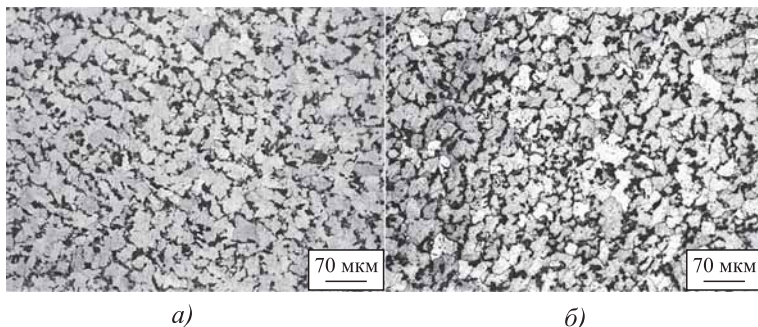
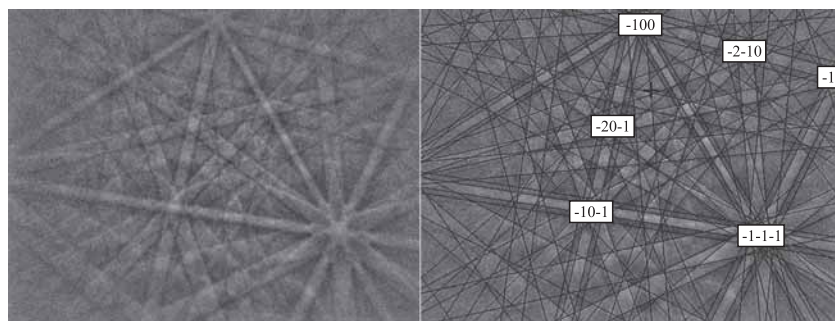


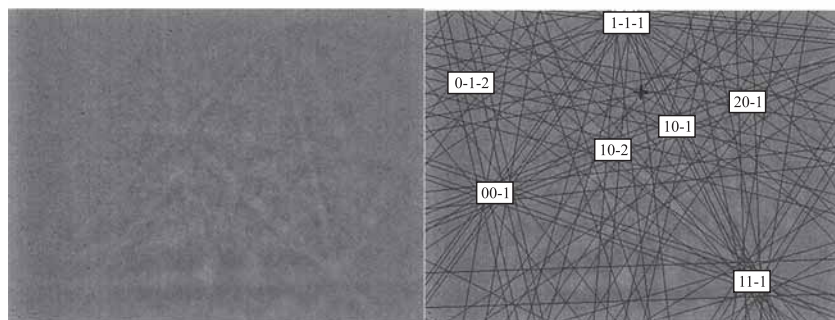
Рис. 2. Микроструктуры стали 20 после механического шлифования (а) и электролитического полирования (б)

2. Параметры структуры стали 20 после механического шлифования и электролитического полирования

Параметр	Механическое шлифование	Электролитическое полирование
Общее число измеренных зерен	529	574
Средняя площадь зерна, мм ² (мкм ²)	0,000461 (461)	0,000312 (312)
Средний диаметр зерна, мм (мкм)	0,021 (21,48)	0,018 (17,66)
Коэффициент анизотропии зерна	0,99	0,92
Балл зерна	8—9	8—9



а)



б)

Рис. 3. Образование Кикучи-линий после электролитического полирования (а) и механического шлифования/полирования (б)

ный набор стандартных металлографических характеристик, характеризующий однородность структуры, средние площади зерен незначительно отличаются, что связано с травлением зерен. Поверхность после электролитического полирования и последующего травления имеет более четкие границы зерен, это и объясняет выявление большего количества измеренных зерен, следовательно, увеличивается средняя площадь зерна, балл зерна равен 8—9. Параметры структуры приведены в табл. 2.

После исследований параметров структуры были построены дифракционные картины Кикучи-линий после механической подготовки поверхности и электролитического полирования (рис. 3).

