

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.
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

- Гадалов В.Н., Макарова И.А., Иванов А.А., Кутепов С.Н., Филонович А.В., Шатульский А.А., Гвоздев А.Е. Исследование структуры, фазового состава и физико-механических свойств модифицированных отливок из жаропрочного сплава ЖСЗДК 435
- Березина В.А., Овчинников В.В., Лукьяненко Е.В. Сварка трением с перемешиванием стыковых соединений листов сплавов 1420Т1 и 1163Т 446

Кузнечно-штамповочное производство

- Вайцехович С.М., Власов Ю.В., Журавлёв А.Ю. Влияние многоэтапной сдвиговой деформации на прочностные и пластические свойства изделий из труднодеформируемых порошковых материалов 454
- Пасынков А.А., Ларин С.Н., Нуждин Г.А. Оценка сил обратного выдавливания прутковой заготовки в матрицу квадратного сечения 462

Прокатно-волочильное производство

- Максимов Е.А., Устиновский Е.П. Разработка методики расчета параметров правки листового проката на роликовой правильной машине в роликах различных диаметров ... 466

Материаловедение и новые материалы

- Ягодин М.Г., Старовойтенко Е.И. Расчет параметров плазменного центробежного распыления мелкодисперсных гранул жаропрочных никелевых сплавов 471

Информация

- Шапарев А.В., Савин И.А., Гавариев Р.В. Производство заготовок и деталей машин из полимерного материала "Римамид" 475

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

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

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

An advertiser is responsible for
the promotional materials

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

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



CONTENTS

Foundry and Welding Productions

- Gadalov V.N., Makarova I.A., Ivanov A.A., Kutepov S.N., Filonovich A.V., Shatul'sky A.A., Gvozdev A.E. Study of structure, phase composition and physicomechanical properties of modified castings from heat-temperature ZhS3DK alloy435
Berezina V.A., Ovchinnikov V.V., Luk'yanenko E.V. Friction stir welding of butt joints of 1420T1 and 1163T alloys sheets446

Forging and Stamping Production

- Vaytsekhovich S.M., Vlasov Yu.V., Zhuravlev A.Yu. Effect of shear strain on increase of strength and plastic properties of products made of refractory powder materials454
Pasyukov A.A., Larin S.N., Nuzhdin G.A. Estimation of square die backward extrusion forces of bar stock462

Rolling and Drawing Production

- Maksimov E.A., Ustinovsky E.P. Working out of design procedure of sheet metal straightening parameters on roller-type straightening machine in rollers of different diameter 466

Physical Metallurgy and New Materials

- Yagodin M.G., Starovoytenko E.I. Calculation of plasma centrifugal spraying parameters of fine granules of heat-resistant nickel alloys471

Information

- Shaparev A.V., Savin I.A., Gavariyev R.V. Production of blanks and parts of machines from polymeric material "Rimamid"475

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 621.793

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-10-435-445

В.Н. Гадалов¹, И.А. Макарова¹, А.А. Иванов¹, С.Н. Кутепов³,
А.В. Филонович¹, А.А. Шатульский², А.Е. Гвоздев³

(¹Юго-Западный государственный университет, г. Курск,

²Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева,

³Тульский государственный педагогический университет имени Л.Н. Толстого)

Исследование структуры, фазового состава и физико-механических свойств модифицированных отливок из жаропрочного сплава ЖСЗДК*

Изучены структура и свойства отливок, полученных с использованием различных модификаторов. Показано, что введение комплексного модификатора, содержащего ультрадисперсные порошки карбида титана, карбонитрида титана приводит к уменьшению зерна, равномерному распределению карбидных выделений и увеличению механических свойств. Методом дифференциального термического анализа определены критические температуры фазовых превращений в литом сплаве ЖСЗДК и его аналога с модификаторами. Откорректирован режим термической обработки модифицированных литых жаропрочных сплавов типа ЖСЗДК.

Ключевые слова: отливка; жаропрочный сплав; модифицирование; макро- и микроструктура; фазовый состав; механические свойства; дифференциальный термический анализ; термическая обработка; γ' -фаза; карбид.

The structure and properties of castings obtained using various modifiers are studied. It is shown that the introduction of multicomponent modifier containing ultrafine powders of titanium carbide, titanium carbonitride leads to decrease in grain, uniform distribution of carbide precipitates and increase in mechanical properties. The critical temperatures of phase transformations in the cast ZhS3DK alloy and its analogue with modifiers are determined by the differential thermal analysis method. The heat treatment condition of modified cast heat-temperature alloys of the ZhS3DK type is corrected.

Keywords: casting; heat-temperature alloy; modification; macro- and microstructure; phase composition; mechanical properties; differential thermal analysis; heat treatment; γ' -phase; carbide.

Введение. Турбонасосные агрегаты жидкостных ракетных двигателей испытывают в процессе эксплуатации значительные воздействия знакопеременных нагрузок и высоких температур. Форсирование режимов работы турбонасосных агрегатов значительно повышает воздействие нагрузок на рабочее колесо турбины. В настоящее время для изготовления агрегата применяют специальные никелевые жаропрочные сплавы [1–11].

Использование различных методов литья дает возможность получать сравнительно точную заготовку с высоким качеством поверхности и сложными внутренними полостями. Применение метода с направленной кристаллизацией обеспечивает получение отливок с лучшим комплексом свойств, однако часто является экономически необоснованным из-за высокой себестоимости продукции. Поэтому основную массу отливок изготавливают методом литья по выплавляемым моделям.

Экстремальные условия работы лопаток и возможные тяжелые последствия в случае их

* Работа выполнена по проекту № 11.6682.2017/8.9.

разрушения остро ставят вопрос о выборе оптимальных параметров литья, разработке и внедрении новых режимов термической обработки, обеспечивающих повышение эксплуатационных характеристик никелевых жаропрочных сплавов.

Требуемый комплекс свойств, заложенный в сплав при легировании, может быть получен только путем формирования структуры, которая определяется выбором оптимальных методов литья и режимов термической обработки. Формируемая при этом конечная микро- и субмикроструктура обеспечивает термическую стабильность изделия [1—4, 6—11, 13, 14, 16—19].

В процессе кристаллизации сплавов типа ЖС образуется крупнозернистая дендритная структура с большой протяженностью первичных осей дендритов, что не позволяет использовать деталь при форсированных режимах, требующих повышенных эксплуатационных характеристик. Одним из путей увеличения их механических и эксплуатационных свойств является использование приемов регулируемого структурообразования путем введения в расплав тугоплавких ультрадисперсных порошков, играющих роль дополнительных центров кристаллизации структурных составляющих при первичной кристаллизации, т.е. использование модификаторов второго рода [5, 12].

Цель работы — выбор модификатора и его концентрации для формирования оптимальной структуры и обеспечения повышенных механических и эксплуатационных характеристик колеса турбины без изменения химического состава сплава ЖСЗДК.

Методика проведения исследований. Исследования в рамках промышленного эксперимента включали в себя изучение влияния условий модифицирования на макро-, микроструктуру и механические свойства изделий при температурах испытания 20 и 550 °С.

Сплав ЖСЗДК представляет собой высоколегированный, жаропрочный литейный сплав на никелевой основе с интерметаллидным и карбидным упрочнением. Химический состав данного сплава представлен в табл. 1.

Основной упрочняющей фазой является интерметаллидная γ' -фаза (среднее содержание ~50 %), кристаллическая ГЦК-структура кото-

рой аналогична структуре твердого раствора на основе никеля. Но в отличие от неупорядоченного γ -твердого раствора γ' -фаза — полностью или частично упорядоченная фаза — химическое соединение на основе $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Атомы алюминия и титана расположены преимущественно в вершинах, а атомы никеля — в центрах граней гранецентрированной кубической решетки. Параметр кристаллической решетки γ' -фазы зависит от ее химического состава, в частности он минимальный для γ' -фазы состава Ni_3Al ($a = 5,56 \text{ \AA}$), повышается с увеличением содержания Ti и в метастабильной фазе Ni_3Ti достигает ~3,60 Å [1].

Дополнительное упрочнение создается карбидами (TiC) или карбонитридами титана $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ (при достаточном количестве азота, входящего в шихту главным образом через хром), двойными карбидами вида $(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe})_n(\text{W}, \text{Mo}, \text{Cr})_m\text{C}$; индексы m и n в зависимости от локального химического состава сплава могут принимать значения соответственно: 2 и 4; 3 и 3; 4 и 2; 6 и 6. Однако образование двойных карбидов в сплаве ЖСЗДК зачастую подавлено и возможно только в случае содержания титана на нижнем пределе, а молибдена и вольфрама — на верхнем пределе химического состава. Значительную долю карбидной фазы составляет кубический карбид вида Me_{23}C_6 , являющийся фазой широкого переменного состава на основе Cr, его можно записать в виде $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni}, \text{W}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$ [1, 2, 6—9].

Согласно [1, 2] параметры кристаллической решетки фазы $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ в сплавах типа ЖС изменяются в интервале 4,25...4,32 Å. Параметры кристаллических решеток двухкомпонентных фаз TiN и TiC равны 4,25 и 4,32 Å соответственно. Карбонитрид титана является основным модификатором сплавов типа ЖС. Его присутствие приводит к измельчению зерна, повышению плотности сплава, уменьшению склонности к межкристаллической пористости.

Для увеличения содержания карбида и карбонитрида титана дополнительно вводили указанные фазы в виде ультрадисперсных порошков [5, 12], состав и концентрация которых приведены в табл. 2.

1. Химический состав сплава ЖСЗДК, % мас.

W	Co	Cr	Mo	Al	Ti	C	Fe	Mn	Si	S	P
3,5...5,0	6,5...11,0	11,0...14,0	3,5...5,0	4,0...4,8	2,5...3,2	0,07...0,12	≤2,0	≤0,4	≤0,4	≤0,01	≤0,015

2. Состав, концентрация и фазы ультрадисперсных порошков модификаторов для отливок из сплава ЖСЗДК

Номер отливки		Модификатор	Концентрация модификатора, % мас.
литой	термообработанной		
1-1	1-2	—	—
—	2-2	WC	0,3
3-1	3-2	WC + Ti	
4-1	4-2	WC + Ti	
5-1	5-2	(C, N)	0,45

Наполнителем для порошковых модификаторов служил тугоплавкий ультрадисперсный карбид вольфрама. Учитывая сложный фазовый состав сплава, изучали влияние наполнителя на полученную в процессе кристаллизации структуру. Для этого в расплав добавили только карбид вольфрама (отливка № 2-2). Основным условием выбора материала модификатора было сохранение химического состава, указанного в табл. 1.

В качестве материала для испытания использовали модифицированные ультрадисперсным порошком (см. табл. 2) отливки в литом и термообработанном состояниях и образцы-свидетели к ним. Термическую обработку проводили по серийному режиму: 1210 °С, 4 ч, вакуум, охлаждение с напуском аргона.

Для определения критических температур фазовых превращений был выполнен *дифференциальный термический анализ* (ДТА), а также исследовано влияние стандартной термической обработки на изменение этих температур в сплаве ЖСЗДК. Испытания проводили на дериватографе Q-1500 системы Паулик-Эрдей (рис. 1) в защитной атмосфере аргона.

Все образцы нагревали до 1280 °С со скоростью 14 °С/мин, далее охлаждали с печью до 800 °С. Температуры во время эксперимента контролировали термопарами ПП (типа S), зачеченными в тело образца. Максимальная температура испытания была ограничена температурой начала локального оплавления эвтектической γ - γ' -фазы сплава, так как жидкий расплав мог вывести из строя термопары.

В качестве эталона для ДТА применяли Ni 99,999 %, который до температуры плавления не претерпевает никаких фазовых превращений с выделением или поглощением энергии (теплоты) за исключением изменения магнитных свойств кристаллической ГЦК-решетки при переходе через критическую точку 358 °С. Указан-



Рис. 1. Общий вид дериватографа Q-1500

ная температура находится значительно ниже интервалов температур структурных и фазовых превращений в никелевых жаропрочных сплавах и не наносит ущерба в экспериментах ДТА.

Испытания выполняли на образцах, вырезанных из термообработанных отливок (см. табл. 2). Структуру отливок изучали после травления в реактиве Круппа следующего состава: 500 мл HCl; 50 г HNO₃; 450 мл H₂O.

Размер зерна оценивали по утвержденной ВИАМ шкале № 4 "Для оценки макрозерна на турбинах из сплава ЖСЗДК, $\times 1$ ", согласно которой больший размер зерна соответствует большему значению балла.

Результаты исследований и их обсуждение. Установлено, что термическая обработка практически не оказывает влияния на вид макроструктуры, поэтому для ее изучения использовали отливки в литом состоянии.

Результаты оценки размера зерна показали, что зависимость размера зерна от толщины сечения отливки и степени влияния модификатора при сохранении одинаковых условий литья

объясняется различной скоростью затвердевания в процессе кристаллизации [12]. Нерастворимые примеси, изоморфные с кристаллами расплава, являющиеся модификаторами второго рода, снижают интервал метастабильности расплава. Это возможно благодаря уменьшению поверхностного натяжения между возникающим зародышем и примесью [16–20].

На рис. 2 и 3 представлены графики изменения разности температур образцов литого термо-

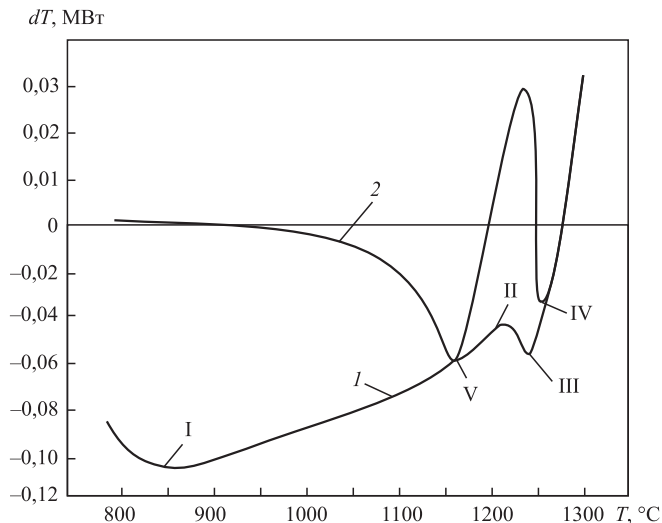


Рис. 2. Кривые ДТА образца литого сплава ЖСЗДК, отливка № 1-2:

термическая обработка по стандартному режиму: 1210 °С, 4 ч, вакуум, охлаждение с напуском аргона; 1 — кривая нагрева; 2 — кривая охлаждения

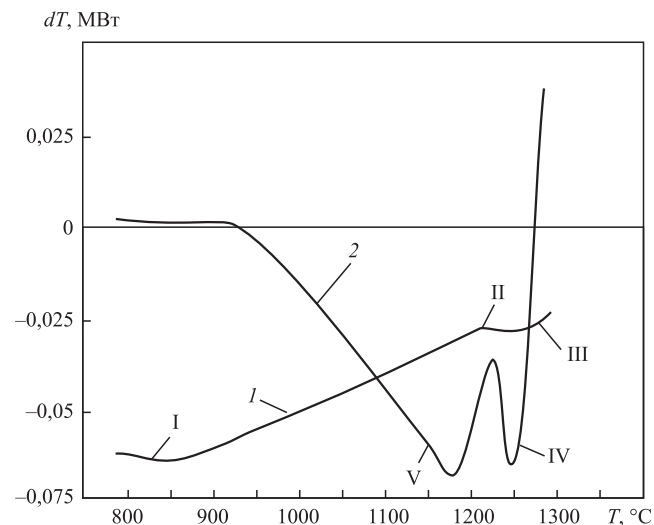


Рис. 3. Кривые ДТА образца модифицированного сплава ЖСЗДК, отливка № 5-1:

термическая обработка по режиму: 1230 °С, 4 ч, вакуум, охлаждение с напуском аргона; 1 — кривая нагрева; 2 — кривая охлаждения

обработанного жаропрочного сплава ЖСЗДК (см. табл. 1) без модификатора (сплав № 1-2) и с модификатором (сплав № 5-1).

Согласно кривой 1 (см. рис. 2) температура начала растворения упрочняющей γ' -фазы составляет 855 °С, что соответствует перегибу кривой ДТА (т. I). При дальнейшем нагреве происходит растворение упрочняющей γ' -фазы (эндотермическая реакция) вплоть до полного растворения, которое характеризуется перегибом в т. II и соответствует температуре 1225 °С. На участке кривой II—III происходит выравнивание температур исследуемого образца и эталона. При температуре 1240 °С (т. III) происходит начало плавления эвтектической (перитектической) $\gamma + \gamma'$ -фазы. При достижении температур подплавления эвтектической $\gamma + \gamma'$ -фазы отключали нагрев печи дериватографа, затем снимали показания при охлаждении системы исследуемый образец—эталон. Анализ кривой охлаждения 2 показал, что формирование эвтектики происходит при температуре 1255 °С (т. IV), а распад пересыщенного γ -твердого раствора и выделение упрочняющей γ' -фазы начинается при 1170 °С.

Анализ рис. 3 (кривая нагрева 1) показал, что растворение упрочняющей γ' -фазы сплава № 5-1 в процессе нагрева начинается при 845 °С (т. I), при достижении температуры 1215 °С этот процесс прекращается (т. II). Оплавление эвтектики происходит при температуре 1270 °С (т. III). Согласно кривой 2 (см. рис. 3), обратное формирование эвтектики происходит при 1250 °С (т. IV), при температуре 1180 °С начинается распад пересыщенного твердого раствора (т. V).

На основании приведенных выше исследований откорректированы режимы термической обработки модифицированных литых сплавов ЖСЗДК № 2-2; 3-2; 4-2 и 5-2: температура гомогенизации 2020; 2020, 2030 и 2030 °С соответственно, 4 ч, вакуум, охлаждение с напуском аргона.

Полученные результаты не противоречат результатам ранее проведенных исследований по данному вопросу [1, 4, 6–9, 11, 16, 18, 21].

При исследовании микроструктуры деталь разрезали на несколько образцов, включая сечения различной толщины, а также места перехода от сечения одной толщины к другой, т.е. тепловые узлы.

Структура сплава в литом состоянии без термической обработки представляет собой



Рис. 4. Микроструктура отливки № 5-1 толщиной ≈ 30 мм из сплава ЖСЗДК. $\times 100$

твердый раствор с сильно выраженной дендритной ликвацией, в которой видны выделения вторичных фаз (рис. 4). Очевидно, что по осям дендритов наблюдается обогащение более тугоплавкими элементами и фазами, образующимися в процессе затвердевания. Основное упрочнение создается частицами γ' -фазы на основе $Ni_3(Al, Ti)$, дополнительное упрочнение — карбидами [4, 5–9].

При оценке микроструктуры использовали шкалу 1 "Для оценки расположения карбидной фазы (нетравленный шлиф), $\times 100$ ", согласно которой с увеличением значения балла уменьшается плотность распределения карбидов на микрошлифе, характеризующая скорость затвердевания [1, 20], что соответственно при идентичных условиях кристаллизации характеризует степень влияния модификатора [5, 12].

Основной карбидной фазой в исследуемом сплаве ЖСЗДК является карбид титана,

в котором растворяется 20...25 % Mo и W. В сплаве в литом и термообработанном состоянии выявлен карбонитрид титана.

Состав и морфология первичных карбидных фаз формируются в результате сложных карбидных реакций, протекающих при кристаллизации сплавов. Характерными особенностями морфологии первичных карбидных фаз являются их выделение по границам зерен в междендритных пространствах (рис. 5, а), а также переменная дисперсность от 0,01 до 30 мкм и изменение формы в зависимости от состава и технологической обработки. В сплавах с содержанием углерода до 0,08 % карбидные фазы образуют почти непрерывную карбидную цепь по границам зерен. Вплотную или на некотором расстоянии друг от друга выделяются наиболее массивные карбиды типа $(Ti, Mo, W)C$ (рис. 5, б), промежутки между ними заполнены дисперсными карбидными частицами. Межосные участки дендритов менее насыщены карбидными частицами, которые равномерно распределены в ликвационной зоне. В этих участках выделяются карбонитриды и карбиды.

Карбонитриды часто группируются в колонии особенно вблизи усадочных и газовых раковин. Карбидные частицы могут иметь округлую, глыбообразную, клиновидную, скелетообразную и другие формы, распределяться в виде отдельных включений и образовывать различные блоки с другими фазами. В тонкостенных участках отливок или отдельно отлитых образцах карбиды часто выделяются в виде мелких включений, образующих колонии. Сложные карбиды имеют неправильную форму и располагаются в междендритных и межзеренных пространствах.

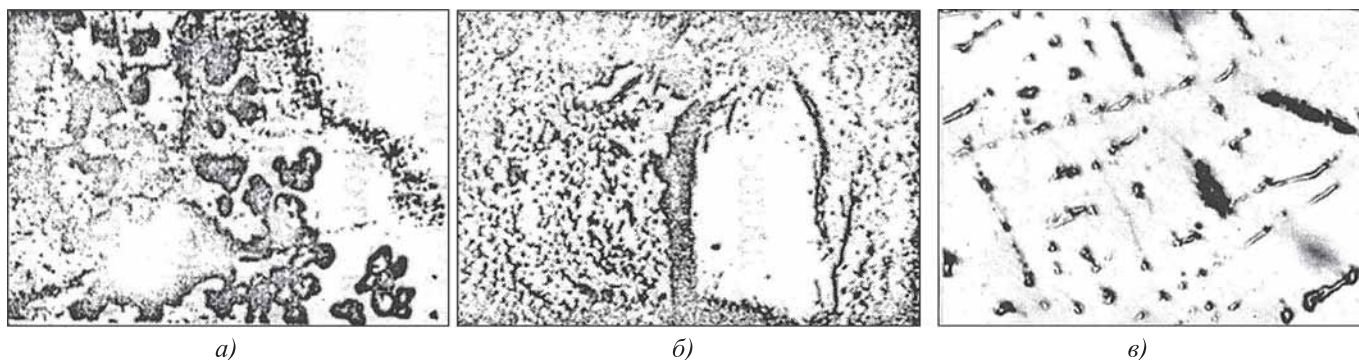


Рис. 5. Структурные составляющие литого сплава ЖСЗДК:

а — карбиды титана, $\times 1000$; б — карбид титана, легированный Mo, $\times 2000$; в — карбид титана в виде одномерных цепочек, $\times 500$

3. Состав карбидных фаз в сплаве ЖСЗДК после термической обработки

Содержание элементов, % мас.										Состав карбидных фаз, ат. доли
Ti	Nb	Mo	W	Cr	Ni	Co	Fe	C	N	
$\frac{64,1^*}{76,9}$	—	$\frac{10,0}{1,1}$	$\frac{10,5}{1,5}$	$\frac{0,2}{0,6}$	$\frac{0,9}{1,6}$	—	—	$\frac{12,1}{10,8}$	$\frac{—}{8,2}$	$\frac{(Ti_{0,75}Mo_{0,11}W_{0,12}Cr_{0,02})C}{(Ti_{0,95}Me_{0,05})(C_{0,55}N_{0,45})}$

* В числителе приведены данные по карбидам; в знаменателе — по карбонитридам.