На образце после механического шлифования (см. рис. 3, в, г) среднеугловое отклонение Кикучи-линий составило 1,864° и определено пять линий. На образце после электролитического полирования (см. рис. 3, а, б) сред-

неугловое отклонение Кикучи-линий составило 0,314° и определено 14 линий.

Заключение. Определен режим электролитического полирования стали 20 (напряжение 16 В, сила тока 0,07 А, продолжительность 5 мин), применение которого обеспечило получение поверхности образца без дефектов (травление, пережог, пitting) для дальнейшего металлографического анализа и который можно рекомендовать для подготовки образцов из углеродистых сталей.

Применение электролитического полирования позволяет исключить механическую обработку поверхности (шлифование и полирование), снизить время подготовки образцов и затраты на расходный материал.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Химическое** и электрохимическое полирование. Режим доступа: <http://www.polirovanie.ru/electrochemical.php> (дата обращения: 16.10.2019).
2. **Методы** исследования механических характеристик металлов и сплавов в процессах обработки давлением с учетом неоднородности структуры / М.П. Барышников, М.П. Чукин, А.Б. Бойко, Х. Дья, А.Б. Назайбеков // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2014. № 4. С. 26—31.
3. **Герасимова Л.П., Гук Ю.П.** Практическая металлография. М., 2017. 208 с.
4. **Лопатина Е.В., Зникин И.Е., Носов Л.В.** Особенности подготовки образцов для EBSD анализа // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2018. № 1. С. 40—43.

Михаил Павлович Барышников, д-р техн. наук;
Алексей Сергеевич Ишимов, канд. техн. наук;
Екатерина Витальевна Лопатина,
lopatina.yekaterina2016@yandex.ru;
Леонид Васильевич Носов;
Иван Егорович Зникин

А.В. Титов, И.О. Леушин, О.С. Кошелев, К.А. Маслов
(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева)

Проблемы применения вторичных шихтовых материалов в производстве алюминиевого литья

Рассмотрены основные проблемы использования вторичных шихтовых материалов в литье алюминиевых сплавов. Представлен обзор методов рафинирования и модифицирования, применяемых в промышленности. Отмечены оптимальные направления решения проблемы.

Ключевые слова: литье алюминиевых сплавов; вторичные шихтовые материалы; рафинирование; модифицирование.

The main difficulties of using of secondary charge materials in casting of aluminum alloys are considered. Review of refining and modification methods used in industry is presented. The optimal directions for solving of the problem are noted.

Keywords: aluminum alloy casting; secondary charge materials; refining; modification.

Отливки из алюминиевых сплавов благодаря своим высоким эксплуатационным характеристикам находят все более широкое применение в современной промышленности. При плавке алюминиевых сплавов в качестве шихты можно применять первичные и вторичные материалы. К первым относится первичный алюминий, получаемый из глинозема методом электролиза, а также различные, чистые по примесям, материалы, применяемые в качестве добавок — кремний, магний, медь и др. Вторичные материалы — это сплавы, приготовленные методом переплава из лома и отходов производства.

Главным преимуществом использования первичных материалов является высокое качество металла готовых отливок, а основным недостатком — их высокая стоимость из-за большого расхода электроэнергии при получении первичного алюминия. Процесс изготовления вторичных алюминиевых сплавов гораздо дешевле (расход электроэнергии в десятки раз меньше). Однако качество металла намного ниже из-за наличия в выплавляемых сплавах вредных примесей, неметаллических

включений и газов, что неизбежно приводит к снижению эксплуатационных свойств готовых отливок.

Современному промышленному предприятию для того чтобы оставаться конкурентоспособным, необходимо искать пути удешевления своей продукции без снижения ее качества. Поэтому на сегодняшний день проблема переработки вторичных шихтовых материалов по-прежнему остается актуальной.

В пользу применения вторичных материалов в литье алюминиевых сплавов служит еще и тот факт, что на машиностроительных предприятиях скапливается большое количество отходов алюминиевого лома и стружки, которые можно использовать в качестве шихты.

Как уже упоминалось выше, основной проблемой применения вторичных алюминиевых сплавов является их загрязненность металлическими примесями, неметаллическими включениями и газами. Сейчас существует несколько направлений развития методов очистки от перечисленных примесей.

Для рафинирования алюминиевых сплавов от неметаллических включений и газов

применяют следующие основные методы: отстаивание, фильтрование, обработка флюсами, продувка расплава инертными и активными газами, обработка ультразвуком, обработка постоянным электрическим током, вакуумирование.

Отстаивание (выдержка металла в жидком состоянии) можно использовать для удаления неметаллических включений, а также растворенного в жидком алюминии водорода. Из-за разности плотностей расплава и неметаллических частиц происходит их медленное осаждение. Процесс дегазации также происходит очень медленно путем диффузии водорода через толщу расплава. Поэтому данный способ рафинирования алюминиевых сплавов применяют сравнительно редко.

Фильтрование алюминиевых сплавов заключается в прохождении жидкого металла через специальный фильтр. При этом осуществляется рафинирование расплава от неметаллических и частично металлических (интерметаллидных) включений. Чаще всего применяют сетчатые (двумерные) и зернистые (объемные) фильтры [1].

Сетчатые фильтры используют для удаления сравнительно крупных включений (фильтр механически задерживает только частицы, по величине большие, чем размер одной ячейки фильтра). Для изготовления таких фильтров применяют сетки из стеклоткани на основе алюмоборосиликатного стекла, нержавеющей стали или титана. Преимуществами этих фильтров являются простота конструкции и возможность установки в любом месте литейной формы. Недостатком сетчатых фильтров можно считать невозможность удаления мелкодисперсных неметаллических включений путем адгезии из-за малой поверхности контакта расплава с фильтром и малым временем контакта.

Зернистые фильтры представляют собой слой зерен определенной толщины. Жидкий металл, проходя через такой фильтр, протекает по межзеренным каналам. Поверхность контакта и длительность контакта расплава с материалом фильтра значительно больше, чем при использовании сетчатых фильтров, поэтому рафинирование расплава может происходить не только механическим, но и адгезионным способом.

Зернистые фильтры могут задерживать и металлические включения (алюминиды хрома, марганца, железа, никеля и кобальта). Однако работа адгезии в самом лучшем случае (FeAl_3) будет в 3 раза ниже работы адгезии неметаллических включений к таким же материалам фильтра [1].

На практике применяют также *фильтрование через слой жидкого флюса*. Суть процесса заключается в разделении струи жидкого металла на несколько мелких струй (для увеличения площади контакта расплава с флюсом) и их прохождении через относительно толстый слой жидкого рафинирующего флюса.

Разновидностью данного процесса является *электрофлюсовое рафинирование*. В этом случае через слой флюса пропускают электрический ток силой приблизительно 1000 А при напряжении около 30 В. Под действием тока оксид алюминия, проникший в слой флюса, электролитически разлагается. Это позволяет длительное время не проводить замену флюса, так как он долго не насыщается оксидами алюминия. К недостаткам фильтрования через слой жидкого флюса можно отнести гигроскопичность твердых компонентов флюса, необходимость их предварительного расплавления и высокую токсичность паров жидких флюсов.

Каждый из перечисленных способов фильтрования не является универсальным и имеет свою область применения.

Обработку флюсами вторичных алюминиевых сплавов применяют на производстве в течение многих лет. За это время было разработано более 100 составов различных защитных (покровных), рафинирующих и модифицирующих флюсов. Несмотря на такое разнообразие основой флюсов, как правило, являются хлориды щелочных и щелочно-земельных металлов с добавками простых фторидов щелочных и щелочно-земельных металлов, фтористого алюминия и криолита, кремнефторидов или фтористых солей некоторых переходных металлов [1].