В табл. 3 представлен состав карбидных и карбонитридных фаз в исследуемом литом сплаве ЖСЗДК.

Анализ типичных видов микроструктур сплава ЖСЗДК в различных сечениях отливок установил для немодифицированного состояния распределение карбидов в виде протяженных одномерных цепочек (рис. 5, в). Такое расположение карбидов наблюдается также в модифицированном карбидом вольфрама сплаве ЖСЗДК. Другие виды модификаторов способствовали коагуляции карбидных выделений, размер и распределение которых зависят от места их расположения в отливке. Более рассредоточенное расположение характерно для большого сечения. При толщине сечения больше ~10 мм распределение карбидов в виде протяженных одномерных цепочек не наблюдается.

На рис. 6 приведены результаты оценки распределения карбидов в зависимости от толщины сечения деталей. Наибольшее влияние на расположение карбидов по сравнению с немодифицированной отливкой № 1-1 оказало модифицирование отливок № 3-1, 4-1 и 5-1. При большем балле, характеризующем распределение карбидов в сравнительно тонком сечении, более массивным сечениям соответствует меньший балл распределения карбидов модифицированных отлив-

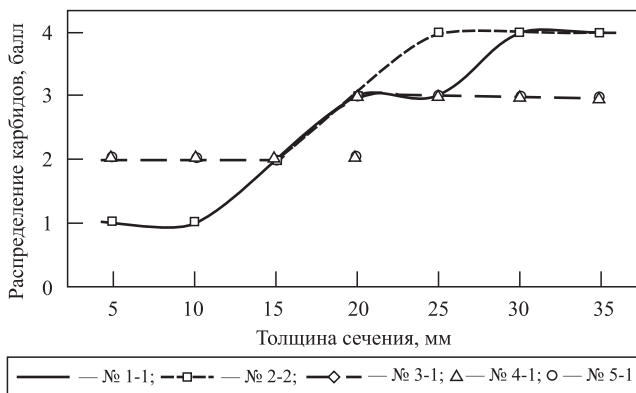


Рис. 6. Зависимость распределения карбидов от толщины сечения отливок

вок по сравнению с аналогичными сечениями немодифицированной отливки. При этом распределение карбидов в отливке с порошком карбида вольфрама идентично распределению карбидов в немодифицированной отливке (рис. 7).

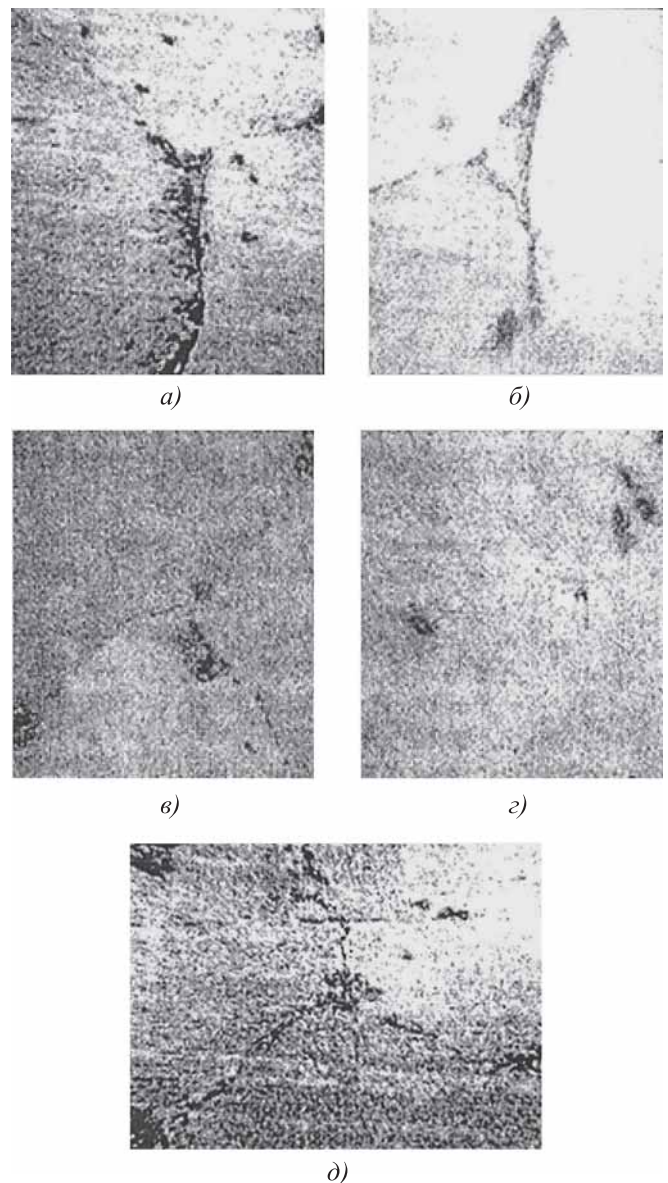


Рис. 7. Микроструктуры зернограничных выделений материала исследуемых отливок (x1000): а — № 1-1; б — № 2-2; в — № 3-2; г — № 4-2; д — № 5-1

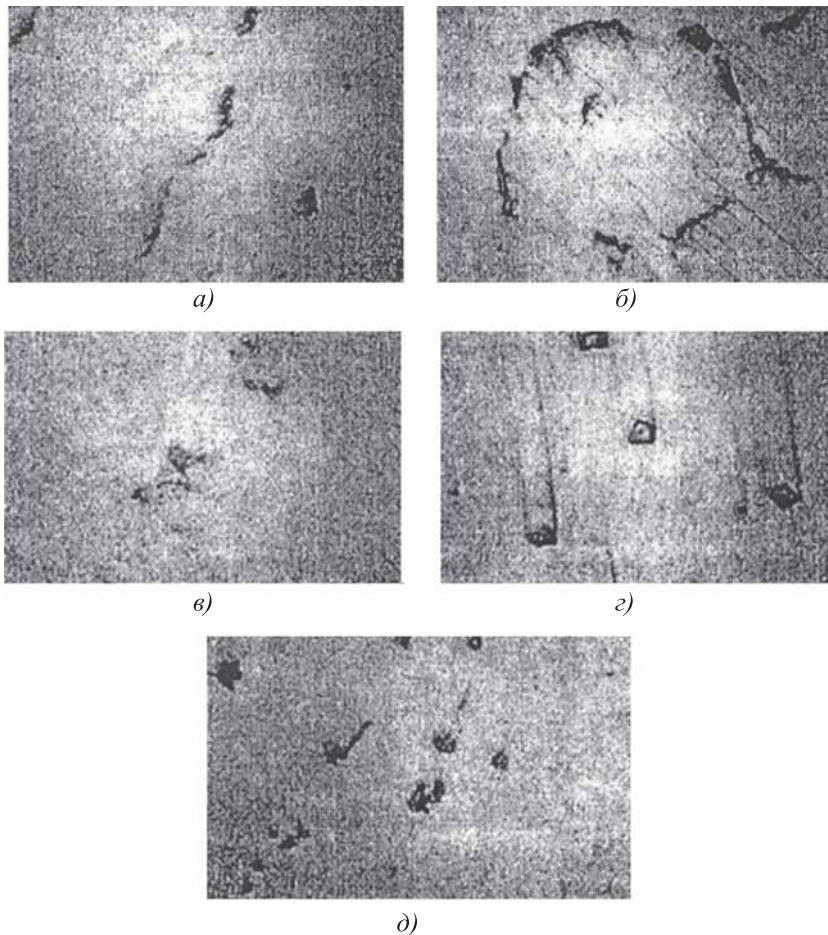


Рис. 8. Микроструктуры отливок с различными формами карбидных выделений ($\times 1000$):

a — № 1-1; *б* — № 2-2; *в* — № 3-1; *г* — № 4-1; *д* — № 5-2

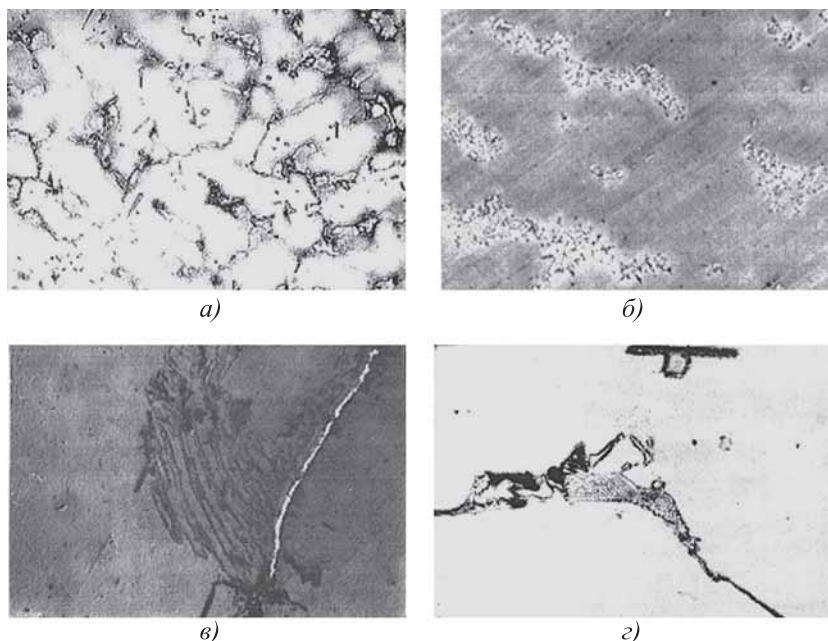


Рис. 9. Микроструктуры литого жаропрочного сплава ЖСЗДК:

a — фрагмент, $\times 300$; *б* — фрагмент, $\times 500$; *в* — эвтектика на границе зерна, $\times 600$; *г* — эвтектика внутри дендритных участков, $\times 1000$

Помимо зернограничных выделений карбиды в теле зерна также изменили форму: карбиды с вытяженной формой в модифицированной отливке (рис. 8, *a*) стали глобулярными (рис. 8, *в*) или приобрели огранку кристаллических включений (рис. 8, *г*). Предполагается, что частицы порошков стали центрами кристаллизации, изоморфными с кристаллами соответствующих фаз.

Следует отметить, что применение карбида вольфрама (отливка № 2-2) не изменило форму карбидных выделений (рис. 8, *б*).

Анализ микроструктур позволяет сделать вывод, что карбид вольфрама практически не влияет на структуру сплава ЖСЗДК в отличие от воздействия порошков карбида и карбонитрида титана, добавление которых приводит к изменению распределения карбидных выделений и их коагуляции.

Поскольку формирование структуры сплава ЖСЗДК заканчивается эвтектической кристаллизацией, он обладает значительной ликвацией (табл. 4) [21].

Микрорентгеноспектральное исследование распределения легирующих элементов в исследуемых сплавах показало, что Ni и Cr, составляющие основу сплавов, распределены равномерно или имеют незначительную ликвацию (см. табл. 4) [21]. Наибольшей склонностью к дендритной ликвации обладают Ti, Mo, W. Титан и молибден обогащают, а вольфрам обедняет междендритные пространства. Ликвация алюминия и кобальта незначительна [21]. При такой ликвации карбидная эвтектика становится все более развитой, в ней появляются глобулы первичной γ' -фазы, входящие в эвтектику. Эвтектические прослойки становятся более явными и грубыми (рис. 9, *в—г*).

Общими признаками макро- и микроструктур изучаемых сплавов в литом и термообработанном состояниях являются крупные разнородные макро- и микрзерна,

4. Дендритная ликвация в литом сплаве ЖСЗДК

Зона	Содержание элементов в осевых/межосных участках, % мас.								
	Ni	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	W	Co	Fe
Центральная	60,4	11,2	4,6	1,6	—	3,5	4,3	9,8	—
	60,5	13,1	4,3	3,9		4,6	4,8	8,2	

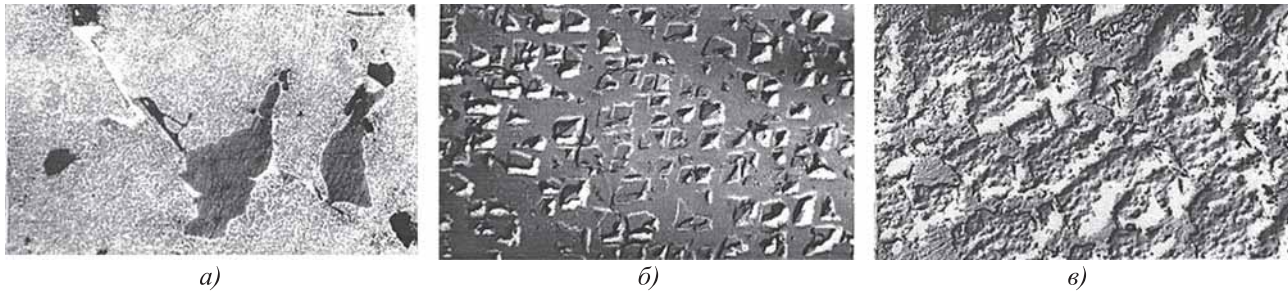


Рис. 10. Интерметаллидная γ -фаза в литом сплаве ЖСЗДК:

a — первичная γ -фаза в сплаве после литья, $\times 500$; *б, в* — упрочняющая γ -фаза после термической обработки; *б* — $\times 7000$; *в* — $\times 20\ 000$

разветвленное дендритное строение и явно выраженная дендритная ликвация [21], в результате которой в приграничных объемах образуются участки, перенасыщенные отдельными легирующими элементами, что оказывает значительное влияние на формирование интерметаллидных фаз при охлаждении и старении (рис. 10).

На рис. 11 и 12 представлен сравнительный анализ механических свойств образцов из термообработанных модифицированных отливок и образцов-свидетелей к ним, а также указан среднестатистический (определенный на 40 отливках) уровень механических свойств материала немодифицированных термообработанных отливок и образцов-свидетелей к ним.

Механические свойства материала отливок, полученных с использованием карбида вольфрама, близки к среднестатистическому уровню механических свойств модифицированных образцов, что свидетельствует об отсутствии влияния данного порошка.

Предел прочности и условный предел текучести образцов модифицированных отливок незначительно отличаются между собой и близки к среднестатистическому уровню (см. рис. 11). Максимальные значения указанных свойств и относительного удлинения (см. рис. 12, *a*) соответствуют материалу модифицированной отливки № 5-2. Ударная вязкость превышает среднестатистический уровень на ~45 % (см рис. 12, *б*).

При сохранении уровня относительного удлинения, близким к среднестатистическому



Рис. 11. Предел прочности σ_B и условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ образцов, изготовленных из отливок, (*a*) и образцов-свидетелей (*б*):

—, — — — средний уровень σ_B и $\sigma_{0,2}$ соответственно

значению, материал модифицированных отливок № 3-2 и № 4-2 имеет более высокий уровень ударной вязкости, превышающий среднестатистическое значение на 27 и 50 % соответственно (см. рис. 12, б).

Кратковременная прочность, как ускоренный метод испытания при определении характеристик материала, позволяет оценить работоспособность изделия в условиях кратковременного воздействия высоких температур и нагрузок [1–4, 9, 13, 14, 21, 22]. В настоящей

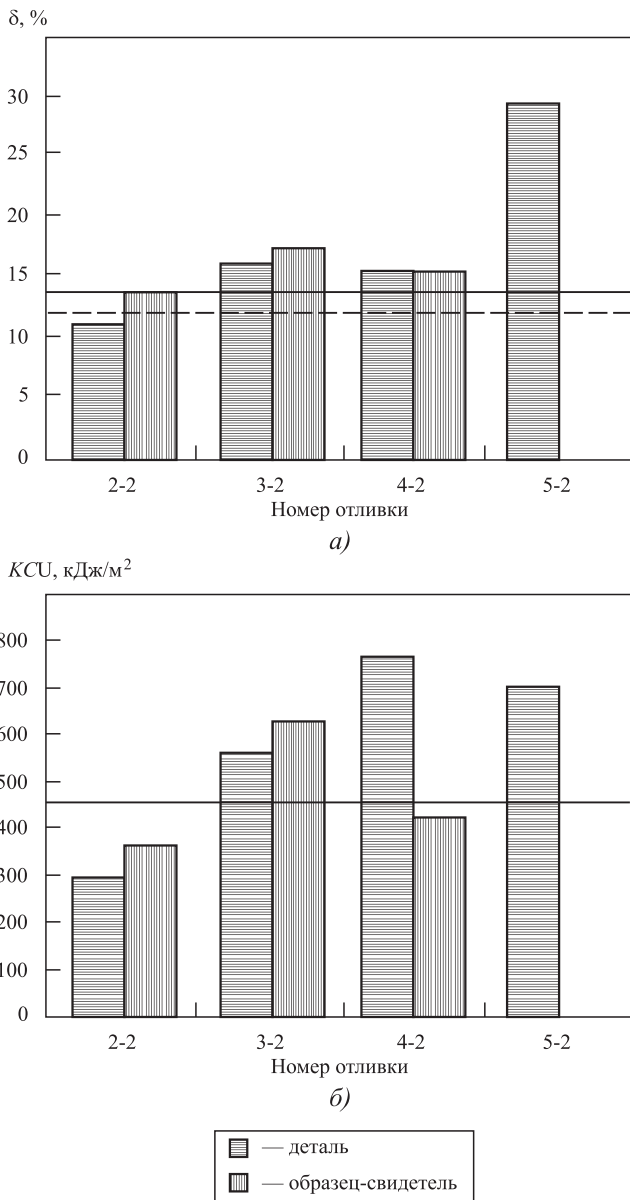


Рис. 12. Относительное удлинение δ (а) и ударная вязкость KCU (б) образцов, изготовленных из отливок, и образцов-свидетелей:

—, — — — средний уровень свойств материала образцов-свидетелей и образцов, изготовленных из отливок, соответственно

работе изучены механические свойства образцов-свидетелей модифицированных отливок из сплава ЖСЗДК при температуре испытания $550\text{ }^\circ\text{C}$. Результаты высокотемпературного испытания приведены на рис. 13.

Как видно из рис. 13, материал образцов-свидетелей модифицированной отливки № 4-2 имеет более высокий уровень механических свойств по сравнению с материалом образцов-свидетелей отливки № 2-2, в частности значение предела прочности выше на 10 %, предела текучести — на 4 %.

Таким образом, в результате изучения структуры и свойств образцов, полученных с использованием различных модификаторов, показано, что введение модификатора карбонитрида титана приводит к уменьшению зерна, равномерному распределению карбидных выделений, увеличению механических свойств. Его использование в дальнейшем может оказать решающее влияние при изготовлении ответственных деталей турбокомпрессорных агрегатов.

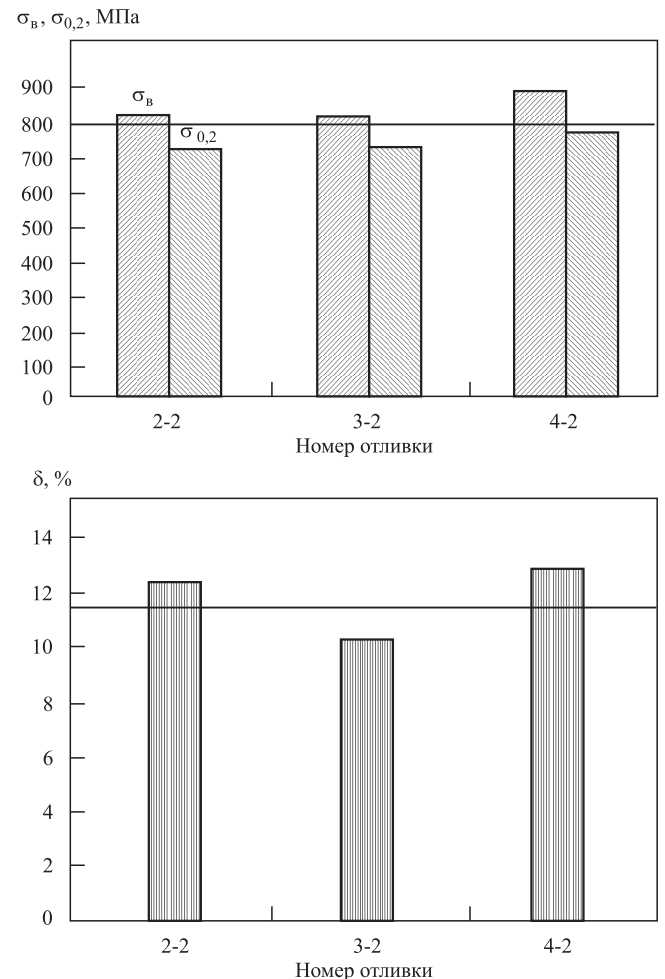


Рис. 13. Результаты механических испытаний при температуре $550\text{ }^\circ\text{C}$

Выводы

1. Зависимость размера зерна от толщины сечения отливки и степени влияния модификатора при сохранении одинаковых условий литья объясняется различной скоростью затвердевания в процессе кристаллизации. Нерастворимые примеси, изоморфные с кристаллами расплава, являющиеся модификаторами второго рода, снижают интервал метастабильности расплава. Это возможно благодаря уменьшению поверхностного натяжения между возникающим зародышем и примесью.

2. Карбид вольфрама практически не влияет на структуру сплава ЖСЗДК в отличие от воздействия порошков карбида и карбонитрида титана, добавление которых приводит к изменению распределения карбидных выделений и их коагуляции.

3. Общими признаками макро- и микроструктур изучаемых сплавов в литом и термообработанном состоянии являются крупные разнородные макро- и микрочерны, разветвленное дендритное строение и явно выраженная дендритная ликвация, в результате которой в приграничных объемах образуются участки, перенасыщенные отдельными легирующими элементами, что оказывает значительное влияние на формирование интерметаллидных фаз при охлаждении, кристаллизации и старении.

Полученные результаты можно использовать при создании ресурсосберегающих технологических процессов обработки материалов с новыми наноконпозиционными смазками и покрытиями [23–35].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гадалов В.Н., Рыжков Ф.Н. Литые сплавы на никельхромовой основе, способы их термообработки. М.: Российская инженерная академия; Курск: Курский госуд. техн. ун-т, 1994. 105 с.
2. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. Кн. 1 / пер. с англ.; под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1995. 384 с.
3. Гадалов В.Н., Рыжков Ф.Н., Корневский Н.А. Внутреннее трение, структура и физико-механические свойства литейных жаропрочных сплавов на никелевой основе. Курск: Изд-во Курского гос. техн. ун-та, 1996. 215 с.
4. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотрубных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСИС, 2001. 632 с.
5. Жеребилов Н.С., Гамлер В.В., Жеребилова М.Л. Электрошлаковое литье жаропрочного сплава с модифицированием TiCN // Проблемы и перспективы развития литейного производства: сб. науч. тр. / под ред. В.А. Маркова. Барнаул, 2000. Вып. 2. С. 26–28.
6. Каблов Е.Н., Логунов А.В., Сидоров В.В. Особенности легирования и термообработки литейных жаропрочных никелевых сплавов. Часть I // Материаловедение. 2001. № 4. С. 9–15.
7. Каблов Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-техн. сборник. М.: Наука, 2006. 272 с.
8. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД // Технология легких сплавов. 2007. № 7. № 2. С. 17–23.
9. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. Книга 1. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2010. 611 с.
10. Логунов Л.В., Шмотин Ю.Н., Рагозина В.В. Распределение легирующих элементов в γ и γ' -фазах современных высокопрочных никелевых сплавов // Вестник МГОУ. Серия "Техника и технология". 2011. № 3. С. 5–9.
11. Пат. 2519075 РФ, МПК⁷ С 22 С 19/05. Жаропрочный сплав на основе никеля для литья деталей горячего тракта газотурбинных установок / В.П. Лубенец, Э.Л. Кац, А.В. Дуб и др. // Заявитель и патентообладатель ОАО "НПО Сатурн". № 2013104628/02; заявл. 05.02.2013; опубл. 10.06.2014, Бюл. № 16. 6 с.
12. Модифицирование — метод управления структурой и свойствами металлов, сплавов и покрытий / В.Н. Гадалов, С.Г. Емельянов, Ю.В. Скрипкина, В.Г. Сальников, В.В. Горецкий // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия "Техника и технология". 2013. № 2. С. 12–15.
13. Гадалов В.Н., Ляхов А.В., Абакумов А.В. Инновационные технологические процессы при изготовлении и ремонте газотурбинных установок // Ремонт. Восстановление. Реновация: материалы VI Всероссийской НПК, 3–5 марта 2015 г. УФА: Башкирский гос. авиационный ун-т, 2015. С. 47–54.
14. К оценке характеристик жаропрочности на основе метода многофакторного планирования эксперимента / В.Н. Гадалов, С.В. Ковалев, Ю.В. Скрипкина, О.А. Тураева, А.Ю. Розин // Междисциплинарные подходы в материаловедении и технологии: сб. тр. Всероссийского совещания зав. кафедрами материаловедения и технологии металлов, 6–8 октября 2015 г. Белгород: Изд-во БГТУ, 2015. С. 7–14.
15. Жаропрочный дисперснотвердеющий сплав ХН67МВТЮ (ЭП202) на никельхромовой основе, некоторые сведения / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева, Е.А. Филатов, Д.С. Алымов // Естественные и технические науки. 2017. № 8. С. 74–80.

16. **Некоторые** сведения по изготовлению высококачественных отливок способом литья по выплавляемым моделям (ЛПМ) жаропрочного сплава ЭИ598 / В.Н. Гадалов, Е.А. Филатов, И.В. Ворначева, В.М. Рощупкин // Сб. материалов VII Междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов", 7–10 ноября 2017 г. М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 534–537.
17. **Использование** фрактографии для оценки надежности жаропрочных литейных сплавов с никель-хромовой основой / В.Н. Гадалов, А.Б. Коломенский, И.А. Макарова, Е.А. Филатов, О.А. Тураева // Сб. матер. VII Междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов", 7–10 ноября 2017 г. М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 753–755.
18. **Влияние** структуры на характер разрушения свариваемых литейных никелевых сплавов / В.Н. Гадалов, В.Р. Петренко, Р.Ю. Киреев, Д.Н. Романенко // Сварочное производство. 2017. № 12. С. 26–32.
19. **Определение** температурного интервала повреждаемости жаропрочного сплава ЭП202 методом внутреннего трения / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева, Д.С. Алымов, И.А. Макарова, Е.А. Ельников // Естественные и технические науки. 2018. № 5. С. 218–221.
20. **Баландин Г.Ф.** Основы теории формирования отливки. М.: Машиностроение, 1976. 328 с.
21. **Дендритная** ликвация и ее влияние на распределение упрочняющей γ' -фазы в жаропрочном литейном сплаве с никелевой матрицей (ЖСН) / В.Н. Гадалов, Н.Д. Тутов, Р.Е. Абашкин, А.И. Лыткин // Технология металлов. 2009. № 7. С. 30–33.
22. **Металловедение** и термическая обработка стали: справочник. Т. 1. Кн. 2. Методы испытаний и исследования / под ред. М.Л. Бернштена, А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1991. 462 с.
23. **Вариант** определения максимального пластического упрочнения в инструментальных сталях / Г.М. Журавлев, А.Е. Гвоздев, А.Е. Чеглов, Н.Н. Сергеев, О.М. Губанов // Сталь. 2017. № 6. С. 26–39.
24. **On** friction of metallic materials with consideration for superplasticity phenomenon / A.D. Breki, A.E. Gvozdev, A.G. Kolmakov, N.E. Starikov, D.A. Provotorov, N.N. Sergeyev, D.M. Khonelidze // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8. No. 1. P. 126–129.
25. **Многоуровневый** подход к проблеме замедленного разрушения высокопрочных конструкционных сталей под действием водорода / В.П. Баранов, А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, Н.Н. Сергеев, А.Н. Чуканов // Материаловедение. 2017. № 7. С. 11–22.
26. **Применение** теории пластичности дилатирующих сред к процессам уплотнения порошков металлических систем / Э.С. Макаров, А.Е. Гвоздев, Г.М. Журавлев, А.Н. Сергеев, И.В. Минаев, А.Д. Брки, А.Д. Малий // Чебышевский сборник. 2017. Т. 18. Вып. 4. С. 1–17.
27. **Механические** свойства конструкционных и инструментальных сталей в состоянии предпревращения при термомеханическом воздействии / А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, О.В. Кузовлева, Н.Н. Сергеев, И.В. Тихонова // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 11. С. 39–42.
28. **Особенности** протекания процессов разупрочнения при горячей деформации алюминия, меди и их сплавов / А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, Д.Н. Боголюбова, Н.Н. Сергеев, И.В. Тихонова, Д.А. Провоторов // Материаловедение. 2014. № 6. С. 48–55.
29. **Role** of nucleation in the of first-order phase transformations / A.E. Gvozdev, N.N. Sergeyev, I.V. Minayev, A.G. Kolmakov, I.V. Tikhonova // Inorganic Materials: Applied Research. 2015. Vol. 6. No. 4. P. 283–288.
31. **Механизмы** водородного растрескивания металлов и сплавов. Ч. I (обзор) / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Г. Колмаков, А.Е. Гвоздев // Материаловедение. 2018. № 3. С. 27–33.
32. **Механизмы** водородного растрескивания металлов и сплавов. Ч. II (обзор) / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Г. Колмаков, А.Е. Гвоздев // Материаловедение. 2018. № 4. С. 20–29.
33. **Закономерности** формирования структуры частиц порошковых композиций на основе алюминия, получаемых механическим реакционным легированием / В.Н. Гадалов, А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, И.В. Ворначева, С.Н. Кутепов, Е.А. Ельников, Д.С. Алымов, Д.И. Нестеров // Материаловедение. 2019. № 7. С. 38–42.
34. **Исследование** микроструктуры и механических свойств коррозионно-стойких биметаллов, полученных методом непрерывной разливки / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Е. Гвоздев, А.А. Шатульский, Д.С. Клементьев // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Т. 17. № 12. С. 562–570.
35. **Расчет** температурного поля при неполной горячей обработке металлических сплавов / Г.М. Журавлев, Д.Н. Романенко, А.Е. Гвоздев, О.М. Губанов, С.Н. Кутепов // Сталь. 2019. № 10. С. 56–59.

*Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук,
gadalov-vn@yandex.ru;*

Ирина Александровна Макарова;

Александр Андреевич Иванов;

Сергей Николаевич Кутепов, канд. пед. наук,

Александр Владимирович Филонович, д-р техн. наук;

Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук;

Александр Евгеньевич Гвоздев, д-р техн. наук

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

Сварка трением с перемешиванием стыковых соединений листов сплавов 1420Т1 и 1163Т

Приведены результаты исследований формирования стыкового соединения листов толщиной 5 мм из алюминиевых сплавов 1420Т1 и 1163Т в разноименном сочетании. Установлено, что временное сопротивление соединений зависит от расположения свариваемых сплавов относительно направления вращения инструмента при сварке трением с перемешиванием. Показано, что в зависимости от расположения сплавов 1420Т1 и 1163Т со стороны набегания или отхода инструмента максимальная температура у края заплечика инструмента составляет 385 или 410 °С, в ядре шва металл нагревается до 490 °С. Зона перемешивания (металла шва) состоит из двух зон, соответствующим свариваемым сплавам без перемешивания между собой. Временное сопротивление сварного соединения сплавов 1420Т1 и 1163Т составляет 0,65...0,73 временного сопротивления сплава 1420Т1.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; алюминиевые сплавы; стыковое соединение; временное сопротивление; макроструктура; микроструктура; зона перемешивания.

The results of the butt joint formation of 5 mm thickness sheets from 1420T1 and 1163T aluminium alloys in different combination are presented. It is established that the ultimate strength of the joints depends on the location of the welded alloys relative to the direction of the tool rotation during friction stir welding. It is shown that depending on the location of 1420T1 and 1163T alloys on the side of the run in or out of the tool, the maximum temperature at the edge of the tool shoulder is 385 or 410 °C, in the weld core the metal is heated to 490 °C. The stir zone (the weld metal) consists of two zones corresponding to welded alloys without stir with each other. Ultimate strength to welded joint 1420T1 and 1163T alloys is 0.65...0.73 of ultimate strength to the 1420T1 alloy.

Keywords: friction stir welding; aluminum alloys; butt joint; ultimate strength; macrostructure; microstructure; stir zone.

Введение. Алюминиевые сплавы различных систем легирования широко применяют при изготовлении сварных конструкций. Для получения неразъемных соединений используют различные способы сварки плавлением, основанные на кристаллизации металла шва из расплава сварочной ванны.

Высокотемпературный нагрев зоны сварки приводит к структурным и фазовым превращениям не только в металле самого шва, но и в примыкающих к нему участках. В связи с этим прочность металла швов и сварных соединений нагартованных и термически упрочняемых алюминиевых сплавов в большинстве случаев не превышает 70 % прочности основного металла [1–3]. В целом свариваемость высокопрочных алюминиевых сплавов — неудовлетворительная.

Основной характеристикой любой промышленной конструкции является способность обеспечивать необходимую работоспособность при заданных условиях эксплуатации на протяжении определенного срока. Часто для дости-

жения поставленной цели при изготовлении конструкций приходится применять новые материалы, уникальные технологии производства и различные методы соединения отдельных элементов и узлов.

Для обеспечения требуемой работоспособности сварной конструкции из алюминиевых сплавов бывает необходимым обеспечить получение качественного сварного соединения из разнородных алюминиевых сплавов. Существует концепция создания литодеформированных конструкций, когда часть деталей изготавливается методами литья из литейных алюминиевых сплавов, а затем они с помощью сварки собираются в конструкцию путем соединения с деталями, полученными из деформируемых сплавов [4–6].

Помимо сочетаний литейных и деформируемых алюминиевых сплавов, а также разноименных деформируемых сплавов, в сварных соединениях могут найти применение гранулированные и порошковые сплавы. Это еще больше расширяет возможные сочетания алюминиевых сплавов.

1. Химический состав исследуемых алюминиевых сплавов, % мас.

Сплав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Li	Zn	Ti	Al
1163	0,1	0,15	3,8...4,5	0,4...0,8	1,2...1,6	—	0,1	0,01...0,07	Остальное
1420		0,07	—	—	4,5...6,0	1,8...2,3	—	0,08...0,15 Sc	

Для получения неразъемных соединений при изготовлении конструкций из алюминиевых сплавов используют различные способы сварки. Однако в большинстве случаев формирование шва происходит в результате расплавления некоторого объема свариваемого металла и подающейся в зону сварки проволоки с последующей их кристаллизацией в инертной защитной среде.

Нагрев металла до температуры плавления приводит к существенным фазовым и структурным превращениям, вызывает значительную пластическую деформацию соединений и способствует возникновению в них больших остаточных напряжений. В зоне сварки основной металл разупрочняется, а шов имеет литую крупнокристаллическую структуру, что приводит к резкому снижению предела прочности сварного соединения. Также в процессе кристаллизации расплава по местам выделения вторичных легкоплавких фаз может происходить межкристаллитное разрушение швов [7, 8].

Последнее обстоятельство существенно сокращает возможное сочетание разнородных алюминиевых сплавов, применяемых в сварных соединениях. Поэтому добиться получения качественных сварных соединений разнородных алюминиевых сплавов можно, если осуществлять процесс сварки без разогрева металла до температуры плавления. Такую возможность предоставляет способ сварки трением с перемешиванием [1, 9]. При этом принцип образования шва основан на нагреве небольшого объема металла до пластического состояния за счет трения, перемешивания его по всей толщине свариваемых кромок и деформирования в замкнутом пространстве.

Цель работы — оценка эксплуатационных и ресурсных характеристик сварных соединений алюминиевых сплавов 1420Т1 и 1163Т, полученных сваркой трением с перемешиванием. Качественное сварное соединение между этими сплавами методами сварки плавлением получить не представляется возможным.

Методика проведения исследований. Исследовали образцы в виде пластин толщиной 5 мм и размерами 150×400 мм из листов сплавов 1420Т1 и 1163Т, химический состав которых по основным легирующим элементам представлен в табл. 1.

Механические свойства исследуемых сплавов в полностью термически обработанном состоянии приведены в табл. 2.

Схема процесса сварки трением с перемешиванием исследуемых сплавов показана на рис. 1. При этом при сварке исследуемых сплавов в разноименном сочетании их попеременно располагали со стороны набегания инструмента и со стороны отхода. Режимы сварки исследуемых сплавов приведены в табл. 3.

Для обеспечения минимального зазора в стыке кромки пластин предварительно фрезеровали. После этого кромки и прилегающую к ним поверхность на ширине 20 мм зачищали механической щеткой из коррозионно-стойкой стали. Сварку трением с перемешиванием осуществляли на лабораторной установке, изготовленной на базе вертикального фрезерного станка с ЧПУ и дополнительно оснащенного индикатором вертикального перемещения фрезерной головки. Для сварки использовали инструмент, выполненный из быстрорежущей стали, со штифтом конусообразной формы и винтовой линией [10].

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

2. Механические свойства листов сплавов 1163Т и 1420Т1

Сплав	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %
	МПа		
1163Т	440	290	11,0
1420Т1		275	12,0

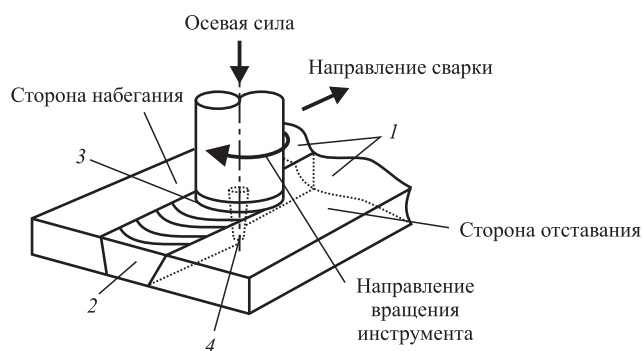


Рис. 1. Схема процесса сварки трением с перемешиванием исследуемых сплавов:

1 — свариваемые заготовки; 2 — сварной шов; 3 — заплечик; 4 — штифт со специальным профилем

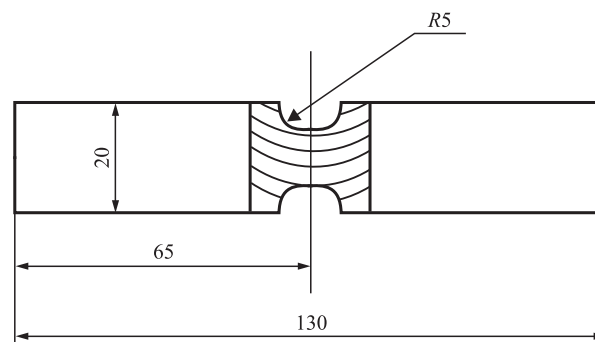


Рис. 2. Образец для определения временного сопротивления металла зоны перемешивания (шва)

3. Режимы сварки трением с перемешиванием исследуемых сплавов

Сплав, сочетание сплавов	Параметры рабочего инструмента			Угол наклона инструмента в вертикальной плоскости, °	Частота вращения инструмента, мин ⁻¹	Скорость сварки, мм/мин	Осевая сила на инструмент, Н
	Диаметр штыря	Длина штыря	Диаметр заплечика				
1163Т	мм			2	850	140	7600
1420Т1	4,5	4,8	14	3			
1163Т + 1420Т1							

Для оценки качества металла зоны перемешивания (металла шва) выполняли рентгеновское просвечивание сварных соединений. В качестве источника ионизирующего излучения применяли рентгеновский аппарат РУМ 7 с диапазоном регулировки напряжения 10...60 кВ и током анода до 30 мА. В качестве детектора рентгеновского излучения использовали радиографическую пленку AGFA D5 класса С4 по ISO 11699.

Механические характеристики сварных соединений определяли в соответствии с ГОСТ 6996—66. Угол статического изгиба измеряли на установке Zwick/Roell Z030.

Для определения временного сопротивления металла шва испытывали специальные образцы. Поверхность шва с лицевой и корневой сторон зачищали до уровня поверхности основного металла. В зоне шва (рис. 2) выполняли выборки торцевой фрезой диаметром 15 мм для уменьшения рабочего сечения образца до 10 мм.

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

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

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

Микротвердость измеряли на поперечных шлифах сварных соединений на автоматизированном твердомере EmcoTest DuraScan 20 в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6705-1—2007. Нагрузки на индентор 9,8 Н (HV 1) и 4,9 Н (HV 0,5).

Результаты исследований и их обсуждение. Для оценки механических свойств исследуемых сплавов помимо сварки трением с перемешиванием в разнородном сочетании выполняли сварку сплавов 1420Т1 и 1163Т. Эти данные служили базой сравнения для оценки свойств сварных соединений сплавов 1420Т1 + 1163Т.

Результаты механических испытаний сварных соединений приведены в табл. 4.

4. Механические свойства сварных соединений сплавов 1420Т1 и 1163Т, полученных сваркой трением с перемешиванием

Сочетание сплавов	Сварное соединение			Металл шва	Угол изгиба α , °
	σ_B , МПа	Зона разрушения	Коэффициент прочности соединения K	σ_B , МПа	
1163Т + 1163Т	323	ЗТМВ	0,73	355	128
1420Т1 + 1420Т1	345		0,78	378	165
1163Т + 1420Т1	315	ЗТМВ ₁₄₂₀	0,71	328	105
1420Т1 + 1163Т	288	ЗТМВ ₁₁₆₃	0,65	322	96

Примечания. 1. Приведены средние значения показателей по результатам испытаний пяти образцов на каждый вариант.

2. В соединении 1163Т + 1420Т1 сплав 1420Т1 расположен со стороны отхода инструмента; в соединении 1420Т1 + 1163Т сплав 1163Т расположен со стороны отхода инструмента.

Временное сопротивление сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием на сплаве 1420Т1, равно 345 МПа, что соответствует коэффициенту прочности соединения (отношение временного сопротивления соединения к временному сопротивлению основного металла) $K = 0,78$.

Более высокие значения временного сопротивления металла шва (зоны перемешивания) обуславливают разрушение соединения при испытаниях по зоне *термомеханического воздействия* (ЗТМВ). Угол изгиба 165° свидетельствует о достаточно высокой пластичности металла зоны перемешивания.

Сварные соединения сплава 1163Т в одноименном сочетании обладают меньшим значением временного сопротивления по сравнению с временным сопротивлением соединений сплава 1420Т1. При этом коэффициент прочности соединения равен 0,73.

Временное сопротивление металла зоны перемешивания составило 355 МПа, что на 32 МПа превосходит временное сопротивление сварного соединения. Угол изгиба 128°, что также свидетельствует о достаточной пластичности металла зоны перемешивания.

На рис. 3 показано разрушение образцов соединений сплавов 1163Т и 1420Т1 в одноименном сочетании при испытаниях на растяжение.

Временное сопротивление сварного соединения сплавов 1163Т и 1420Т1 зависит от расположения соединяемых сплавов относительно рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием. В обоих случаях разрушение соединения происходило по зоне термомеха-

нического воздействия, т.е. по ЗТМВ₁₄₂₀ или ЗТМВ₁₁₆₃ со стороны отхода инструмента.

Поэтому для получения более высоких значений временного сопротивления соединения сплавов 1163Т + 1420Т1 со стороны отхода инструмента следует располагать сплав с более широким диапазоном режимов по скорости сварки и частоте вращения инструмента, обеспечивающих качественное формирование соединения. В данном случае со стороны отхода инструмента целесообразно располагать заготовку из сплава 1420Т1, что позволит получить соединение с временным сопротивлением на уровне 315 МПа.

Временное сопротивление металла зоны перемешивания (металла шва) практически не зависит от расположения заготовок из сплавов 1163Т и 1420Т1 при сварке трением с перемешиванием относительно инструмента. Временное сопротивление металла шва составляет

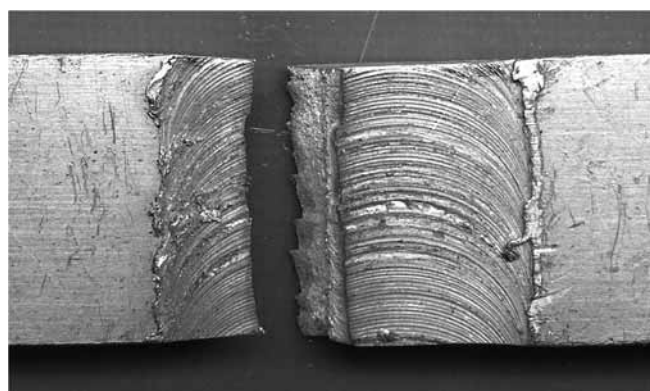


Рис. 3. Образцы сварных соединений сплавов 1420Т1 и 1163Т в одноименном сочетании после испытания на растяжение

322...328 МПа, что несколько выше значения временного сопротивления сварного соединения.

Угол изгиба сварного соединения сплавов 1163Т + 1420Т1 меньше угла изгиба сварных соединений этих сплавов в одноименном сочетании.

На рис. 4 приведены макроструктуры соединения сплава 1420Т1 в одноименном сочетании и в разноименном сочетании со сплавом 1163Т.

Макроструктура соединения сплавов 1420Т1 и 1163Т в одноименном сочетании характеризуется наличием характерных для соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, структурных зон: зоны шва, зоны термомеханического воздействия, зоны термического влияния и основного металла.