Все рафинирующие флюсы должны соответствовать следующим требованиям:

— флюсы должны плавиться при температуре не выше температуры жидкого алюминия;

— флюсы должны сильно смачивать или растворять оксид алюминия;

— вязкость флюса должна быть невысокой;

— плотность флюса должна быть меньше плотности расплава.

Принцип работы всех рафинирующих флюсов заключается в замешивании их в расплав, где они поглощают находящиеся в расплаве частицы оксидов и водород. Затем флюсы из-за плотности, меньшей чем плотность жидкого металла, поднимаются на поверхность расплава и механически удаляются.

При плавке вторичных алюминиевых сплавов применяют также *нижнее флюсование*, когда плотность жидкого рафинирующего флюса выше плотности расплава. Это приводит к тому, что прореагировавший флюс не всплывает, а опускается на дно печи. В качестве примера можно привести флюс, содержащий 85 % CaCl_2 и 15 % CaF_2 при температуре расплава 780...800 °С [2].

Одним из распространенных методов дегазации и удаления неметаллических включений является *продувка расплава алюминия инертными и активными газами*. В качестве инертных газов применяют аргон и азот, активным для алюминия является хлор.

Водород, растворенный в жидком алюминии, проникает в пузырьки инертного газа путем диффузии. Это происходит благодаря тому, что парциальное давление водорода в пузырьках газа меньше парциального давления водорода в расплаве. Попадая в пузырек, атомы водорода соединяются в молекулы и, всплывая на поверхность расплава, удаляются в атмосферу [3]. При этом всплывающие пузырьки увлекают с собой и твердые неметаллические частицы, частично очищая расплав от неметаллических включений.

При продувке хлором большая его часть, прежде чем выйти в атмосферу, вступает в химическую реакцию с алюминием. В результате образуется легколетучий хлористый алюминий AlCl_3 с температурой кипения 180 °С, что намного ниже температуры плавления алюминия. Пузырьки хлористого алюминия удаляют водород из расплава по тому же принципу, что и инертный газ. Хлор — очень токсичный газ, поэтому в настоящее время продувку чистым хлором не проводят, заменяя его хлористыми со-

лями, которые вступают в реакцию замещения с образованием AlCl_3 : $\text{Al} + 3\text{MeCl} = \text{AlCl}_3 + 3\text{Me}$. Хлористые соли (ZnCl_2 , MnCl_2 , AlCl_3 , CrCl_6) очень гигроскопичны, поэтому перед применением их необходимо прокалывать. Вместо хлористых солей можно применять гексахлорэтан C_2Cl_6 . Он не гигроскопичен и при его разложении выделяется примерно в 2 раза больше хлора, чем при разложении солей.

Недостатком рафинирующей продувки алюминиевых сплавов газами является то, что после проведения этой операции расплав довольно быстро вновь поглощает водород из окружающей атмосферы, поэтому пауза между продувкой и разливкой металла по формам должна быть минимальной.

Сущность метода *обработки расплава алюминия ультразвуком* заключается в следующем. Под воздействием механических колебаний ультразвуковой частоты (20 кГц) в расплаве наблюдается явление кавитации, которое приводит к образованию в жидком металле несплошностей — полостей с пониженным давлением, своеобразных вакуумных микрокамер, куда и перемещается растворенный водород. Затем пузырьки водорода всплывают и удаляются в атмосферу. Практика показывает очень высокую эффективность этого метода, например, при дегазации в индукционной печи [2].

Самой быстро изнашивающейся деталью ультразвуковой установки является волновод, касающийся жидкого металла и подверженный эрозии. Опыты показали, что лучшим материалом для изготовления волновода является титановый сплав ВТ1 [4].

Недостатками метода можно считать сложность применяемого оборудования, малый срок службы волновода и загрязнение расплава вследствие разрушения волновода под действием кавитации [4].

При *вакуумировании* алюминиевых сплавов над зеркалом расплава создается разрежение (вакуум) до давления 0,1...1,0 мм рт. ст. (1 мм рт. ст. = 133,322 Па). Это позволяет удалять водород не только путем диффузии, но и за счет выделения в объеме расплава газовых пузырьков. По закону Сивертса при понижении давления над расплавом (значит и парциального давления водорода над расплавом) растворимость

водорода в жидком алюминии снижается. Таким образом, атомарный водород будет выделяться из расплава в молекулярном виде (в виде пузырьков).

Глубина рафинирования зависит от степени разрежения и времени выдержки расплава в вакууме. Время дегазации в производственных условиях ограничивается снижением температуры к концу вакуумирования на 30...50 °С [4] и обычно составляет от 10 до 30 мин. Очистка сплава происходит тем полнее, чем меньше глубина ванны и чем больше площадь поверхности зеркала жидкого металла.

Преимуществом вакуумирования является то, что расплав очищается не только от водорода и неметаллических включений, но и от цинка и магния — элементов с высокой упругостью пара.

К недостаткам данного метода можно отнести длительность процесса и необходимость применения дорогостоящего оборудования.

Дегазация алюминиевых сплавов *методом пропускания через расплав постоянного электрического тока* не нашла широкого применения в промышленности. Эффективность метода не всегда подтверждается на практике. Поэтому данный метод дегазации требует дальнейшего изучения [4].

Помимо неметаллических включений и газов вторичные алюминиевые литейные сплавы могут содержать металлические примеси в количестве, большем чем предусмотрено стандартом. Удалить такие примеси из расплава намного сложнее.

К основным методам очистки алюминиевых сплавов от металлических примесей относятся: ликвационные, ликвационно-кристаллизационные (избирательная растворимость), воздействие химическими реагентами, вакуумная дистилляция и комбинированные методы [5].

Все перечисленные методы рафинирования отличаются применением дорогостоящего оборудования, большим расходом топлива и материалов, поэтому их используют только в тех случаях, когда к выплавляемым сплавам предъявляют повышенные требования и когда применение этих методов экономически целесообразно.

Из всех металлических примесей в алюминиевых литейных сплавах наибольший вред

оказывает железо. В некоторых случаях железо специально добавляется в сплавы для улучшения их свойств, например в сплавах системы Al—Cu—Mg добавка железа обеспечивает карбидное упрочнение [6]. В большинстве случаев присутствие железа в сплаве резко снижает пластичность. Например, в силуминах железо выделяется в виде крупных иглообразных кристаллов интерметаллидов Fe—Al—Si, охрупчивающих сплав [7]. В сложных сплавах, легированных никелем, марганцем и кремнием наблюдается также образование интерметаллидов типа Al—Fe—Ni или Al—Fe—Mn—Si. Причем добавки марганца способствуют образованию интерметаллидов в виде компактных равноосных включений, которые в меньшей степени снижают пластические свойства [1].

Удалить железо (резко понизить его содержание) из алюминиевого расплава в условиях литейного цеха — задача очень сложная, а порой и невыполнимая. Поэтому на практике часто применяют различные способы модифицирования (измельчения) интерметаллидных включений железа.

Одним из эффективных способов измельчения интерметаллидной фазы является *высокая скорость охлаждения расплава*. Практически это достигается литьем алюминиевых сплавов в металлические формы (литье в кокиль, литье под давлением и др.).

Другим не менее эффективным способом измельчения структурных составляющих сплавов является применение специальных добавок — *модификаторов*. Применяют модификаторы 1-го и 2-го рода. *Модификаторы 1-го рода* — это вещества, образующие в расплаве высокодисперсные твердые частицы, на которых формируются центры кристаллизации [6]. К *модификаторам 2-го рода* относят в первую очередь поверхностно-активные добавки, препятствующие росту каждого отдельного кристаллика, зарождающегося в расплаве.

При плавке вторичных алюминиевых сплавов часто применяют хорошо зарекомендовавшие себя известные модификаторы (см. таблицу).