Макроструктура соединения сплавов 1420Т1 + 1163Т в поперечном сечении приведена на рис. 4, б. Ядро (центральная часть) соединения включает две зоны 3 (сплав 1420Т1) и 4 (сплав 1163Т). Ядро сформировано из двух свариваемых сплавов с отчетливо видимой из-за разной травимости контактной границей без взаимного перемешивания сплавов

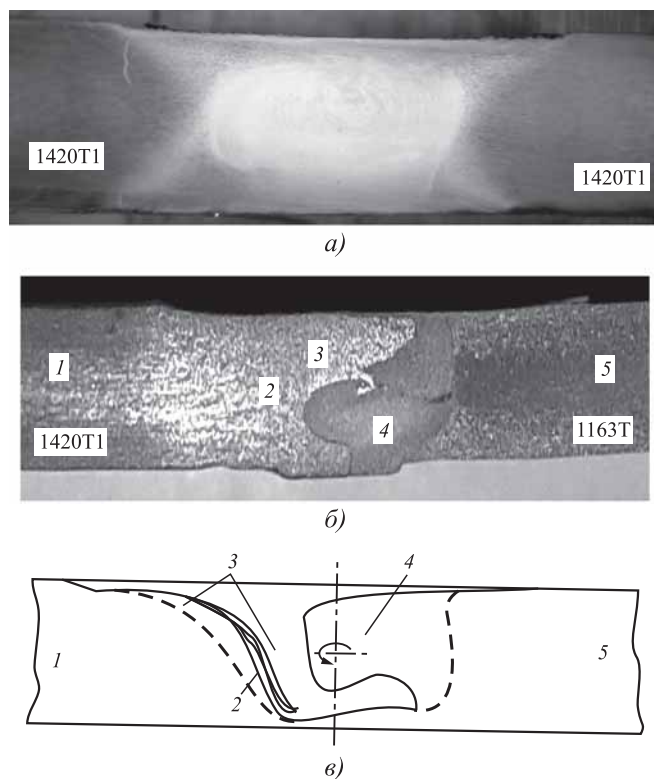


Рис. 4. Макроструктуры сварного соединения сплава 1420Т1 в одноименном сочетании (а), в разноименном сочетании со сплавом 1163Т (б) и схема соединения сплавов 1420Т1 + 1163Т (в):
 - - - зона шва (зона перемешивания)

в процессе сварки трением с перемешиванием. Макрошлиф зоны 3 имеет матовый серый цвет, а зоны 4 — блестящий (на неанодированном шлифе). Границы ядра слабо прослеживаются на макроснимке и поэтому на схеме они показаны штриховой линией (см. рис. 4, в).

На макрошлифе композиции 1420Т1 + 1163Т хорошо видна зона перемешивания, которая в сечении имеет Z-образную форму и располагается со смещением 1,5...2,2 мм в сторону сплава 1163Т. Линия, которая отчетливо видна с лицевой стороны соединения (рис. 5, показана стрелкой), выступает в качестве границы данной зоны, не является дефектом соединения. Анализ микрошлифов данной зоны в полированном состоянии не выявил присутствия дефектов.

Обе зоны имеют асимметричную форму, что связано со сложным характером совместной пластической деформации соединяемых сплавов при сварке трением с перемешиванием. Сплав 1420Т1 из зоны 3 замешивается в зону 4 из сплава 1163Т, а металл из зоны 4 экструдируется в зону 3 из сплава 1420Т1.

Исследование микроструктуры отдельных зон сварного соединения сплавов 1420Т1 + 1163Т показало, что сплав 1420Т1 в основном металле имеет тонковолокнистую нерекристаллизованную структуру (рис. 6, а).

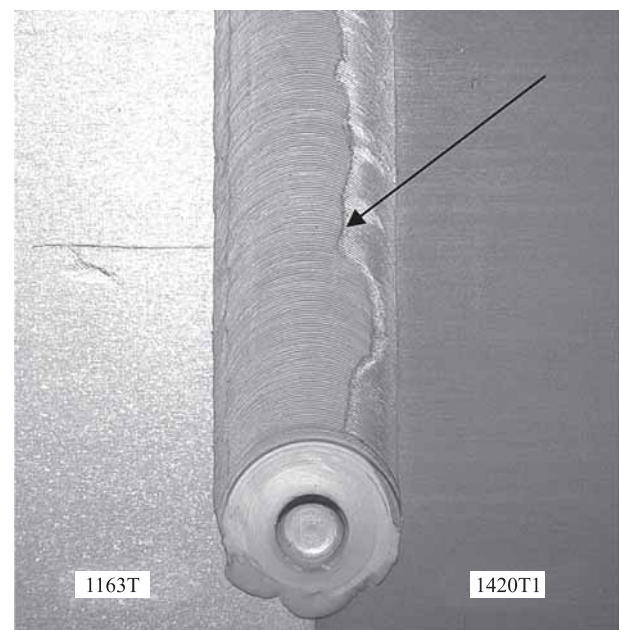


Рис. 5. Линия, разделяющая зону перемешивания сплавов 1420Т1 и 1163Т

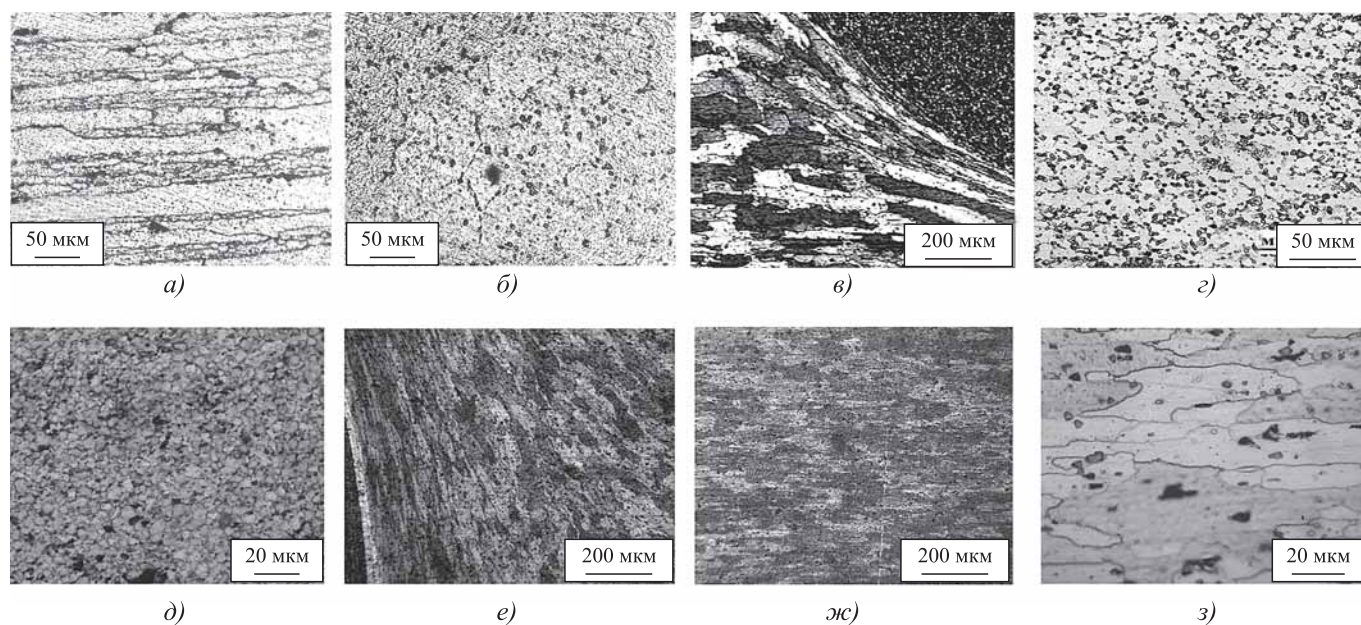


Рис. 6. Микроструктуры различных зон соединения сплавов 1420Т1 + 1163Т:

a — основной металл 1420Т1; *б* — зона термического влияния со стороны сплава 1420Т1; *в* — зона термомеханического воздействия со стороны сплава 1420Т1; *г* — зона перемешивания со стороны сплава 1420Т1; *д* — зона перемешивания со стороны сплава 1163Т; *е* — зона термомеханического воздействия со стороны сплава 1163Т; *ж* — зона термического влияния со стороны сплава 1163Т; *з* — основной металл 1163Т

В зоне термического влияния со стороны сплава 1420Т1 наблюдаются растворение упрочняющих фаз и явление частичной закалки сплава, сопровождающееся снижением прочности и твердости сплава (рис. 6, б).

В зоне термомеханического воздействия со стороны сплава 1420Т1 происходит формирование структуры в виде слоев с резким изменением направления межслойного течения материала (рис. 6, в). Межслойного направления металлографическим анализом не обнаружено.

В зоне шва сплава 1420Т1 наблюдается сильно измельченная структура с равноосными зернами, по форме напоминающей шестиугольники, что свидетельствует о произошедшей рекристаллизации материала при сварке (рис. 6, г).

В зоне шва сплава 1163Т можно отметить более мелкий размер зерна по сравнению со сплавом 1420Т1 (рис. 6, д). Размер зерна измеряли методом секущих. Установлено, что размер зерна в шве сплава 1420Т1 составляет 10...12 мкм, в то время как со стороны сплава 1163Т размер зерна в шве был примерно вдвое меньше — 4,5...6 мкм.

Формирование зеренной структуры происходит в результате совместного действия группы эффектов: статического возврата, первичной и собирательной рекристаллизации на стадии

предзагрева при подходе инструмента к материалу; динамического возврата, динамической и собирательной рекристаллизации на стадии перемешивания; статического возврата, первичной и собирательной рекристаллизации на стадии остывания при отходе инструмента. На этапе остывания материала создаются условия для роста зерна, но при этом излишнему росту зерен препятствуют частицы вторичных фаз.

Учитывая, что теплопроводность сплава 1420Т1 существенно ниже теплопроводности сплава 1163Т, длительность остывания этого сплава будет превышать длительность остывания сплава 1163Т. Это способствует увеличению размера зерен зоны перемешивания, что и было отмечено выше.

Сварка трением с перемешиванием измельчает металл шва еще сильнее, что впоследствии частично компенсируется ростом зерна в ходе остывания. Принудительное охлаждение материала за инструментом будет приводить к более существенному измельчению зерна, поскольку позволит тормозить собирательную рекристаллизацию.

Зона термомеханического воздействия для обоих сплавов характеризуется вытянутыми и повернутыми по направлению деформации зернами.

Для сплава 1420Т1 наблюдаются зерна, состоящие из более мелких равноосных зерен. Это свидетельствует о частичной рекристаллизации этой зоны близко к зоне перемешивания. Средний поперечный размер зерен в этих зонах близок друг к другу, несмотря на существенное отличие микротвердости сплавов, на что может влиять наличие равноосных зерен.

В отличие от зоны перемешивания и зоны термомеханического воздействия зона термического влияния не подвергается деформации, а только тепловому воздействию в ходе всего процесса сварки. Этого влияния достаточно для изменения микроструктуры и механических свойств материала. Зона термического влияния в сплаве 1163Т отличается также высокой химической активностью и перетравливанием.

Этот факт затрудняет сбор данных о зеренной структуре, поэтому поперечный размер зерен измеряли на границе основного металла и зоны термического влияния. Микротвердость и средний размер зерна в зоне термического влияния обоих образцов отличается в пределах погрешности эксперимента, однако в обоих случаях ниже значения микротвердости, чем в основном металле, при близком значении среднего размера зерна (табл. 5).

Размер зерна в зоне перемешивания при этом является величиной, которая в большей степени зависит от материала и скорости охлаждения, поскольку с интенсификацией режима растут и температура, и деформация, противоположно влияющие на размер зерна. Средний размер зерна в зоне перемешивания соединения сплава 1163Т всегда находится в диапазоне от 3 до

6 мкм, если не используются дополнительные источники тепла или охлаждения.

Анализ распределения твердости показал, что степень разупрочнения металла в шве и на примыкающих к нему участках при сварке трением с перемешиванием всегда меньше, чем при методах сварки плавлением (рис. 7). Способ сварки трением с перемешиванием позволяет повысить этот показатель до 86 HRB.

При сварке термически упрочняемых сплавов 1420Т1 и 1163Т металл шва, выполненный сваркой трением с перемешиванием, обеспечивает твердость металла шва до уровня 86 HRB.

Измерения температуры у края заплечика рабочего инструмента, проведенные с помощью левых термопар, выявили, что более низкий уровень разупрочнения металла при сварке трением с перемешиванием разноименных алюминиевых сплавов обусловлен меньшим нагревом металла в зоне сварки. В зависимости от расположения сплавов 1420Т1 и 1163Т со стороны набегания или отхода инструмента максимальная температура у края заплечика инструмента составляет 385 или 410 °С, в ядре шва металл нагревается до 490 °С.

Таким образом, при сварке трением с перемешиванием шов и прилегающие к нему участки соединения подвергаются нагреву ниже температуры плавления основного металла, благодаря чему исключается возможность образования дефектов в виде кристаллизационных трещин при получении неразъемных соединений одноименных и особенно разноименных алюминиевых сплавов.

Интенсивное перемешивание пластифицированного металла в ограниченном пространстве при избыточном давлении способствует

5. Средние размеры зерна твердого раствора и микротвердость в сплаве 1163Т

Зона сварного соединения	Средний размер зерна, мкм	Микротвердость HV
Основной металл	$\frac{10...24^*}{17}$	85,66
Зона термического влияния	$\frac{9,4...18,8}{14,1}$	75,83
Зона термомеханического воздействия	$\frac{4,2...9,1}{6,6}$	77,11
Зона шва	$\frac{1,8...5,2}{3,5}$	104,78

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

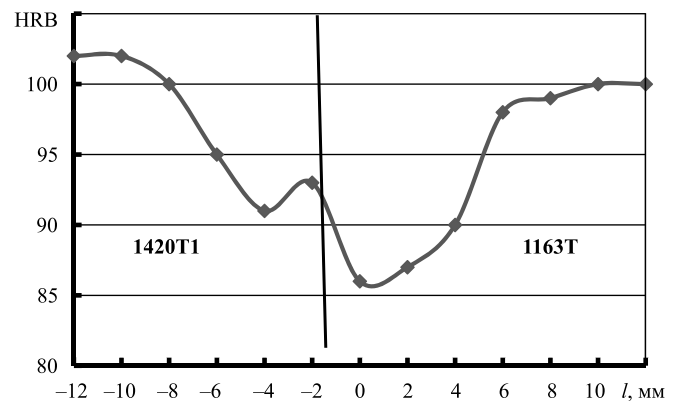


Рис. 7. Распределение твердости металла в соединениях разноименных алюминиевых сплавов 1420Т1 и 1163Т, полученных сваркой трением с перемешиванием: l — расстояние от оси шва

формированию субдендритной структуры ядра шва, состоящей из однородных и частично перемешанных слоев свариваемых сплавов, и зоны термомеханического воздействия, содержащей одновременно протяженные деформированные относительно направления перемещения инструмента зерна, а также мелкие рекристаллизованные равноосные зерна.

Трансформации в свариваемом металле, сопровождающие процесс сварки трением с перемешиванием: измельчение зерен, увеличение объемной доли их границ и дробление интерметаллидных фаз в металле швов позволяют получить качественные соединения из разноименных алюминиевых деформируемых сплавов с высокими значениями временного сопротивления.

Выводы

1. Установлена возможность получения качественных бездефектных соединений сплавов 1420Т1 и 1163Т в разноименном сочетании при сварке трением с перемешиванием.

2. Зона перемешивания (ядро шва), сформировавшаяся в результате совместной пластической деформации разнородных сплавов 1420Т1 и 1163Т в процессе сварки трением с перемешиванием, включает в себя два участка из этих сплавов с четко выраженной границей между ними. Участки имеют форму, вытянутую в направлении вращения инструмента и, соответственно, S-образную границу между исследуемыми сплавами.

3. В ядре соединения (в металле шва) из сплавов 1420Т1 и 1163Т формируется рекристаллизованная структура с равноосными зернами. При этом размер зерен со стороны сплава 1163Т составляет 2...5 мм, что примерно в 2 раза меньше, чем размер зерен со стороны сплава 1420Т1. Такая структура формируется независимо от исходной зеренной структуры, химического и фазового составов соединяемых сплавов. Ее формирование вызвано протекающими одновременно процессами динамической рекристаллизации.

4. Со стороны набегания инструмента следует располагать сплав 1163Т, так как он имеет более узкий интервал режимов сварки, обеспечивающих формирование качественного соединения, в сравнении со сплавом 1420Т1.

5. В зависимости от расположения сплавов 1420Т1 и 1163Т со стороны набегания или от-

хода инструмента максимальная температура у края заплечика инструмента составляет 385 или 410 °С, в ядре шва металл нагревается до 490 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Издательский дом "Руда и металлы", 2017. 440 с.
2. Машин В.С., Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Автоматическая сварка. 2005. № 9. С. 43–49.
3. Овчинников В.В., Дриц А.М., Гуреева М.А. Механические свойства сварных соединений из современных алюминиевых деформируемых сплавов. // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. № 4. С. 9–16.
4. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. О рациональном выборе полуфабрикатов из алюминиевых и магниевых сплавов для сварных конструкций // Сварочное производство. 2000. № 6. С. 29–36.
5. Перспективные литейные алюминиевые сплавы для литодеформированных сварных конструкций изделий авиационной техники / А.Г. Братухин, В.И. Лукин, Е.В. Глотов, П.П. Побежимов // Сварочное производство. 1995. № 4. С. 3–5.
6. Рязанцев В.И., Федосеев В.А., Мацнев В.Н. Технологические аспекты сборки-сварки цельносварного пассажирского самолета из алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 2000. № 8. С. 29–36.
7. Ищенко А.Я. Характер горячих трещин, образующихся при сварке плавлением, высокопрочных алюминиевых сплавов // Актуальные проблемы сварки цветных металлов: докл. II Всесоюз. конф. Киев: Наук. думка, 1985. С. 34–36.
8. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // Технология легких сплавов. 2002. № 4. С. 12–17.
9. Овчинников В.В. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием алюминиевых и магниевых сплавов (обзор) // Машиностроение и инженерное образование. 2016. № 4. С. 22–45.
10. Овчинников В.В., Дриц А.М., Малов Д.В. Механические свойства сварных соединений сплавов 1565чМ и 1460Т1 в разноименном сочетании, полученных сваркой трением с перемешиванием // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 6. С. 11–17.

Виктория Александровна Березина;

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

Елена Владимировна Лукьяненко, канд. техн. наук



УДК 621.762.4.043.002

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-10-454-461

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

Влияние многоэтапной сдвиговой деформации на прочностные и пластические свойства изделий из труднодеформируемых порошковых материалов

Проведен анализ современного развития методов пластического деформирования порошковых материалов, пористых тел и порошков. Рассмотрена технология получения тяжело нагруженных деталей из труднодеформируемых порошковых материалов. Показано, что повторное сдвиговое деформирование повышает однородность, выравнивает структуру, увеличивает прочностные характеристики материала деформируемой заготовки и мало влияет на уровень пластических свойств.

Ключевые слова: технология; заготовка; многоэтапное деформирование; пластическая деформация; диагональное течение; простой сдвиг; равноканальное прессование; порошковые материалы; изотермическое деформирование; пуансон; матрица; пресс-форма.

The analysis of modern development of plastic deformation methods of powdered materials, porous bodies and powders is carried out. The technology for obtaining of heavy-loaded parts from hard-to-form powder materials is considered. It is shown that repeated shear deformation increases the uniformity, equalizes the structure and increases the strength characteristics of the deformable workpiece material and has little effect on the level of plastic properties.

Keywords: technology; billet; multi-stage deformation; plastic deformation; diagonal flow; simple shear; equal channel pressing; powder materials; isothermal deformation; punch; die; mould.

Современное развитие ракетно-космической техники требует производства изделий, способных работать при высоком сопротивлении окислению, газовой эрозии, ударным нагрузкам и обладать длительной прочностью. К ним относятся детали прямоочных ракетных и турбореактивных двигателей: лопатки турбин, хвостовые юбки, заслонки форсунок, сопла ракетных двигателей, поверхности управления в ракетах с твердым топливом и др.

Исходя из теории пластичности, в обработке металлов давлением можно выделить два вида пластического течения, которые принципиально отличаются воздействием на структуру деформируемого материала. Первый тип деформирования — простой сдвиг, второй — диагональное течение.

При простом сдвиге скорости перемещения деформируемых частиц совпадают с направле-

нием максимальных касательных напряжений, перемещением частиц вдоль одного направления. Специфика деформирования простым сдвигом заключается в интенсивном дроблении структуры материала, что существенно повышает его ресурс пластичности с сохранением изначальных прочностных свойств.

При диагональном течении вектор скорости материальных частиц совпадает с одним из главных направлений тензора напряжений в очаге деформации. В этом случае при минимальных энергетических затратах металл получает остаточную пластическую деформацию. В процессе диагонального течения любая деформация осуществляется простым растяжением (сжатием) в трех взаимно перпендикулярных (главных) направлениях.

Разрабатываемая технология основана на регламентированном сочетании различных

видов пластического течения, способных придать материалу требуемые структурные и физико-механические свойства [1]. Практически указанная технология сводится к поэтапному направленному деформированию заготовки — немонотонной деформации [2], которую проводят на металлургическом переделе после разлива слитков.

Диагональное течение материала реализуется *высокотемпературным гидропрессованием* (ВТГП) прутков-полуфабрикатов, *сдвиговое деформирование* (СД) — РК-прессованием.

Технология получения тяжело нагруженных деталей (валов, кулачков, стержней, проволоки) из труднодеформируемых порошковых материалов включает в себя многоэтапное деформирование:

- на первом этапе процесса осуществляется деформирование материала простым сдвигом для последующего повышения пластических свойств материала с сохранением его прочностных характеристик. При этом деформирование проводят в несколько переходов;

- на втором этапе реализуется диагональное течение для получения деформированной структуры и требуемого уровня прочностных свойств при максимально возможной равномерности течения, минимальных энергетических затратах и максимальном использовании ресурса пластичности материала;

- на третьем этапе, если необходимо, возможна объемная штамповка для придания детали требуемой формы.

Технология получения высокопрочных изделий из порошков труднодеформируемых металлов (молибдена, вольфрама) построена следующим образом.

Подготовительная часть технологического процесса. Вначале порошок молибдена помещают в металлическую оболочку и опрессовывают в пресс-форме *всесторонним обжатием* (ВО) [3, 4] в брикет диаметром 65 мм и длиной 245 мм. Затем полученные брикеты подвергают отжигу при температуре 1500 °С в течение 1 ч и после охлаждения с них удаляют оболочку, далее заготовку обтачивают на диаметр 60 мм.

Сдвиговое деформирование (СД). Перед сдвиговым деформированием заготовку нагревают в водородной электропечи сопротивления до температуры 1080 °С с выдержкой 40 мин для обеспечения равномерного прогрева по сечению, после чего подвергают двукратному СД через каналы диаметром 62 мм

матрицы 1 по вариантам I и II (рис. 1) методом РК-прессования [5].

Для изучения особенностей поведения порошкового материала при сдвиговой деформации ($N_p = 1$ и 2) исследовали микроструктуру и твердость по Виккерсу HV спеченных молибденовых прессовок. Микроструктура спеченного молибденового брикета $\varnothing 60 \times 240$ мм в продольном сечении имела выраженную неоднородность. Рядом с осью заготовки — область относительно равноосных зерен размером 1...2 мм, со множеством кристаллов длиной 3...5 мм. Твердость HV составляла от 1500 до 1800 МПа.

После ВО заготовки подвергали СД методом РК-прессования при температуре нагрева 1250 °С (рис. 2). Схема распространения областей микроструктуры заготовки после СД при $N_p = 1$ представлена на рис. 2, в, где выделено пять областей, в каждой из которых свой размер и направление вытянутости кристаллов, что отражает неравномерность и неоднородность течения материала в объеме. Это можно объяснить наличием трения на стенках матрицы. Ниже диагональной области (см. рис. 2, в, область 1) основного течения — область практически недеформированных зерен (область 2), а слева — промежуточная область максимальной деформации (область 4), соответствующая максимальному значению твердости, при этом начальная область 5 заготовки имеет сравнительно невысокую твердость (см. рис. 2, в).