Титан и бор являются модификаторами 1-го рода. Они образуют в расплаве мелкодисперсные частицы интерметаллидов $TiAl_3$ и TiB_2 . Совместное модифицирование алюминиевых

1. Составы модификаторов

Состав модификатора	Количество модификатора, вводимого в расплав, %	Область применения
Лигатура Al—Ti (2,5 % Ti) Лигатура Al—Ti—В (5 % Ti; 1 % В)	1...3 1...2	Преимущественно для деформируемых сплавов
Металлический натрий Флюс (35 % NaCl; 35 % KCl; 20 % K ₂ TiF ₆ , 10 % KBF ₄) Флюс (67 % NaF; 33 % NaCl) Флюс (62,5 % NaCl; 25 % NaF; 12,5% KCl) Флюс (50 % NaCl; 30 % NaF; 10 % KCl; 10 % Na ₃ AlF ₆) Флюс (35 % NaCl; 10 % NaF; 40 % KCl; 15 % Na ₃ AlF ₆) Лигатура Al—Sr (10 % Sr)	0,05...0,1 0,5...1 1...2 1...2 0,5...1 1...1,5 0,6...0,8	Для доэвтектических и эвтектических силуминов
Лигатура Cu—P (9...11 % P) Смесь 20 % красного фосфора с 10 % K ₂ ZrF ₆ и 70 % KCl Смесь 58 % K ₂ ZrF ₆ и 34 % порошка алюминия и 8 % красного фосфора	0,5...1 1,5...2 0,3...0,4	Для заэвтектических силуминов

сплавов бором и титаном позволяет получать однородную макроструктуру зерна размером до 0,2 мм в слитках большого сечения [7].

Флюсы, содержащие NaCl, способствуют также и дегазации расплава. Основным недостатком универсальных модификаторов, содержащих соли натрия, является то, что эффект модифицирования сохраняется только в течение 20...30 мин. При введении стронция время эффекта модифицирования увеличивается до 2...3 ч. Крупные кристаллы кремния в заэвтектических силуминах модифицируют фосфором.

В настоящее время проводятся исследования по разработке и применению новых модификаторов, а также изучается влияние различных физических воздействий на процесс модифицирования.

В работе [8] при плавке заэвтектических силуминов взамен классического модифицирования первичного алюминия фосфором применяли *модифицирование серой с добавками* таких компонентов, как серебристый графит, технический углерод, гексахлорэтан и др. В результате проведенных исследований удалось создать препарат "Таблетка дегазирующая с модифицирующим эффектом для заэвтектических силуминов" (ТУ РБ 14744129.004—98). Промышленные испытания показали стабильный эффект модифицирования β-Si-фазы без измельчения эвтектического кремния, что требуется для обеспечения необходимой жаростойкости.

Отмечено также положительное влияние серы на технологические свойства алюминия с повышенным содержанием железа. Снижается склонность к появлению горячих трещин, повышается жидкотекучесть сплава [9, 10].

Совместно стронций и германий в составе комплексного модификатора повышают механические и литейные свойства алюминиевых сплавов [11]. Добавки до 0,1...0,3 % Ge увеличивают жидкотекучесть сплава АК9М2 более чем в 1,3 раза. При этом объем концентрированной усадочной раковины уменьшается на 10...12 %.

В работе [12] показана возможность повышения механических и служебных свойств вторичных эвтектических и доэвтектических силуминов до уровня первичных сплавов. Эффективность показал комплексный модификатор, в состав которого вошли сера, карбонат натрия, ультрадисперсный карбид кремния и электролитический титан. Отмечено также, что в процессе модифицирования на поверхности расплава образуется сухой, легко удаляемый шлак.

В работах [13—15] предложено заменить традиционное примесное модифицирование так называемым *наследственным модифицированием*. Сущность данного метода заключается в том, что для увеличения концентрации центров кристаллизации в расплаве взамен примесных модификаторов применяют предварительно приготовленные мелкокристаллические шихтовые материалы. При добавлении

в завалку не менее 20 % таких материалов структура обычного (серийного) литья получалась полностью модифицированной [13]. При этом эффект модифицирования сохранялся в течение 2 ч.

Недостатком данного метода является необходимость предварительного переплава шихты и разливки металла в кристаллизатор с высокой скоростью охлаждения для получения в шихтовых отливках мелкокристаллической структуры, которая при повторном переплаве будет играть роль центров кристаллизации. Для получения высокой скорости охлаждения расплава предложено использовать кристаллизатор с затоплено-струйной системой охлаждения (струйный кристаллизатор).

Применение различных физических воздействий и их комбинаций на жидкий и кристаллизирующийся металл — это еще одно перспективное направление разработки методов улучшения структуры и свойств вторичных алюминиевых сплавов. К таким воздействиям можно отнести термовременную обработку, обработку расплавов электрическим током, магнитным полем, ультразвуком и вибрацией. Подробно применение этих методов описано в работах [2, 16].

Несмотря на то что основные эффекты от применения физических воздействий на кристаллизирующийся расплав известны, их углубленное изучение продолжается. Например, в работе [17] отмечены положительные результаты при обработке расплава заэвтектического силумина *циклическим однополярным импульсным электрическим током* по специальным режимам и способам подачи сигнала. Это позволило добиться значительного измельчения первичных кристаллов кремния в структуре сплава.

В работе [18] изучено влияние электрического тока на железосодержащие фазы в структуре вторичного сплава АК7ч. Результаты исследований показали, что обработка электрическим током способствует формированию мелкозернистой структуры сплава и частично нейтрализует вредное влияние железа за счет изменения формы включений железосодержащих фаз с вытянутой иглообразной на более компактную.

Еще одним современным направлением в переработке вторичных алюминиевых сплавов является применение для плавки лома и отходов специальных плавильных печей роторного типа [19], а также дуговых печей постоянного тока [20].

Заключение. Многие из рассмотренных выше методов рафинирования алюминиевых сплавов от металлических примесей, неметаллических включений и газов успешно применяют в промышленности, но каждый из них имеет недостатки и не может считаться универсальным. Например, лучшие результаты по удалению из расплава неметаллических включений показывает электрофлюсовое рафинирование, однако этот метод отличается применением сложного и дорогостоящего оборудования и недостаточно эффективно удаляет растворенные в жидком алюминии газы. Самые высокие результаты по дегазации достигаются вакуумированием, но при этом степень очистки от неметаллических включений намного хуже, чем у электрофлюсового рафинирования. Оптимальным средством уменьшения вредного влияния железосодержащих примесей является не удаление этих частиц из расплава, а изменение их размеров и формы с помощью примесного модифицирования, однако при этом возможно загрязнение расплава элементами-модификаторами, например натрием.