Таким образом, после однократного СД структура заготовки имеет многочисленные дефекты — поры, особенно на границе областей 2 и 3. Наиболее качественный материал наблюдается в областях 4 и 5 (см. рис. 2, в).

Микроструктуры заготовок, полученных горячим прессованием методом ВО [1] порошка молибдена после термообработки (ТО), приведены на рис. 3.

ТО включала высокотемпературный отжиг с последующим печным отпуском. После рекристаллизации структуры среднее зерно стало размером 80...110 мкм, предел прочности заготовки $\sigma_B \sim 500$ МПа, относительное удлинение $\delta \sim 10$ %. Согласно [6] однократное РК-прессование по степени интенсивности деформаций сдвига эквивалентно прямому прессованию с вытяжкой, равной $\lambda = 7,3$.

Для повышения однородности структуры материала и его свойств, в частности твердости,

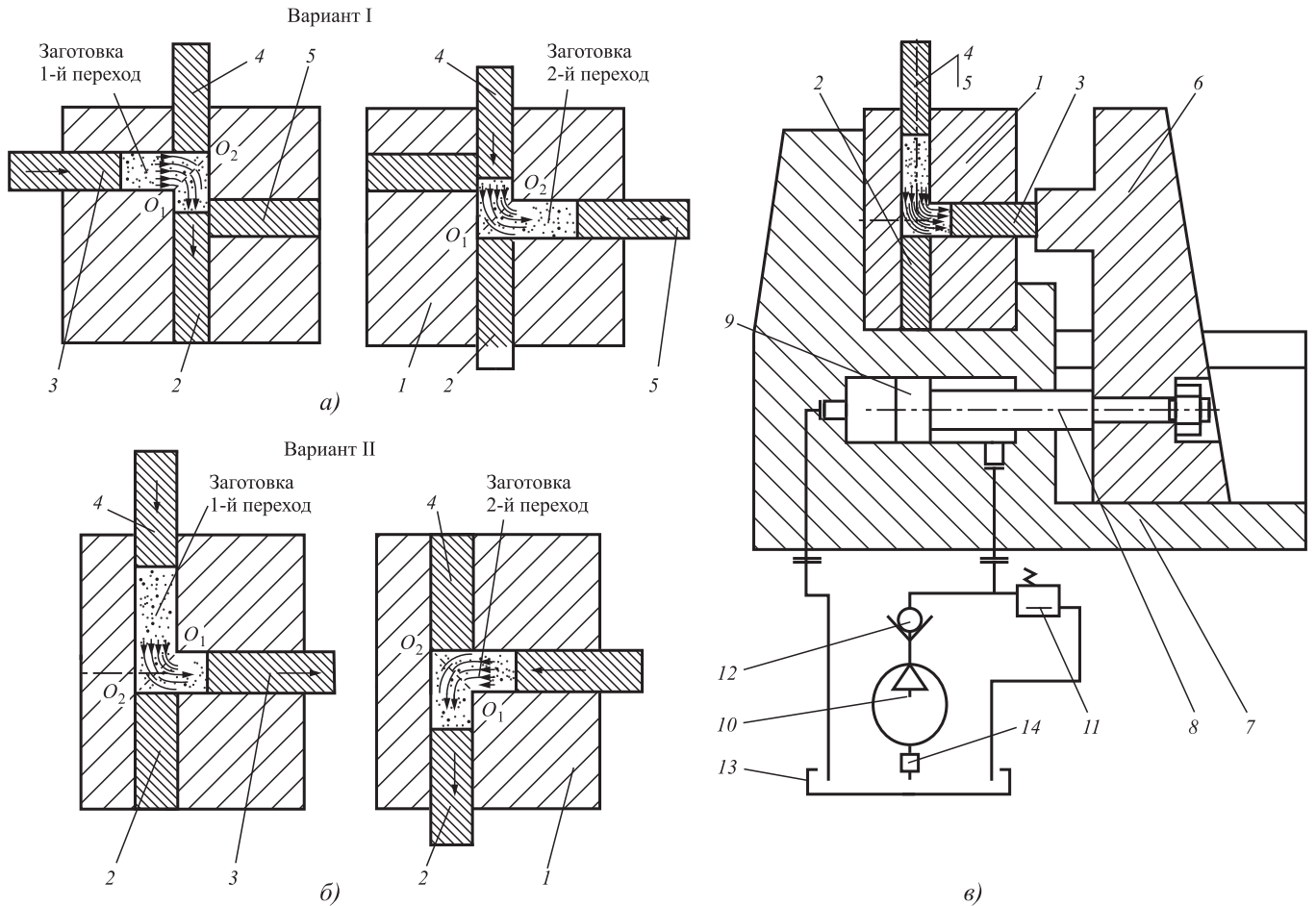


Рис. 1. Общая схема возможных направлений перемещения заготовки при РК-прессовании:

a — вариант I — последовательное перемещение заготовки с поворотом плоскости сдвига O_1O_2 без изменения направления подачи; *b* — вариант II — последовательное перемещение заготовки с поворотом плоскости сдвига O_1O_2 с изменением направления подачи; *в* — устройство для создания противодействия при РК-прессовании: 1 — матрица; 2—5 — пуансоны; 6 — упор; 7 — основание; 8 — шток; 9 — поршень; 10 — насос; 11 — запорный клапан; 12 — обратный клапан; 13 — корыто для слива масла; 14 — фильтр

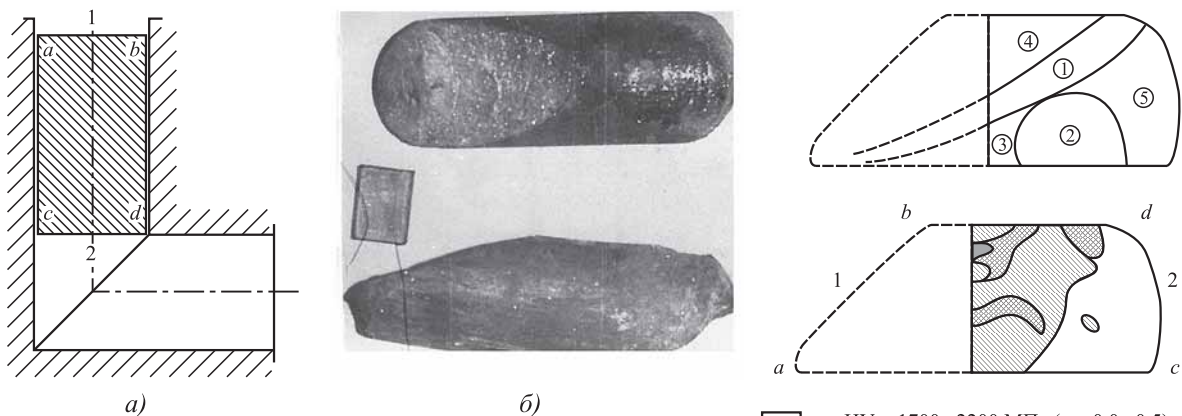


Рис. 2. Схема горячего РК-прессования капсулы с порошком молибдена:

a — схема РК-прессования; *б* — образцы; *в* — схема распространения областей микроструктуры и томограмма распределения твердости в продольном сечении; ϵ — степень деформации; *abcd* — границы заготовки до и после СД

- — HV = 1700...2200 МПа ($\epsilon = 0,0...0,5$)
- ▨ — HV = 2200...2400 МПа ($\epsilon = 0,5...1,0$)
- ▩ — HV = 2400...2500 МПа ($\epsilon = 1,0...1,5$)
- — HV > 2500 МПа ($\epsilon > 1,5$)

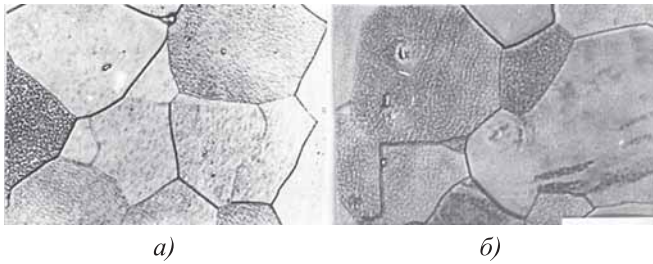


Рис. 3. Микроструктуры материала брикетированной заготовки после ВО + ТО (×320):

а — поперечный шлиф; б — продольный шлиф

а также получения максимального коэффициента выхода годного (КИМ), было проведено повторное сдвиговое деформирование по вариантам I и II (см. рис. 1).

Прочностные характеристики заготовки после повторного СД возросли на 30...50 %, а пластические характеристики остались на прежнем уровне. Расположение зон, образованных на 1-м этапе СД, после 2-го этапа СД изменяется в зависимости от схемы кантовки заготовки (рис. 4).

Кроме стандартных механических характеристик (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) определяли коэффициент запаса прочности $k_3 = \frac{\sigma_B}{\sigma_{0,2}}$, а также — опти-

мальную температуру отжига, работу упругой и пластической деформации [7].

На рис. 5 приведены зависимости относительного удлинения δ , сужения ψ и коэффициента запаса пластичности k_3 от температуры отжига $T_{отж}$.

Анализ экспериментальных данных показал, что повторное СД выравнивает структуру и твердость материала по объему заготовки. Существенную роль в этом играют и физические процессы, возникающие в материале заготовки при ее нагреве перед деформацией, связанные с процессами возврата и частичной рекристаллизации.

Установлена зависимость между твердостью и истинной деформацией (см. рис. 4, б), которая указывает на неравномерность деформации и невозможность ее усреднения для данного способа, поскольку истинная деформация в отдельных областях изменяется в широком диапазоне от 0,5 до 2 ($\epsilon = 30...85\%$).

Во всех вариантах после повторного деформирования имеется зона основного течения (см. рис. 2, в, зона 1). Самым опасным местом, как и при первичном деформировании, во всех вариантах остается граница областей 2 и 3, где расположено большое количество дефектов.

С точки зрения оптимального сочетания структуры, твердости и КИМ вариант I (см. рис. 4, б) для повторного деформирования следует признать лучшим.

Прочностные свойства образцов, вырезанных под углом 45° к оси прутка и параллельно ей, практически не имеют отличий как в деформированном, так и в отожженном состояниях. Пластические характеристики несколько ниже у образцов, вырезанных параллельно оси прутка, во всем интервале температур отжига, кроме $T_{отж} = 1400^\circ\text{C}$.

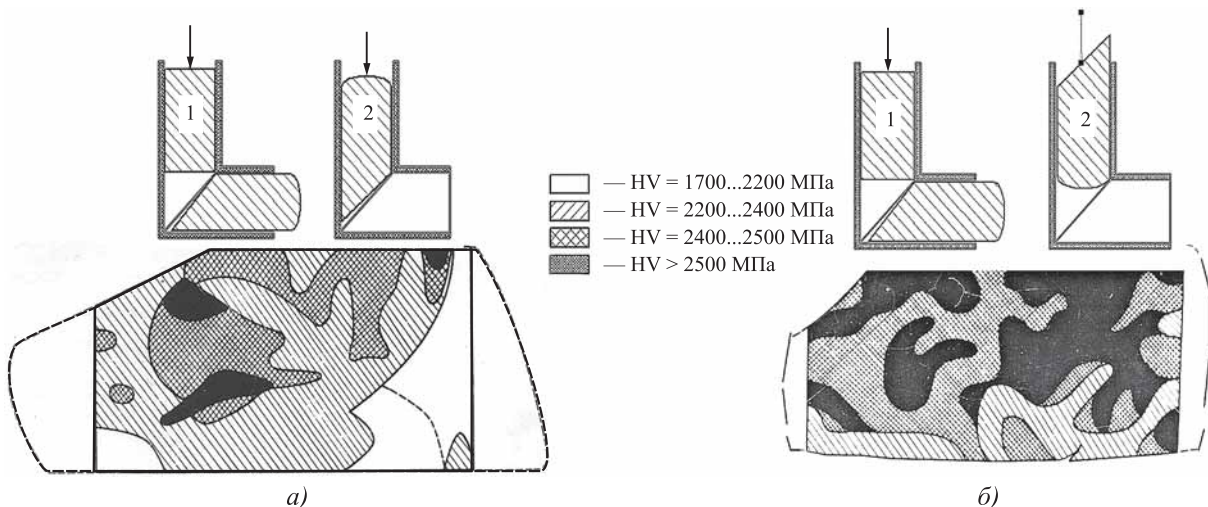


Рис. 4. Схемы РК-прессования капсулы с порошком молибдена по вариантам I (а) и II (б) по рис. 1:

а, б — схемы этапов СД, томограмма распределения твердости НВ в продольном сечении заготовки после 2-го этапа СД

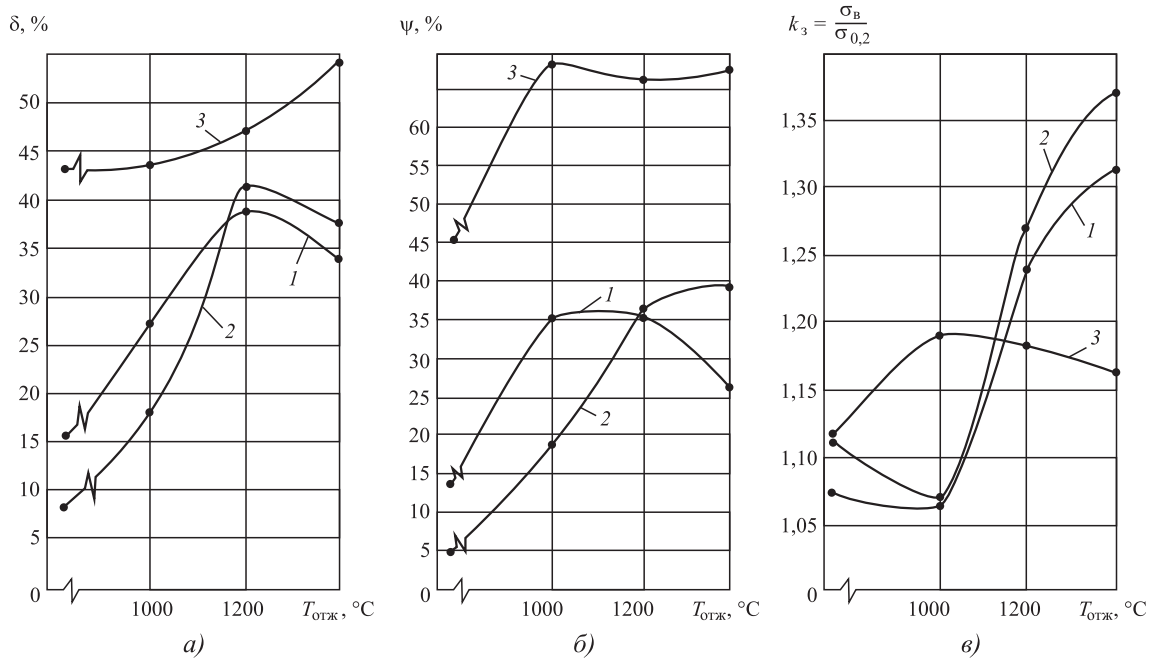


Рис. 5. Параметры механических (σ , ψ) и пластических (k_3) характеристик в зависимости от температуры отжига $T_{отж}$:

1 — образцы вырезаны по оси прутка после СД; 2, 3 — образцы вырезаны под углом 45° к оси прутка после СД и после СД + ВТГП соответственно

Прочностные свойства образцов после СД снижаются при проведении ТО с повышением $T_{отж}$. Наиболее резкое их падение наблюдается в интервале температур $1000...1200^\circ\text{C}$, что указывает на интенсивное протекание процессов рекристаллизации независимо от направления вырезки образцов. Таким образом, применяя СД без формоизменения, можно получить равномерное распределение физико-механических свойств по всему объему материала заготовки при отсутствии анизотропии свойств в разных направлениях.

Высокотемпературное гидропрессование (ВТГП). Диагональное течение материала может быть реализовано ВТГП. Заготовки после СД подвергали механической обработке: обточке наружного диаметра до 57 мм, со стороны выпуклого (переднего) торца выполнен заходной конус под углом 60° . Задний конец заготовки механически не обрабатывали для предотвращения деформации в виде "срыва", сопровождаемого "выстрелом" — выброса жидкости в момент образования утяжины в зоне рабочего пояса матрицы.

Процесс ВТГП прутков осуществляли в матрице с выходным отверстием диаметром 22 мм. В качестве среды, передающей давление на прутки, использовали смесь касторового масла с этиловым спиртом в пропорции 9:1.

Из заготовки диаметром 57 мм были получены прутки диаметром 21,8 мм с высоким качеством поверхности без надрывов и внутренних трещин (рис. 6, б).

Процесс ВТГП проходил плавно, без рывков, давление в контейнере не превышало $1000...1200$ МПа. Графики изменения твердости HV по сечению прутка представлены на рис. 7 [8].

Микроструктура молибденовой заготовки по химическому составу идентична марке МЧВП (ТУ 48-19-247—93). После СД и ВТГП микроструктуры заготовок диаметром 57 мм и прутков диаметром 22 мм в установившейся зоне до и после ТО при различных $T_{отж}$ представлены на рис. 8 и 9.

Анализ микроструктуры (см. рис. 9) показал, что совмещение ВО, СД и ВТГП повышает пластические характеристики материала. Относительное удлинение деформированного мате-



Рис. 6. Пруток после СД и ВТГП:

а — заготовка $\varnothing 57 \times 240$ мм после СД; б — прутки $\varnothing 21,8 \times 490...540$ мм после ВТГП

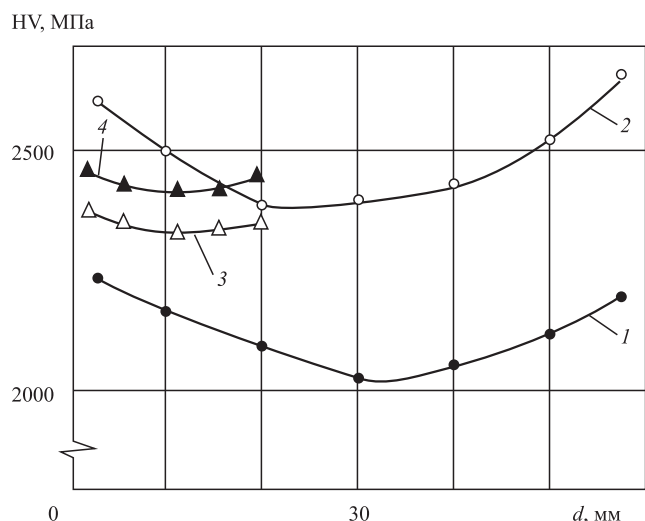


Рис. 7. Распределение твердости по сечению прутка:
 1 – ВО + ТО; 2 – (ВО + ТО) + (СД + ТО); 3 – (ВО + ТО) + (СД + ТО) + (ВТГП + ТО); 4 – (ВО + ТО) + (ВТГП + ТО)

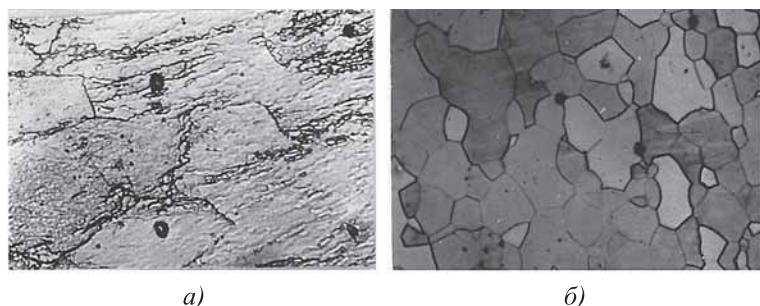


Рис. 8. Микроструктуры прутка диаметром 57 мм в установившейся зоне ($\times 320$):

а – после (ВО + ТО) + СД; б – после (ВО + ТО) + (СД + ТО) с выдержкой 1 ч при $T_{отж} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$

риала увеличивается до 43 %, а относительное сужение до 45 %. Пластическая деформация материала при диагональном течении больше по сравнению со сдвиговой деформацией. Эти различия сохраняются и в отожженном состоянии материала во всем интервале температур отжига. Прочностные свойства материала после ВТГП на 7...10 % ниже, чем свойства материала после СД для образцов, вырезанных параллельно оси прутка, и одинаковые – для образцов, вырезанных под углом 45°. При $T_{отж} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ свойства гидроэкструдированного материала по прочности и пластическим характеристикам превосходят на 13...16 % свойства литого слитка МЧВП, подверженного обработке СД, а при $T_{отж} = 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$ – на 10...19 %, что связано с разупрочнением материала слитка МЧВП после ВТГП.

Разупрочнение материала после ВТГП проходит не так интенсивно, как после СД, в связи с частично проходящей динамической рекристаллизацией, о чем свидетельствует структура материала прутка. Подобные явления описаны в работе [8] применительно к режимам высокотемпературного гидропрессования литого молибдена марки МЧВП.