Из всех известных методов рафинирования алюминиевых расплавов от газов и одновременно от неметаллических включений оптимальные результаты показывает фильтрование через керамические фильтры с фиксированным размером ячейки. Поэтому для увеличения доли вторичных материалов в литье алюминиевых сплавов необходимо развивать именно это направление — разработку новых конструкций и материалов для фильтров, в том числе с применением отходов других производств, создание условий, улучшающих работу фильтров, совершенствование технологий изготовления фильтров и т.д. Для снижения вредного воздействия железосодержащих примесей необходимо применение модифицирования совместно с фильтрацией.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Флюсовая** обработка и фильтрация алюминиевых расплавов / А.В. Курдюмов, С.В. Инкин, В.С. Чулков, Н.И. Графас. М.: Металлургия, 1980. 196 с.
2. **Ершов Г.С., Бычков Ю.Б.** Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979. 192 с.
3. **Чурсин В.М., Бидуля П.Н.** Технология цветного литья. М.: Металлургия, 1967. 252 с.
4. **Альтман М.Б.** Неметаллические включения в алюминиевых сплавах. М.: Металлургия, 1965. 127 с.
5. **Технология** вторичных цветных металлов: учебник для вузов / И.Ф. Худяков, А.П. Дорошкевич, С.Э. Кляйн и др. М.: Металлургия, 1981. 280 с.
6. **Воздвиженский В.М., Грачев В.А., Спасский В.В.** Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении М.: Машиностроение, 1984. 432 с.
7. **Производство** отливок из сплавов цветных металлов: учебник для вузов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин, Е.Л. Бибииков. М.: МИСИС, 1996. 504 с.
8. **Задруцкий С.П., Королев С.П., Немененок Б.М. и др.** Современный подход к повышению качества литых заготовок и высокоэффективные препараты для обработки расплавов на основе алюминия // Литье и металлургия. 2005. № 1. С. 105–112.
9. **Калиниченко В.А., Немененок Б.М., Довнар Г.В.** Использование алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа // Литье и металлургия. 2007. № 2. С. 159–163.
10. **Немененок Б.М., Галушко А.М., Довнар Г.В. и др.** Влияние серы на структуру и свойства алюминиевых сплавов // Литье и металлургия. 2005. № 4. С. 106–108.
11. **Гулов С.С., Ганиев И.Н., Бердиев А.Э. и др.** Влияние германия и стронция на микроструктуру и механо-технологические свойства сплава АК9М2 // Вестник ЮУрГУ. Серия "Металлургия". 2019. Т. 19. № 1. С. 50–58.
12. **Митяев А.А., Волчок И.П., Фролов Р.А. и др.** Повышение качества переплава загрязненной алюминиевой стружки // Висн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. Дніпропетровськ, 2014. Вип. 54. С. 87–96.
13. **Стеценко В.Ю.** Основные проблемы современного модифицирования сплавов. Пути решения // Литье и металлургия. 2016. № 2. С. 10–13.
14. **Стеценко В.Ю.** Модифицирование вторичных сплавов // Литье и металлургия. 2015. № 3. С. 54–56.
15. **Марукович Е.И., Стеценко В.Ю.** Основные проблемы литья силуминов. Пути решения // Литье и металлургия. 2016. № 3. С. 28–30.
16. **Специальные** способы литья: справочник / В.А. Ефимов, Г.А. Анисович, В.Н. Бабич и др.; под общ. ред. В.А. Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.
17. **Термический** анализ и структура заэвтектических силуминов при модифицировании расплавов электрическим током / А.Г. Пригунова, М.В. Кошелев, С.С. Петров, С.В. Пригунов // Процессы литья. 2015. № 3. С. 27–36.
18. **Исследование** влияния электрического тока на кристаллизацию алюминиевых сплавов с различным содержанием железа / В.Б. Деев, Н.В. Башмакова, О.Г. Приходько, И.Ф. Селянин // Ползуновский альманах. 2008. № 3. С. 77–81.
19. **Галушко А.М., Королев С.П., Трибушевский В.Л. и др.** Некоторые особенности технологии и организации рециклинга алюминия и его сплавов // Литье и металлургия. 2010. № 1. С. 122–127.
20. **Плавка** алюминиевых сплавов в дуговых печах постоянного тока / В.С. Малиновский, В.Д. Малиновский, М.А. Мешков, Л.В. Ярных // Рынок вторичных металлов. 2004. № 5/25. С. 53–54.

Андрей Вячеславович Титов;

Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук,

igoleu@yandex.ru;

Олег Сергеевич Кошелев, д-р техн. наук;

Константин Александрович Маслов, канд. техн. наук

Внимание!

В журнале «Заготовительные производства в машиностроении» № 4 за 2020 г. на странице 187 допущена ошибка в названии табл. 9. Правильное название табл. 9

"Алюминиевые сплавы системы Al–Li".

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

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

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

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

Сдано в набор 12.03.2020. Подписано в печать 05.05.2020. Формат 60 × 88 1/8.

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

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

119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: www.aov.ru

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