Исследование структуры материала после ВО, СД и ВТГП показало, что сдвиговое деформирование приводит к отклонению ориентировки кристаллов от оси

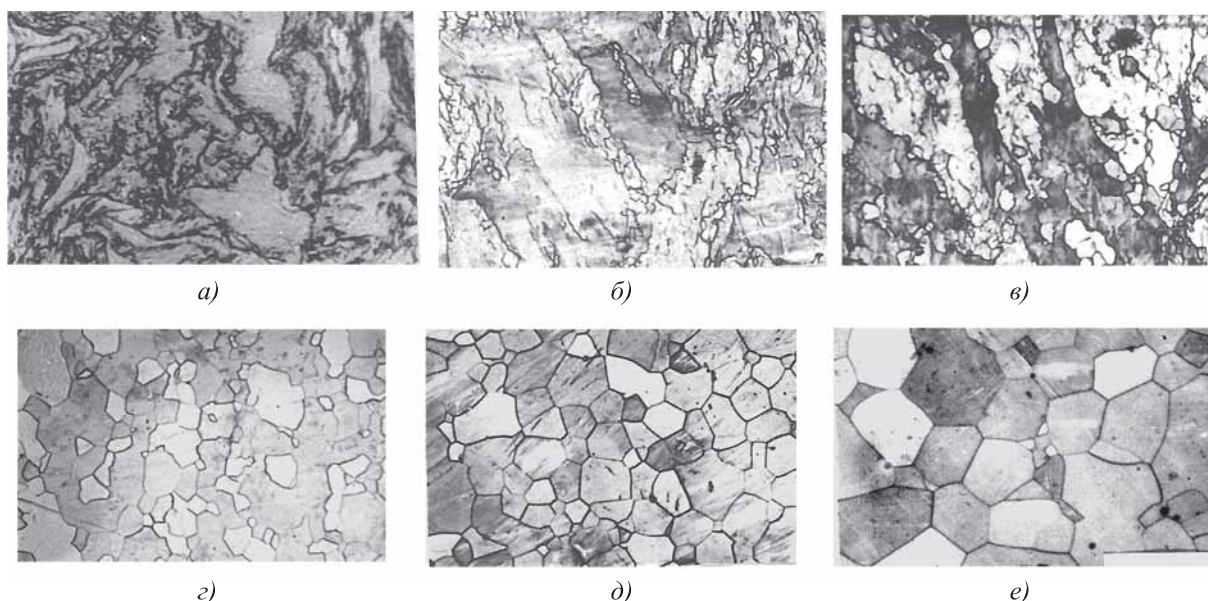


Рис. 9. Микроструктуры прутков диаметром 22 мм после ВТГП + ТО, отожженных при различных температурах в течение 1 ч ($\times 320$):

а – перед термообработкой; б – $T_{отж} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; в – $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; г – $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$; д – $1400\text{ }^{\circ}\text{C}$; е – $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$

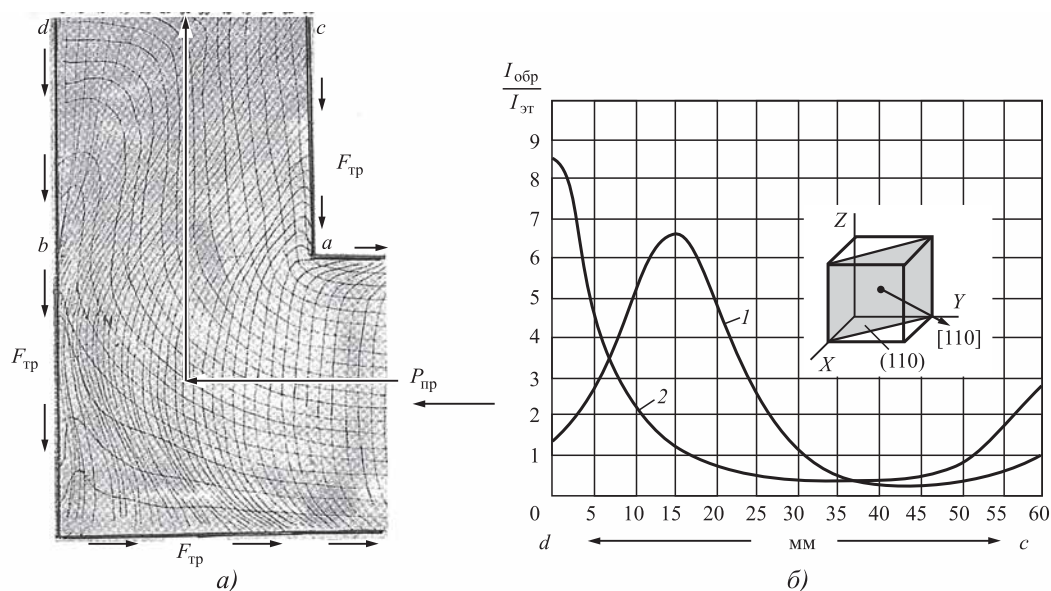


Рис. 10. Координатная сетка после сдвиговой деформации (а) и зависимости относительной интенсивности отражения грани [110] кристалла молибдена от метода деформирования (б):

1 — отражение после СД; 2 — отражение после СД + ВТГП; $I_{обр}$, $I_{эт}$ — интенсивность отражения света от поверхности грани образца и эталона; $F_{тр}$ — контактное трение на стенке матрицы; $P_{пр}$ — сила прессования; a , b и c , d — задний и передний концы исходной заготовки соответственно (см. рис. 2, в)

заготовки на угол $13...15^\circ$, т.е. текстура кристаллов [10] деформированной заготовки становится неаксиальной (рис. 10, график 1). Чем больше угол отклонения направления от идеальной оси текстуры, тем больше степень рассеяния текстуры кристаллов.

При последующем ВТГП (см. рис. 10, график 2) в прутке развивается аксиальная структура, которая имеет менее интенсивное отражение, чем текстура ВТГП без предварительного СД (см. рис. 7, график 4).

Заключение. Диагональное течение материала реализуется высокотемпературным гидропрессованием (ВТГП), деформация сдвигом (СД) — РК-прессованием. Рассмотрена технология получения тяжело нагруженных деталей ракетостроительной техники из труднодеформируемых порошковых материалов. Смоделирована технология многоэтапного деформирования порошковых тел, основанная на смене направления вектора пластического течения. Вначале вектор скорости перемещения материальных частиц, образующих структуру деформируемого материального тела, совпадает с направлением максимальных касательных напряжений, затем — с одним из главных направлений тензора напряжений, что реализуется

последовательным проведением технологических процессов СД и ВТГП.

Повторное сдвиговое деформирование методами РК-прессования повышает структурную однородность и прочностные характеристики материала, мало влияя на уровень пластических свойств. Установлено, что с увеличением температуры отжига после простого сдвига прочностные характеристики образцов снижаются. Особенно в интервале температур $1000...1200^\circ\text{C}$, что указывает на интенсивное протекание процессов рекристаллизации независимо от направления вырезки образцов.

Исследование микроструктуры образцов показало, что при совмещении простого сдвига и высокотемпературного гидропрессования повышаются пластические характеристики деформированного материала: относительное удлинение увеличивается на 43 %, а относительное сужение — на 45 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михалевич В.М. Тензорные модели накопления повреждений. Винница: "УНИВЕРСУМ — Винница", 1998. 195 с.

2. **Немонотонное** деформирование порошковых материалов / С.М. Вайцехович, В.М. Михалевич, А.В. Бараев, Г.Г. Кривенко, А.А. Красуля // Прогрессивные разработки ученых — новым изделиям ракетно-космической техники: сб. науч. тр. М.: НПО Техномаш, Фолиум, 2013. С. 166—172.

3. **А. с. 1690286 РФ, МПК В 22 F 3/10Ю С 22С 1/05.** Способ получения изделий из порошковых материалов / С.М. Вайцехович, А.Е. Кужель, А.Н. Питюлин; заявитель и патентообладатель Научно-производственное объединение по технологии машиностроения. № 4496716/02; заявл. 19.10.1988; опубл. 08.07.1991.

4. **Пат. 572 268 РФ, МПК⁷ В 22 F 3/02, В 22 F 3/03, В 22 В 15/02.** Способ объемного прессования брикетов из порошкообразного материала и устройство для осуществления способа / С.М. Вайцехович, А.Е. Кужель, В.М. Михалевич и др. (Россия); заявитель и патентообладатель Вайцехович С.М. № 2014124242/02; заявл. 17.06.2014; опубл. 10.01.2016, Бюл. № 1.

5. **Вайцехович С.М., Афанасьев Н.Ю., Овечкин Л.М.** Немонотонное деформирование пористых материалов // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2020. Т. 21. № 5 (238). С. 209—218.

6. **Павлик Л.А.** Разработка и исследование процессов горячей обработки металла с использованием

схем сдвиговой деформации: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Минск, 1983. 22 с.

7. **Касаткин В.С., Кудрин А.Б. и др.** Экспериментальные методы исследования деформации и напряжений. Киев: Наукова думка, 1981.

8. **Михайлов В.Г., Корякин И.В. и др.** Сопоставление структуры и механических свойств молибдена, полученного различными способами обработки давлением // Физика и техника высоких давлений. 1988. № 11. 1988. С. 56—59.

9. **Вайцехович С.М.** Исследование процессов прессования и разработка оборудования для многоэтапного деформирования порошковых материалов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва: НПО "ЦНИИТМАШ", 1990. 29 с.

10. **Automated Electron Backscatter Diffraction: Present State and Prospects** / R.A. Schwarzer, A. Schwartz, M. Kumar, B.L. Adams // Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. Kluwer Academic / Plenum Publishers, 2000. P. 105—122.

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

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



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал
**"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА
В МАШИНОСТРОЕНИИ"**

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

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

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

А.А. Пасынков, С.Н. Ларин (Тульский государственный университет),
Г.А. Нуждин (НИТУ "МИСиС")

Оценка сил обратного выдавливания прутковой заготовки в матрицу квадратного сечения*

Представлены результаты оценки сил выдавливания цилиндрических заготовок в квадратную матрицу. Исследование выполнено на базе метода конечных элементов. Полученные при моделировании результаты проанализированы статистически. Получены регрессионные зависимости для сил, с помощью которых выполнены исследования обратного выдавливания.

Ключевые слова: обратное выдавливание; сила; регрессионные зависимости; обработка давлением; изотермическая штамповка.

The results for estimation of the square die extrusion forces of cylindrical billets are presented. The study is performed on the basis of the finite element method. The results obtained during the simulation are analyzed statistically. Regression dependences for forces are obtained, with the help of which reverse extrusion studies are performed.

Keywords: backward extrusion; force; regression dependencies; pressure shaping; isothermal stamping.

Рассмотрим процесс изготовления квадратных в плане тонкостенных коробчатых изделий [1–3]. Наиболее рациональны для получения такого рода изделий вытяжка листовых заготовок или обратное выдавливание прутковых заготовок [4–7]. Оба метода имеют свои преимущества и недостатки. В случае изготовления высоких изделий лучшим является выдавливание. Но при выдавливании заготовок из специальных сплавов возникают значительные силы и напряжения в изделии. Поэтому для обработки таких деталей необходимо соблюдение нагрева заготовок и поддержание постоянной температуры штамповки.

Процесс изотермического выдавливания цилиндрических заготовок в квадратную матрицу исследовали на базе анализа результатов моделирования, выполненного в комплексе DEFORM. Материалы заготовку — сплавы ВТ6 и АМг4. В процессе моделирования использовали прутковую заготовку диаметром 35 мм. Оценивали изменение ширины пуансона $b_n = 27; 30$ и 33 мм. Варьировали радиусы скругления инструмента $1; 3; 6$ и 10 мм, скорость перемещения пуансона от 1 до 10 мм/с, коэффициент трения от $0,05$ до $0,25$. На рис. 1 показана схема процесса выдавливания.

Статистическое моделирование операции выдавливания выполнено для сплавов АМг4

и ВТ6. Установлено, что наибольшее влияние на силу оказывают следующие факторы: редукция $r = b_n/b_m = 0,75...0,95$; скорость перемещения пуансона $v = 1...10$ мм/с; коэффициент трения $\mu = 0,05...0,25$.

По результатам анализа полученных данных сформирована таблица факторного пространства для оценки сил (табл. 1) [5, 6]. Матрица планирования при оценке силы представлена в табл. 2 [5, 6]. Значения сил при обратном выдавливании исследуемых сплавов по матрице планирования (см. табл. 2) в пяти параллельных опытах приведены в табл. 3 и 4 [5, 6].

Однородность оценивали с помощью критерия Кохрана. Расчетное значение критерия Кохрана для сплава АМг4 составило $0,31$, для титанового сплава ВТ6 — $0,26$ (при допустимом значении $0,691$). Значимость коэффициентов регрессии определяли по критерию Стьюдента, который равен $2,306$. Проверку адекватности полученных моделей выполняли с помощью критерия Фишера, значение которого для сплава АМг4 составило $0,5$, для титанового сплава ВТ6 — $1,79$ (при допустимом значении $3,69$).

После проверки статистических гипотез уравнения регрессии в кодированных значениях факторов принимают следующий вид:

сила выдавливания заготовок из сплава АМг4

$$y = 1,835 + 0,88X_1 + 0,24X_2 + 0,14X_3 + 0,11X_{12};$$

* Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 20-08-00541.

1. Факторное пространство оценки силы обратного выдавливания

Фактор				Уровни варьирования факторов		
Номер	Наименование	Натуральное значение	Кодированное обозначение	$X_{i\min}$ ($X_i = -1$)	X_{i0} ($X_i = 0$)	$X_{i\max}$ ($X_i = +1$)
1	Редукция	r	X_1	0,75	0,85	0,90
2	Скорость перемещения пуансона	v	X_2	1	5	10
3	Коэффициент трения	μ	X_3	0,05	0,15	0,25

сила выдавливания заготовок из сплава ВТ6

$$y = 3,504 + 1,377X_1 + 0,35X_3 + 0,177X_{13} + 0,165X_{23}.$$

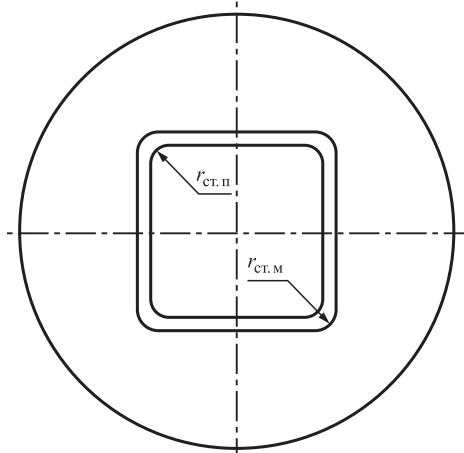
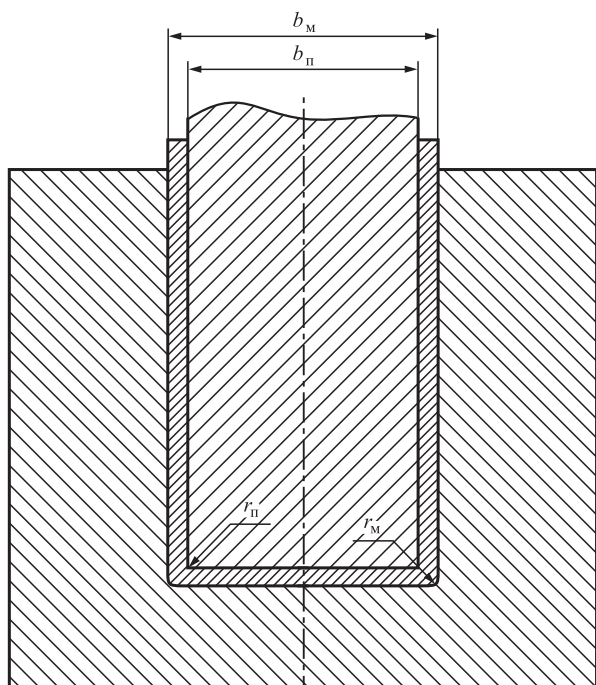


Рис. 1. Схема процесса выдавливания:

r_m, r_p — радиус скругления донной части матрицы и кромок пуансона соответственно; $r_{ст.м}, r_{ст.п}$ — радиус скругления угловых элементов стенок на пуансоне и матрице

2. Матрица планирования при оценке силы обратного выдавливания

Номер опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	$X_1X_2X_3$
1	+	-	-	-	+	+	+	-
2	+	+	-	-	-	-	+	+
3	+	-	+	-	-	+	-	+
4	+	+	+	-	+	-	-	-
5	+	-	-	+	+	-	-	+
6	+	+	-	+	-	+	-	-
7	+	-	+	+	-	-	+	-
8	+	+	+	+	+	+	+	+

В натуральных значениях факторов уравнения регрессии принимают следующий вид:
сила выдавливания заготовок из сплава АМг4

$$P = -6,869 + 9,94r - 0,215v + 1,4\mu + 0,325rv;$$

сила выдавливания заготовок из сплава ВТ6

$$P = -8,94 + 14,882r - 17,98\mu + 23,59r\mu + 0,366v\mu - 0,0549v.$$

Полученные регрессионные модели были использованы для проведения теоретических

3. Значения силы обратного выдавливания для сплава АМг4 в пяти параллельных опытах

Номер опыта	y_1	y_2	y_3	y_4	y_5	\bar{y}
1	0,99	1,188	0,8712	1,0593	0,9009	1,00188
2	5,1	6,12	4,488	5,457	4,641	5,1612
3	1,07	1,284	0,9416	1,1449	0,9737	1,08284
4	5,23	6,276	4,6024	5,5961	4,7593	5,29276
5	1,02	1,224	0,8976	1,0914	0,9282	1,03224
6	5,18	6,216	4,5584	5,5426	4,7138	5,24216
7	1,2	1,44	1,056	1,284	1,092	1,2144
8	5,5	6,6	4,84	5,885	5,005	5,566

4. Значения силы обратного выдавливания для сплава ВТ6 в пяти параллельных опытах

Номер опыта	y_1	y_2	y_3	y_4	y_5	\bar{Y}
1	0,99	1,188	0,891	0,9999	0,8415	0,98208
2	2,65	3,18	2,385	2,6765	2,2525	2,6288
3	1,07	1,284	0,963	1,0807	0,9095	1,06144
4	2,89	3,468	2,601	2,9189	2,4565	2,86688
5	1,02	1,224	0,918	1,0302	0,867	1,01184
6	2,32	2,784	2,088	2,3432	1,972	2,30144
7	1,2	1,44	1,08	1,212	1,02	1,1904
8	3,2	3,84	2,88	3,232	2,72	3,1744

исследований силовых режимов и повреждаемости материала при ротационной вытяжке. На рис. 2 представлены зависимости влияния исследуемых варьируемых факторов на силу выдавливания.

Анализ зависимостей (см. рис. 2) показал, что увеличение редукии приводит к росту силы обратного выдавливания в 2,2–3 раза для всех приведенных на рис. 2 зависимостей.

С повышением коэффициента трения от 0,05 до 0,25 сила выдавливания увеличивается на 20...30 %. Рост скорости деформирования от 1 до 10 мм/с приводит к повышению силы на 30 % для сплава АМг4 и на 15...20 % для сплава ВТ6.

Анализ результатов исследований показал, что при назначении режимов изотермического обратного выдавливания прутковых заготовок в матрицу квадратного сечения основным фактором, влияющим на силу операции, является степень формоизменения в виде редукии. Ее назначение важно с точки зрения обеспечения допустимых сил на ползуне прессы.

На рис. 3 показана модель штампа для изотермического обратного выдавливания. Блок штампа — стационарный. Предполагается использование сменного рабочего инструмента. Данный штамповый блок служит для получения квадратной в плане коробчатой детали из цилиндрической прутковой заготовки алюминиевого сплава АМг4.

Процесс осуществляется в матрице 1 (см. рис. 3) посредством перемещения пуансона 2.

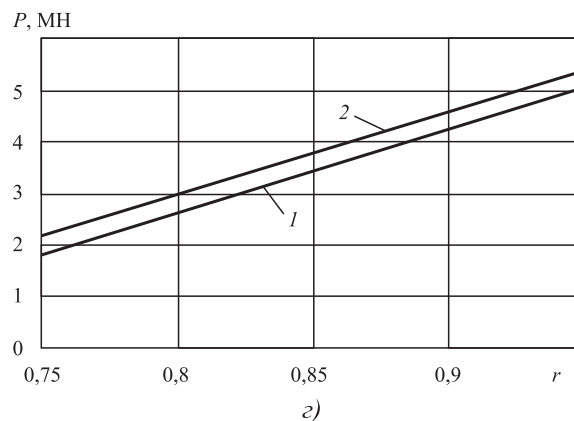
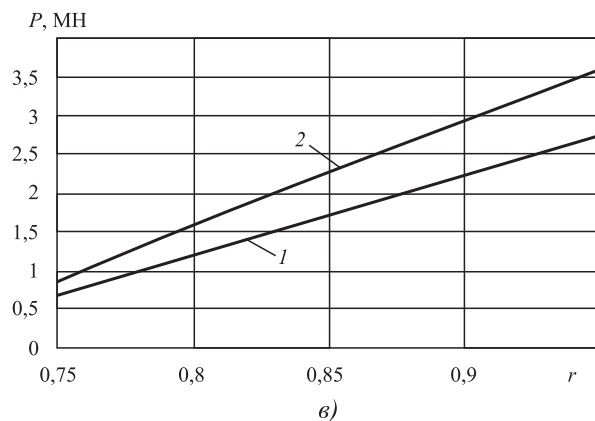
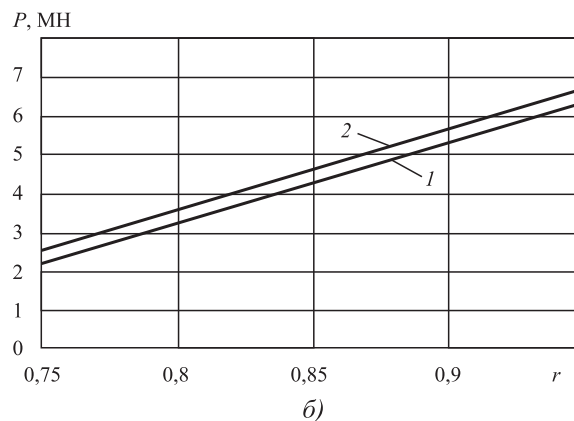
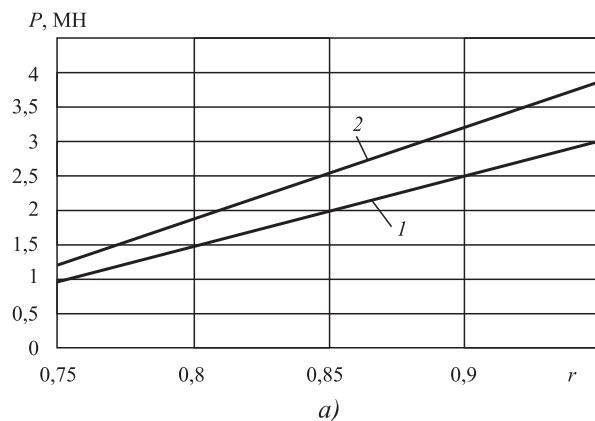


Рис. 2. Зависимости силы выдавливания от редукии:

а — АМг4, $\mu = 0,25$; б — ВТ6, $\mu = 0,25$; в — АМг4, $\mu = 0,05$; г — ВТ6, $\mu = 0,05$; 1 — $v = 1$ мм/с; 2 — $v = 10$ мм/с

5. Типовой технологический процесс выдавливания алюминиевых заготовок

Операция	Режим		
	Температура, °С	Давление, МПа	Время, мин
Отрезка заготовок от прутка	—		
Нагрев заготовок до температуры штамповки	420...470	—	В зависимости от размеров заготовки
Установка в штамповый блок	—		
Формообразование заготовок	420...470	50...70	10...20
Охлаждение штампа с изделием	—		
Раскрытие штампа и съем изделия			
Обрезка торцевой части	По отдельным технологическим процессам		
Термохимическая обработка			

Для извлечения изделия из матрицы предусмотрен выталкиватель 3, приводящийся в движение выталкивающей системой пресса. Для поддержания температуры в штамповом блоке установлены хромоникелевые нагреватели 4. Для обеспечения требуемого температурного интервала штамповки и исключения потерь тепла блок снабжен теплоизоляцией из каолиновой ваты 5. Для предотвращения утечек тепла из рабочего пространства инструмента предусмотрены прокладки из асбоцемента 6 и листы из сплава 12Х18Н10Т 7. Матрица и пуансон изготовлены из жаропрочной ударостойкой стали 5ХНМ. В качестве смазки предполагается использование графитомеловой смазки. Блок должен устанавливаться на гидропресс ПЗ11.

В табл. 5 представлен приблизительный технологический процесс изотермического обратного выдавливания корпусного квадратного изделия.

Полученные результаты можно использовать при определении силовых режимов формоиз-

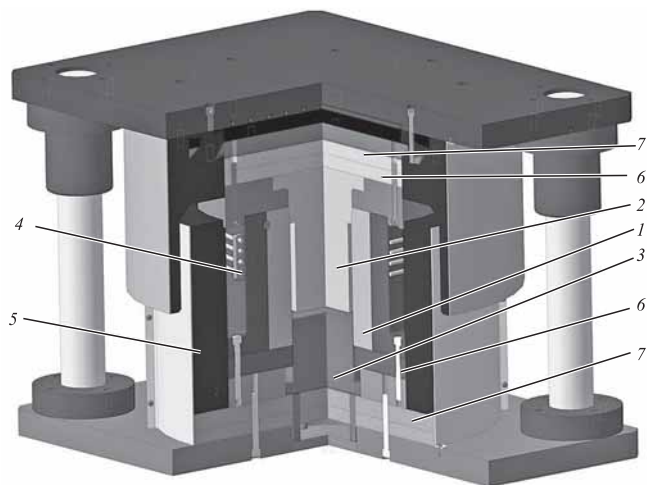


Рис. 3. Штамповый блок для изотермического выдавливания

менения коробчатых изделий из специализированных цветных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Яковлев С.П., Яковлев С.С., Андрейченко В.А. Обработка давлением анизотропных материалов. Кишинев: Квант, 1997. 332 с.
2. Чудин В.Н., Пасынков А.А. Нестационарные процессы изотермической штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2018. № 6. С. 23—28.
3. Пасынков А.А., Борискин О.И., Ларин С.Н. Теоретические исследования операции изотермической раздачи труб из труднодеформируемых цветных сплавов в условиях кратковременной ползучести // Цветные металлы. 2018. № 2. С. 74—78.
4. Методика экспериментального определения механических и пластических свойств материала при растяжении с повышенной температурой / В.А. Демин, А.В. Черняев, В.И. Платонов, В.А. Коротков // Цветные металлы. 2019. № 5. С. 66—73.
5. Определение влияния скорости деформации на сопротивление деформированию при статическом растяжении с повышенной температурой / А.В. Черняев, Н.А. Усенко, В.А. Коротков, В.И. Платонов // Цветные металлы. 2019. № 5. С. 60—66.
6. Панфилов Г.В., Недошивин С.В., Лазарев А.А. Активный статистический анализ систем с теоретическими моделями проведением машинного эксперимента // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. 2014. Вып. 5. С. 98—112.
7. Панфилов Г.В., Недошивин С.В., Перминов Д.А. Применение статистического машинного эксперимента для исследования теоретической модели штамповки сердечников пуля // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. 2014. Вып. 6. С. 61—73.

Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук;
Сергей Николаевич Ларин, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru;
Георгий Анатольевич Нуждин, канд. техн. наук



УДК 621.771

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-10-466-470

Е.А. Максимов, Е.П. Устиновский
(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)

Разработка методики расчета параметров правки листового проката на роликовой правильной машине в роликах различных диаметров

Установлено, что неравномерные отклонения от плоскостности листа различные по величине, а также имеющие отрицательную и положительную кривизну при правке на традиционной роликовой правильной машине (РПМ), как правило, не выправляются, так как машина имеет одинаковые диаметры всех рабочих роликов, которые воздействуют на дефект плоскостности листа с одинаковой кривизной бочек роликов. Представлены зависимости для расчета радиуса ролика и угла обратного перегиба листа. Показано, что если угол обратного перегиба равен углу исходного изгиба листа, то при обратном изгибе лист полностью выпрямляется; если угол обратного перегиба меньше угла исходного изгиба листа, то обратный перегиб происходит частично, лист также выпрямляется частично; если угол обратного перегиба больше угла исходного изгиба листа, то лист изгибается в сторону обратного перегиба. Получены зависимости для расчета мощности правки, затрачиваемой на знакопеременный изгиб листа; мощности, затрачиваемой на трение качения роликов по поверхности листа; мощности, затрачиваемой на преодоление сил трения на шейках опорных роликов в РПМ с роликами различных диаметров. Представлен расчет потребляемой мощности электродвигателя главного привода при правке листов из низколегированной стали для 5—7-роликовых правильных машин с различными диаметрами роликов. Различия результатов расчета с данными эксперимента составляют 10...20 %, что свидетельствует об адекватности модели и о возможности ее практического использования для расчетов параметров правки листового проката на РПМ с различными диаметрами роликов.

Ключевые слова: листовый прокат; роликовая правильная машина; ролики различных диаметров; методика расчета параметров правки.

It is installed that non-uniform deviations from planeness of sheet different in magnitude, and also having negative and positive curvature at straightening on the traditional roller-type straightening machine, as rule, are not corrected, as the car has equal diameters of all working rollers which affects on planeness defect of sheet with equal curvature of rollers barrels. Dependences for calculation of roller radius and return bend angle are presented. It is shown that if the return bend angle is equal to initial bend angle of sheet at counter-camber the sheet is completely detected; if the return bend angle is less than initial bend angle of sheet return bend occurs partially, the sheet also is detected partially; if the return bend angle is more than initial bend angle of sheet the sheet is bent towards return bend. Dependences for calculation of powers of the editing spent for alternating bending of sheet, the power spent for friction of rolling motion of rollers on surface of sheet, the power spent for overcoming of frictional force on necks of carrying rollers in roller-type straightening machine with rollers of different diameters. Calculation of power consumption of the main drive electric motor at straightening of sheets from low-alloy steel for 5—7-roller straightening machines with different diameters of rollers is presented. Difference between calculation results and the experiment data showed, difference makes 10...20 % that testifies to adequacy of model and about possibility of its practical use for calculations of straightening parameters of sheet products on roller-type straightening machine with different diameters of rollers.

Keywords: sheet products; roller-type straightening machine; different diameters rollers; design procedure of rollers parameters.

Введение. Недостаточное теоретическое исследование плоскостности листового проката сдерживает темпы разработки инновационных

технологий при обработке металлов. В настоящее время многие теоретические вопросы расчета параметров в прокатно-правильном

производстве изучены недостаточно. Вместе с тем разработка режимов правки проката и оценка методов управления его качеством проводятся с помощью программного обеспечения на основе цифровых технологий.

В этой связи дальнейшее исследование закономерностей прокатки и правки листового проката, разработка новых технологий в правильном производстве, создание нового оборудования имеют важное научное и практическое значение.

Цель работы — разработка методики расчета параметров правки листового проката на роликовой правильной машине с роликами различных диаметров.

В соответствии с ГОСТ 19903—2015 правке подвергаются листовой прокат с равномерным отклонением от плоскостности (рис. 1) от 8 до 20 мм.

Измерения показали, что фактически на листе наблюдается неравномерное отклонение от плоскостности [1—5].

Неравномерные отклонения от плоскостности при правке листа на традиционной *роликовой правильной машине* (РПМ), как правило, не выправляются, так как машина имеет одинаковые диаметры всех рабочих роликов, которые воздействуют на дефект плоскостности с одинаковой кривизной бочек роликов, т.е. при использовании для правки листа традиционной РПМ устраняется только дефект плоскостности, имеющий одинаковое отклонение от плоскостности.

Способ правки листового проката на РПМ с роликами различных диаметров характеризуется тем, что при подаче исходного листа в РПМ, имеющего на трех участках отклонение от плоскостности разное по величине (большее, среднее, меньшее), на первом ролике устраняется меньшее отклонение, на втором ролике — среднее отклонение, на третьем ро-

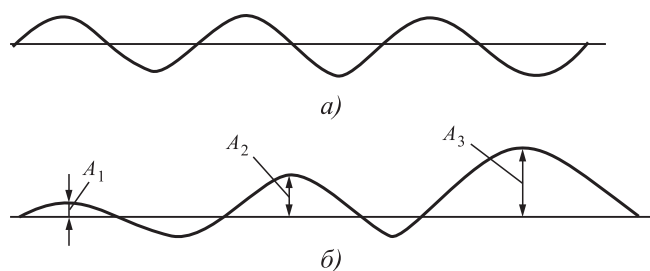


Рис. 1. Равномерное (а) и неравномерное (б) отклонения от плоскостности листового проката:

A_1, A_2, A_3 — различные неравномерные отклонения листа от плоскостности

лике — большее отклонение. Процесс устранения дефекта неплоскостности листа происходит таким образом, что кривизна роликов противоположна отклонению от плоскостности (изгибу поверхности) исходного листа.

Аналитические исследования и их обсуждение. Обычно на традиционных РПМ с роликами одинакового диаметра и с шахматным расположением рабочих роликов выправляются листы, имеющие отрицательную и положительную кривизну [6—10]. Так как диаметры роликов равны между собой (одинаковая кривизна), то на них можно выправлять листы с одинаковой исходной кривизной.

На традиционных РПМ кривизна изгиба исходного листа и кривизна роликов не совпадают, поэтому правку проводят за несколько реверсивных проходов [11]. В производственных условиях лист характеризуется отрицательной (изгиб вверх) и положительной (изгиб вниз) исходной кривизной, то для выправления листа ролики РПМ должны обеспечивать обратный перегиб [12—18]. Для устранения неравномерного по длине листа отклонения от плоскостности ролики РПМ должны иметь различные диаметры. Например, в случае отрицательной исходной кривизны и отклонения от плоскостности 50 мм для полного выправления листа ролики должны обеспечивать положительную кривизну, а диаметр роликов должен составлять 100 мм. Так как на РПМ с различными диаметрами роликов кривизна изгиба исходного листа совпадает с кривизной второго ролика, то при правке возможно выправление листов за один проход.

Схема 5-роликовой правильной машины с роликами различных диаметров для правки листового проката представлена на рис. 2.

Схема обратного перегиба листа под роликом РПМ приведена на рис. 3.

Анализ схемы обратного перегиба листа при правке позволяет записать (см. рис. 3):

$$r\varphi_1 = \rho\varphi_2, \quad (1)$$

где r — радиус ролика; ρ — радиус исходного изгиба листа; φ_1 — угол обратного перегиба листа; φ_2 — угол исходного изгиба листа.

Радиус ролика, выполняющего обратный перегиб при правке, получим после решения уравнения (1):

$$r = \rho \frac{\varphi_2}{\varphi_1}. \quad (2)$$

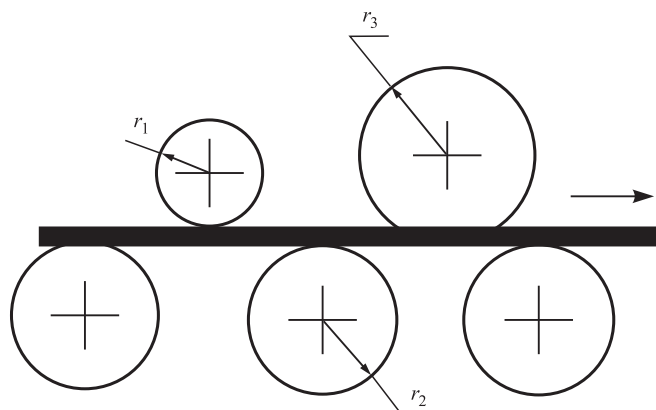


Рис. 2. Схема 5-роlikовой правильной машины с роliками различных диаметров для правки листового проката:

r_1, r_2, r_3 — радиусы первого, второго и третьего роliков

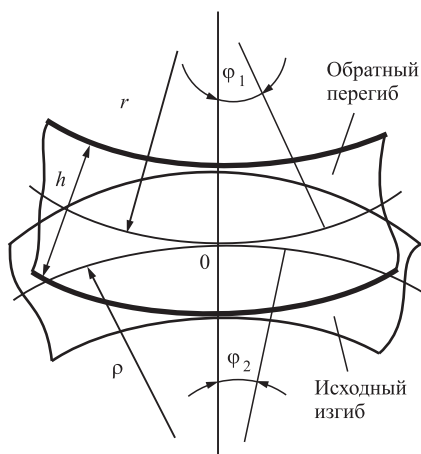


Рис. 3. Схема обратного перегиба листа под роliком РПМ

В производственных условиях исходный изгиб листа является случайной величиной и его значения существенно отличаются друг от друга. Поэтому при расчетах по формуле (2) следует использовать усредненное значение радиуса исходного изгиба листа.

Значения углов обратного перегиба листа и радиусов роliка приведены в табл. 1.

Анализ данных табл. 1 показал, что:

— если угол обратного перегиба равен углу исходного изгиба листа, то при обратном изгибе лист полностью выпрямляется;

1. Углы обратного перегиба листа и радиусы роliка

Угол обратного перегиба		
равен углу исходного изгиба листа	больше угла исходного изгиба листа	меньше угла исходного изгиба листа
$\varphi_1 = \varphi_2$	$\varphi_1 = 2\varphi_2$	$\varphi_1 = 0,5\varphi_2$
$r = \rho$	$r = 0,5\rho$	$r = 2\rho$
$r_1 = \rho$	$r_2 = 0,5\rho$	$r_3 = 2\rho$

— если угол обратного перегиба меньше угла исходного изгиба листа, то обратный перегиб происходит частично, лист также выпрямляется частично;

— если угол обратного перегиба больше угла исходного изгиба листа, то лист изгибается в сторону обратного перегиба.

Для первого исходного изгиба листа примем отклонение от плоскостности $A_1 = 50$ мм, тогда исходная кривизна листа $C_1 = 0,02$ 1/мм. Определим радиус r_1 первого роliка, необходимого для полного выпрямления листа кривизной $C_1 = 0,02$ 1/мм, из условия

$$C_1 = C_1^* \text{ или } 1/A_1 = 1/r_1, \quad (3)$$

где C_1^* — кривизна обратного перегиба листа под роliком радиусом r_1 .

Решая уравнение (3), получаем $r_1 = 50$ мм.

Для второго исходного изгиба листа примем отклонение от плоскостности $A_2 = 100$ мм, тогда исходная кривизна листа $C_1 = 0,01$ 1/мм. Определим радиус r_2 второго роliка, необходимого для полного выпрямления листа кривизной $C_1 = 0,01$ 1/мм, из условия

$$C_2 = C_2^* \text{ или } 1/A_2 = 1/r_2, \quad (4)$$

где C_2^* — кривизна обратного перегиба листа под роliком радиусом r_2 .

Решая уравнение (4), получаем $r_2 = 100$ мм.

Для третьего исходного изгиба листа примем отклонение от плоскостности $A_3 = 120$ мм, тогда исходная кривизна листа $C_3 = 0,008$ 1/мм. Определим радиус r_3 третьего роliка, необходимого для полного выпрямления листа кривизной $C_3 = 0,008$ 1/мм, из условия

$$C_3 = C_3^* \text{ или } 1/A_3 = 1/r_3, \quad (5)$$

где C_3^* — кривизна обратного перегиба листа под роliком радиусом r_3 .

Решая уравнение (5), получаем $r_3 = 120$ мм.

При правке листа на роliках различных диаметров изгибающий момент запишем в соответствии с работой [2]:

$$M_{ni} = \frac{Bh^2}{8} \left[D_1 \left(\frac{1}{r_0} + \frac{1}{r_1} \right) + D_2 \left(\frac{1}{r_0} + \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) + D_i \left(\frac{1}{r_0} + \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} + \frac{1}{r_i} \right) \right], \quad (6)$$

где B, h — ширина и толщина листа; D_1, D_2, D_i — диаметр первого, второго, i -го рабочих роликов; $\frac{1}{r_0}$ — исходная кривизна листа;

$\frac{1}{r_1}, \frac{1}{r_2}, \frac{1}{r_i}$ — кривизна листа после правки на первом, втором, i -м рабочих роликах.

Мощность правки, затрачиваемую на знакопеременный изгиб листа между роликами различных диаметров, определяют по формуле

$$N_{\text{п}} = \sum_2^{n-1} M_{\text{и}i} \frac{2v_{\text{п}}}{D_{\text{ср}}}, \quad (7)$$

где n — число роликов правильной машины; $v_{\text{п}}$ — скорость правки; $D_{\text{ср}}$ — средний диаметр роликов, $D_{\text{ср}} = \frac{1}{i} \sum_2^{n-1} D_i$.

Мощность, затрачиваемая на трение качения роликов по поверхности листа, [1–3]:

$$N_{\text{т.к}} = f_{\text{т.к}} \left(P_1 \frac{2v}{D_1} + P_2 \frac{2v}{D_2} + P_3 \frac{2v}{D_i} \right), \quad (8)$$

где $f_{\text{т.к}}$ — коэффициент трения качения ролика по поверхности листа; P_1, P_2, P_i — сила правки для первого, второго, i -го рабочих роликов; D_1, D_2, D_i — диаметр первого, второго, i -го рабочих роликов.

Мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения на шейках опорных роликов, [1–3]:

$$N_{\text{ш.о}} = f_0 \varphi v \left(\frac{d_1 P_1}{D_1} + \frac{d_2 P_2}{D_2} + \frac{d_i P_i}{D_i} \right), \quad (9)$$

где f_0 — коэффициент трения в подшипниках опорных роликов; φ — коэффициент, показывающий, какую часть суммарной силы правки воспринимают опорные ролики ($\varphi = 0,8$); d_1, d_2, d_i — диаметр цапф опорных роликов.

Мощность главного привода РПМ при правке листа определяют по формуле

$$N_{\text{с}} = N_{\text{п}} + N_{\text{т.к}} + N_{\text{ш.о}}. \quad (10)$$

При работе главного привода роликов РПМ крутящий момент передается от электродвигателя через редуктор и шестеренную клетку, универсальные шпиндели — на рабочие ролики РПМ. Приняты КПД редуктора и

шестеренной клетки $\eta_{\text{р}} = 0,96$ и $\eta_{\text{ш}} = 0,94$; для главного привода $\eta = 0,94 \times 0,96 = 0,90$. Мощность электродвигателя РПМ определяют по формуле

$$N_{\text{дв}} = \eta N_{\text{с}}. \quad (11)$$

Так как деформация отдачи листа (0,2 %) значительно меньше пластической деформации при правке листа на РПМ (8...12 %), то при расчетах с известной степенью точности ею можно пренебречь.

Данные для расчета потребляемой мощности электродвигателя главного привода при правке листов из стали 20 для 5–7-роликовых правильных машин на РПМ с различными диаметрами роликов приведены в табл. 2.

Использование РПМ с различными диаметрами роликов в промышленности. На ряде машиностроительных предприятий нашей страны эксплуатируются 10-роликовые правильные машины, в которых два средних верхних рабочих ролика опираются на один опорный ролик большего диаметра (рис. 4).

Три нижних ролика опираются на два опорных ролика, которые перемещаются в вертикальном направлении. Два крайних верхних ролика не имеют опорных, но оснащены индивидуальными нажимными устройствами. Все рабочие ролики приводные, кроме среднего нижнего. РПМ отличается большой компактностью и жесткостью. Диаметры среднего верхнего рабочего ролика отличаются от диаметра нижнего рабочего ролика в 1,25 раза,

2. Данные для расчета потребляемой мощности электродвигателя главного привода при правке листов из стали 20 для 5–7-роликовых правильных машин на РПМ с различными диаметрами роликов

Параметр	Число роликов РПМ	
	5	7
h , мм	6...30	4...25
B , мм	2650	1800
r_1, r_2, r_3 , мм	50, 100, 120	
$N_{\text{п}}$, кВт	72	74
$N_{\text{т.к}}$, кВт	33	47
$N_{\text{ш.о}}$, кВт	11	11
$N_{\text{с}}$, кВт	116	132

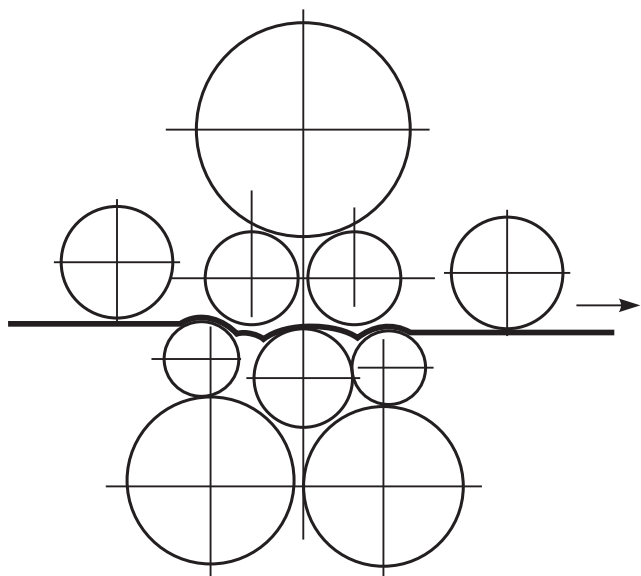


Рис. 4. Схема 10-роликковой правильной машины с роликами различных диаметров для правки листового проката

что позволяет выправлять полосы, имеющие отрицательную и положительную кривизну.

Адекватность методики (1)–(11) проверяли путем сравнения результатов расчета с данными эксперимента, при этом различие не превышает 10...20 %, что свидетельствует об адекватности модели и о возможности ее практического использования для расчетов параметров правки листового проката путем изгиба на РПМ с различными диаметрами роликов.

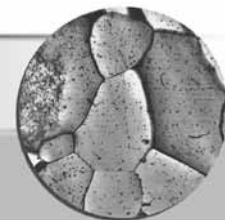
Заключение. Рассмотрена методика расчета параметров правки листа на роликковой правильной машине в роликах разных диаметров. Особенностью методики является расчет: мощности правки, затрачиваемой на знакопеременный изгиб листа, мощности, затрачиваемой на трение качения роликов по поверхности листа, мощности, затрачиваемой на преодоление сил трения на шейках опорных роликов в РПМ с роликами разных диаметров, а также расчет потребляемой мощности электродвигателя главного привода при правке листов из низколегированной стали для 5–7-роликковых правильных машин с различными диаметрами роликов. Адекватность модели и возможность ее практического использования для расчетов параметров правки листового проката на РПМ с различными диаметрами роликов подтверждена экспериментальными исследованиями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ползер Ж., Вольф А., Гогельс Ф. и др. Современная система регулирования правки полосы изгибом соответственно форме // Черные металлы. 2009. № 5. С. 41–49.
2. Пасечник Н.В., Сеницкий В.М., Дрозд В.Г. Машины и агрегаты металлургического производства. М.: Машиностроение, 2000. 912 с.
3. Недорезов И.В. Моделирование процессов правки проката на роликковых машинах. Екатеринбург, 2003. 256 с.
4. Максимов Е.А. Моделирование расчета технологических параметров роликковых правильных машин с учетом изгиба и износа по длине бочек роликов // Черная металлургия. 2016. № 12. С. 61–67.
5. Модернизация роликковой правильной машины для повышения качества толстых стальных листов / Е.А. Максимов, Р.Л. Шаталов, Е.П. Устиновский, М.Я. Бровман // Сталь. 2017. № 4. С. 39–44.
6. Максимов Е.А., Шаталов Р.Л., Васильев Ю.С. Уточнение методики расчета параметров правки толстых листов на роликковой правильной машине // Сталь. 2017. № 1. С. 35–38.
7. Шинкин В.И. Расчет кривизны стального листа при правке на восьмироликовой машине // Черные металлы. 2017. № 2. С. 39–43.
8. Шинкин В.И. Расчет изгибающих моментов стального листа и реакций опор рабочих роликов при правке на восьмироликовой машине // Черные металлы. 2017. № 4. С. 49–53.
9. Kaiser R. Simulation of the roller straightening process with respect to residual stress and the curvature trend // Materials Science Forum / TransTech Publications. 2014. Vol. 768. P. 456–463.
10. Gruber M., Yirt G. A strategy for the controlled setting of flatness and residual stress distribution in sheet metal via roller leveling // Procedia Engineering. 2007. Vol. 107. P. 65–70.
11. Ползер Ж., Вольф А. Современная система регулирования процесса правки полосы изгибом соответственно форме // Черные металлы. 2009. № 5. С. 41–49.
12. Бодини Л., Эрих О., Краухузен М. Улучшение плоскостности толстых листов благодаря прогнозированию и оптимизации производства // Черные металлы. 2008. № 11. С. 35–38.
13. Трусов П.А., Копаев О.В., Нуштаев Д.В. Моделирование режимов правки плоского проката // Труды Международного форума "Инженерные системы—2017". М.: Инжиниринговая компания ТЕСИС, 2017. С. 128–133.
14. Барабаш В.А., Гаврильченко Е.Ю., Грибков Э.П. Моделирование процесса правки на листоправильных машинах с исправлением дефекта волнистости проката // Сталь. 2014. № 1. С. 62–66.
15. Шинкин В.И. Расчет сил и моментов семироликовой правильной машины при предварительной правке стального листа // Известия вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 59. № 12. С. 870–873.
16. Cherman V. Near-surface residual stresses for rail steels flach // Rev. met. 1995. 10. P. 1232–1235.
17. Kaden V. High performance leveler for hot and cold leveling of heavy plates // Met. Plate and Tech. 1997. 2. P. 92–94.
18. Sharma H.V. Resent measures to improve quality of rails // Technical Journal of Bhilai Steel. 1998. No. 8. P. 21–23.

Евгений Александрович Максимов, канд. техн. наук,
maksimov50@mail.ru;

Евгений Петрович Устиновский, канд. техн. наук



УДК 621.762

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-10-471-474

М.Г. Ягодин, Е.И. Старовойтенко (ОАО "ВИЛС", г. Москва)

Расчет параметров плазменного центробежного распыления мелкодисперсных гранул жаропрочных никелевых сплавов

Описана техника для производства металлических порошков широкой номенклатуры под задачи порошковой металлургии. Рассмотрена возможность изготовления порошков методом плазменного центробежного распыления с учетом динамического давления газа. Приведены расчетные данные крупности гранул для различных материалов.

Ключевые слова: производство порошков; центробежное распыление; установка распыления; расплав; заготовка; плазма.

The equipment for the production of wide range of metal powders purposed for powder metallurgy is described. The possibility for producing of powders by the plasma centrifugal spraying is considered taking into account the gas dynamic pressure. The calculated data on the powder size for different materials are given.

Keywords: powder production; centrifugal spraying; spraying unit; melt; powdered metal compact; plasma.

Аналитический расчет заданного размера порошков-гранул при их производстве является очень важным.

Процесс плазменной плавки и центробежного распыления быстровращающейся заготовки (метод PREP) состоит из следующих стадий: плавление торца вращающейся заготовки; формирование жидкой пленки на торце вращающейся заготовки; распад пленки расплава на отдельные капли; охлаждение капель в полете в среде инертного газа и их кристаллизация с образованием твердых частиц (гранул). Размер гранулы зависит, в первую очередь, от факторов первых двух стадий процесса. Рассмотрим влияние различных параметров плазменной плавки и центробежного распыления на размер гранулы.

При плавлении торца быстровращающейся заготовки плазмой в кратере распыления образуется расплавленный металл, который жидкой пленкой толщиной 20...50 мкм движется к краям торца заготовки. Достигнув края заготовки, пленка расплава образует тороидальный жгут, выходящий за пределы диаметра заготовки. От жгута под действием центробежных сил отрывается капля жидкого металла, которая кристаллизуется в гранулу в инертной атмосфере (рис. 1). Диаметр капли зависит от диаметра жгута, образовавшегося на периферии заготовки. Представляет интерес определение диаметра капли во время отрыва от тороидального жгута [1, 2].

На образование и отрыв капли от тороидального жгута расплава оказывают влияние центробежная сила $F_{ц}$ и сила поверхностного натяжения $F_{н}$. Баланс сил при образовании торообразного жгута на периферии заготовки:

$$F_{н} + F_{ц} = 0. \quad (1)$$

Центробежная сила:

$$F_{ц} = m\omega^2 D/2, \quad (2)$$

где m — масса капли расплава, г; ω — частота вращения заготовки, c^{-1} ; D — диаметр заготовки, м;

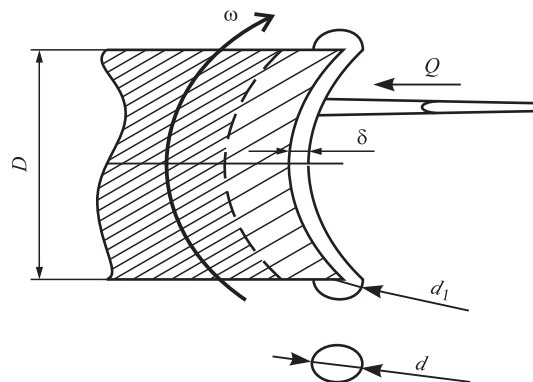


Рис. 1. Плавление торца быстровращающейся заготовки:

D — диаметр литой заготовки; Q — поток теплоты; d_1 — диаметр жгута; d — диаметр частицы; ω — частота вращения; δ — толщина пленки расплава

сила поверхностного натяжения:

$$F_H = 2\pi\sigma D, \quad (3)$$

где σ — коэффициент поверхностного натяжения расплава, Н/м.

Массу жгута определяем из условия равенства сил [3]:

$$m = \frac{4\pi\sigma}{\omega^2}, \quad (4)$$

массу жгута можно выразить также через диаметр жгута:

$$m = \frac{\pi}{4} d_1^2 \pi D \rho, \quad (5)$$

где d_1 — диаметр жгута, м; ρ — плотность расплава, кг/м³.

Получаем формулу для диаметра жгута, приводя уравнение (5) к следующему виду:

$$d_1 = \sqrt{\frac{4m}{\pi^2 D \rho}}. \quad (6)$$

Выразив массу жгута через условие баланса сил, получим следующее выражение для диаметра жгута:

$$d_1 = \sqrt{\frac{16\sigma}{\omega^2 \pi D \rho}} = 2 \sqrt{\frac{2\sigma}{\pi R \omega^2}}, \quad (7)$$

где R — радиус заготовки.

Для получения востребованных в аддитивных технологиях и в авиационном двигателестроении мелкодисперсных гранул крупностью менее 40...50 мкм необходимы высокие частоты вращения заготовки.

Решить проблему снижения уровня требуемых частот вращения заготовки возможно, используя все преимущества метода PREP. Для этого требуется ввести в механизм дробления пленки расплава на торце вращающейся заготовки дополнительный к центробежной силе фактор, не связанный непосредственно с вращением. Таким фактором может выступить, например, динамическое давление потока плазменной струи на расплав на кромке торца заготовки, так как потоки плазмы увлекают за собой окружающий газ и поэтому всегда сопровождаются газовыми потоками. Эти газовые потоки плазмы оказывают давление на торец заготовки и тогда уравнение баланса сил примет следующий вид:

$$F_H + F_H + F_{д.п} = 0, \quad (8)$$

где $F_{д.п}$ — сила динамического воздействия газа плазмы, которая зависит от скорости плазменной струи в зазоре между заготовкой и плазмотроном:

$$v = \frac{\xi_{пл}}{\pi D \Delta}, \quad (9)$$

где $\xi_{пл}$ — объемный расход плазменного потока, м³/с; Δ — длина промежутка (зазора) от торца заготовки до плазмотрона, м.

Объемный расход плазменного потока можно определить с помощью расхода газа при подаче в плазмотрон:

$$\xi_{пл} = \xi_0 \frac{T_{пл}}{T_0}, \quad (10)$$

где ξ_0 — расход газа при подаче в плазмотрон при температуре 20 °С; $T_{пл}$ — температура плазменной струи (5000 °С); T_0 — температура подачи газа в плазмотрон (20 °С).

Плотность потока плазмы можно определить по следующей формуле:

$$\rho_r = \rho_0 \frac{T_0}{T_{пл}}, \quad (11)$$

динамическое давление:

$$p = \frac{\rho_r v}{2g}, \quad (12)$$

где g — ускорение свободного падения, м/с².

Сила динамического воздействия газа плазмы, Н:

$$F_{д.п} = \eta v_r^2 \Delta \vartheta, \quad (13)$$

где η , v_r — плотность и скорость газа плазменного потока, набегающего на жгут расплава на торце заготовки, кг/м³ и м/с соответственно; ϑ — доля промежутка Δ , где скоростной поток плазмы непосредственно взаимодействует со жгутом расплава.

Соотношение для определения размера частиц, вытекающее из уравнения (8), в результате введения в него определяющих параметров и преобразований, примет следующий вид:

$$d = 2 \sqrt{\frac{2\sigma}{\pi R \rho \omega^2} - \frac{\eta v_r^2 \Delta \vartheta}{2\pi R \rho \omega^2}}. \quad (14)$$

Левая часть подкоренного выражения в (14) аналогична комплексу в уравнении (7), устанавливающему диаметр частиц в поле взаимодействия только силы поверхностного натяжения и центробежной силы, а правая часть определяет дополнительный вклад динамики плазменного потока в формирование частицы, понижая результирующее значение d при фиксированной частоте вращения ω .

Схема реализации (комбинированного) процесса распыления, включающего в себя закономерности метода PREP и динамическое воздействие газа плазмы (комбинированного процесса), представлена на рис. 2. Она принципиально не отличается от схемы PREP-процесса.

Заготовку приводят во вращение с частотой ω . К ее торцу на небольшое расстояние $\Delta = 2...5$ мм приближают плазмотрон, генерирующий поток плазмы с расходом $G_{пл}$, который по плазменному каналу направляют на торец заготовки. Пленка расплава перемещается под дей-

ствием центробежной силы к кромке литой заготовки с образованием здесь торообразного жгута. Поток плазмы с высокой скоростью v участвует в дроблении жгута и формировании частиц диаметром d . Убыль металла с отлетающими частицами компенсируется непрерывной подачей заготовки в зону плавления со скоростью W так, чтобы промежуток Δ между плазматроном и заготовкой оставался неизменным.

При реализации данной схемы могут возникнуть следующие технические трудности:

- поддержание небольшого промежутка Δ с приемлемой точностью при непрерывно движущейся заготовке со скоростью W . Возможны два варианта решения данной проблемы: визуальный контроль промежутка Δ (см. рис. 2) на слюде посредством, например, системы технического зрения, или контроль на нем перепада статических давлений в зазоре ($p_{\text{вн}} - p_{\text{нар}}$) в потоке плазмы, с действием пропорционального сигнала на скорость движения заготовки W ;

- поддержание повышенного расхода плазмы $G_{\text{пл}}$, который всегда ограничен условиями эксплуатации плазматрона, так как его превышение в сравнении с предельно допустимым значением для данной конструкции плазматрона вызовет срыв дуги между электродами плазматрона.

Коаксиальные электродуговые плазматроны, применяемые в установках распыления типа УЦР, например, типа ПСМ-100, мало пригодны для реализации данного комбинированного способа распыления. В силу особенности их конструкции (очень небольшое сечение дугового канала кольцевой конфигурации) поток плазмы, поступающий в зазор Δ , мал, он не сможет обеспечить высокой скорости потока плазмы и создать заметное динамическое давление на жгут расплава.

С применением плазматронов другого типа — камерного плазматрона, например, модели ЭДПМ-150 (разработан Институтом теплофизики Сибирского отделения РАН им. С.С. Кутателадзе),

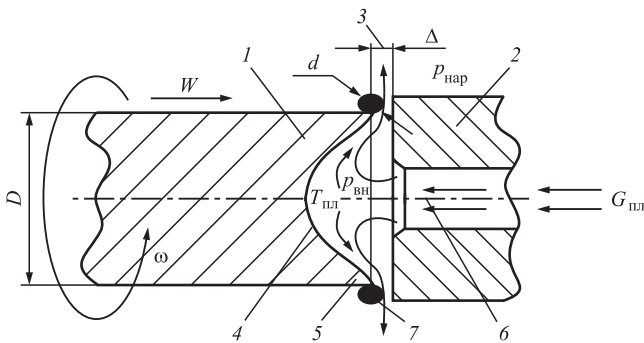


Рис. 2. Схема реализации комбинированного процесса распыления:

1 — литая заготовка; 2 — плазматрон; 3 — длина промежутка от торца заготовки до плазматрона; 4 — пленка расплава; 5 — кромка литой заготовки; 6 — плазменный канал; 7 — частица (гранула).

поток плазмы в котором существенно выше, чем в коаксиальном, можно ожидать положительного эффекта снижения размера частиц от динамического воздействия плазменного потока. Дополнительное преимущество плазматрона типа ЭДПМ-150 перед плазматроном ПСМ-100 заключается в существенно меньшем рабочем токе (до 500 А против 1500...1600 А для ПСМ-100). Это резко снижает эрозионный износ электродов, повышает примерно на порядок ресурс плазматрона и значительно уменьшает опасность вовлечения в гранулы медьсодержащих частиц эрозии сопла. Последнее обстоятельство чрезвычайно важно для гранул на никелевой основе, для которых присутствие меди резко снижает прочностные свойства и малоцикловую усталость материала, формируемого из таких гранул.

В таблице приведены данные расчета диаметра частиц гранул при распылении заготовки диаметром $2R = 80$ мм из жаропрочного никелевого сплава ВВ751П с физическими характеристиками при температуре плавления: плотность $\rho = 8800$ кг/м³; коэффициент поверхностного натяжения $\sigma = 1,735$ Н/м. Температура потока плазмы составляет 5000 К.

На рис. 3 приведены графики, построенные по данным таблицы.

Значения d в таблице, вычисленные при умеренной скорости потока плазмы $v = 70$ м/с, совпадают со значениями диаметра частиц при условиях распыления по PREP-технологии, вычисленными ранее [4], указывая на незначительную роль динамики потока плазмы при такой его скорости.

Данные расчета диаметра частиц d , мкм, гранул никелевого сплава ВВ751П при комбинированном способе их получения

Зазор Δ , мм	Частота вращения ω , мин ⁻¹			
	10 000	20 000	30 000	40 000
25	146,8	74,4	49,0	37,23
5	138,2	71,4	48,0	36,15
2,5	108	64,4	45,0	34,5

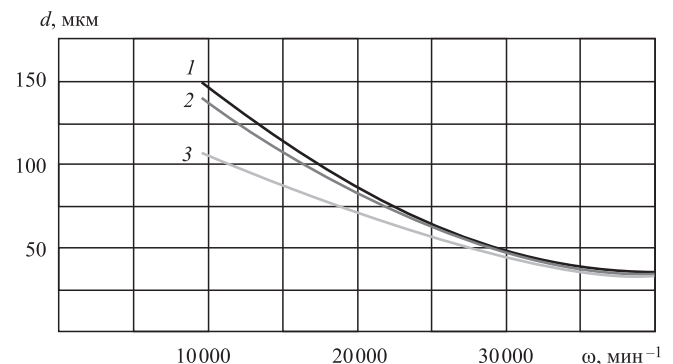


Рис. 3. Зависимости диаметра d частиц гранул жаропрочного никелевого сплава от частоты вращения ω заготовки и характерного размера Δ плазменного потока:
1 — $\Delta = 25$ мм; 2 — $\Delta = 5$ мм; 3 — $\Delta = 2,5$ мм

Данные расчетов, которые носят приближенный характер, показывают главный итог — включение в механизм распыления фактора динамического воздействия потока плазмы, что приводит к заметному положительному результату. Требуемая частота вращения заготовки при этом может быть существенно снижена по отношению к варианту распыления за счет только центробежных сил. Например, фракции порошка Ti сплава с диаметром частиц 100 мкм можно получать комбинированным способом уже при частотах вращения 12 500 мин⁻¹, тогда как при распылении заготовки только за счет центробежной силы по методу PREP получение фракций такой крупности можно ожидать при частотах вращения не ниже 20 000 мин⁻¹.

С увеличением частоты вращения заготовки вклад динамической составляющей, как это видно на рис. 4, снижается, но даже для получения фракции около 50 мкм требуется частота вращения на 5000...7000 мин⁻¹ меньше, чем при работе по классической технологии PREP [5].

Влияние динамического фактора плазмы ниже из-за высокой плотности, влияющей на значение центробежной силы, выступающей основным силовым фактором дробления пленки расплава на частицы при центробежном способе распыления.

Экономическая выгода предлагаемого метода в следующем:

— в существенном снижении требуемого уровня рабочих частот вращения. Это может повлечь снижение первоначальных затрат при создании оборудования и эксплуатационных затрат вследствие повышения его ресурса;

— в увеличении производительности оборудования при наработке мелкодисперсных гранул

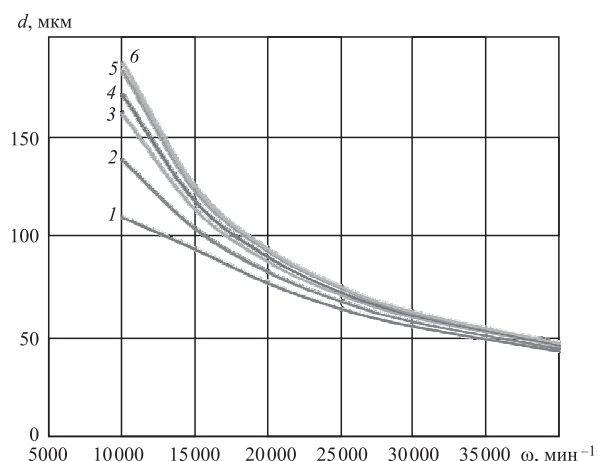


Рис. 4. Зависимости диаметра d частиц расплава (материал — титан) от частоты вращения ω заготовки и параметров динамического воздействия плазмы S и W :

1 — $S = 2,5$ мм, $W = 698,8$ м/с; 2 — $S = 3,0$ мм, $W = 582$ м/с;
3 — $S = 4,0$ мм, $W = 437$ м/с; 4 — $S = 5,0$ мм, $W = 349$ м/с;
5 — $S = 10$ мм, $W = 175$ м/с; 6 — $S = 25$ мм, $W = 70$ м/с

вследствие повышения мощности плазменной системы установки.

В пакете интеллектуальной собственности ОАО "ВИЛС" имеются патенты РФ [4, 6] на оригинальный способ получения порошков центробежным способом, который принципиально обеспечивает выполнение данных требований.

Выводы

1. Обозначены основные проблемы центробежного PREP-метода получения металлических порошков, заключающиеся в своей основе в меньшей рентабельности данного метода по отношению к методу газового распыления расплава.

2. Применение комбинированного центробежно-струйно-плазменного способа обеспечивает получение мелкодисперсных фракций порошка при пониженных на 25...30 % оборотах распыления в сравнении с PREP-методом.

3. Внедрение на установках типа УЦР перспективного плазмотрона камерного типа ЭДПМ-150 резко снижает опасность загрязнения порошка продуктами эрозии электродов, в частности медьсодержащими частицами, в сочетании с увеличением примерно на порядок ресурса плазмотрона.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мусиенко В.Т.** Разработка теоретических основ и технологии производства металлических порошков при высоких и сверхвысоких скоростях охлаждения методом плазменной плавки и центробежного распыления для изготовления деталей ГТД: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06. М., 1991. С. 200—210.

2. **Старовойтенко Е.И.** Характеристики плавления и формирования частиц порошка из расплавов различных металлических материалов методом PREP // Технология легких сплавов. 2017. № 4. С. 62—73.

3. **Сухов Д.И.** Исследование влияния параметров плазменного распыления на размер и структуру гранул титановых сплавов типа ВТ25УП: автореф. дис. ... канд. техн. наук: М.: ВИЛС, 2013. 23 с.

4. **Пат. 2475336 РФ, МПК В22F 9/10, В22F 9/06.** Способ получения металлического порошка методом центробежного распыления / Е.И. Старовойтенко; патентообладатель ОАО "ВИЛС"; заявл. 19.09.2011; опубл. 20.02.2013, Бюл. № 5.

5. **Совершенствование** оборудования для производства металлических порошков центробежным распылением / Е.И. Старовойтенко, А.М. Казберович, Д.В. Батяев, М.В. Зенина, М.Г. Ягодин // Технология легких сплавов. 2020. № 2. С. 11—16.

6. **Пат. 2467835 РФ, МПК В22F 9/10, 9/14.** Устройство для получения порошка методом центробежного распыления / Е.И. Старовойтенко; патентообладатель ОАО "ВИЛС"; заявл. 21.10.2011; опубл. 27.11.2012, Бюл. № 33.

Максим Геннадьевич Ягодин,

info@oavils.ru;

Евгений Иванович Старовойтенко, канд. техн. наук

А.В. Шапарев, И.А. Савин, Р.В. Гавариев
(Казанский национальный исследовательский
технический университет имени А.Н. Туполева — КАИ, г. Набережные Челны)

Производство заготовок и деталей машин из полимерного материала "Римамид"

Рассмотрено производство заготовок и применение материала "Римамид" для изготовления подшипников скольжения и качения, втулок для колес и роликов, шкивов, блоков, кронштейнов, ступиц колес, шестерен, звездочек, зубчатых и червячных колес и других деталей в целях снижения массы, уровня шума и вибраций. Приведены характеристики материала, примеры изготовления заготовок, показаны преимущества и недостатки материала "Римамид" для изготовления деталей машин, перспективы использования в машиностроении.

Ключевые слова: полимерные материалы; производство заготовок; механическая обработка; шестерни; подшипники; снижение шума; ударная прочность.

The production of blanks and the use of material "Rimamid" for the manufacture of sliding and rolling bearings, bushings for wheels and rollers, pulleys, blocks, brackets, wheel hubs, gears, sprockets, gears and worm wheels and other parts to reduce weight, noise and vibrations is considered. The characteristics of the material, examples of the blanks manufacture, the advantages and disadvantages of the material "Rimamid" for the manufacture of machine parts, prospects for use in mechanical engineering are presented.

Keywords: polymeric materials; blanks production; machining; gears; bearings; noise reduction; impact strength.

Введение. Расширение применения полимеров при производстве деталей машин обусловлено такими их уникальными свойствами, как высокая удельная прочность (отношение прочности к плотности), износостойкость, устойчивость к химическим воздействиям, возможность варьирования свойств в широких пределах за счет модификации полимеров и совмещения их с различными ингредиентами, хорошие диэлектрические характеристики и т.д.

Материал "Римамид" — конструкционный полимер, получаемый в процессе низкотемпературной анионной полимеризации капролактама, проводимой непосредственно в форме в присутствии щелочных катализаторов и активаторов [1]. Химическая формула материала "Римамид" $C_6H_{11}NO$. Свойства материала варьируются в зависимости от назначения и требуемых свойств в результате добавок дисульфида молибдена в различных соотношениях. Материал "Римамид" — аналог материала "Капролон" (полиамид-6), изготавливаемого по

ТУ 2224-003-39046337—2014. Отличием являются увеличенные твердость, относительное удлинение при разрыве и износостойкость за счет особой раскладки углепластиковых волокон.

Постановка задачи исследования. Материал "Римамид" для единичного производства изготавливают в виде заготовок (плита, стержень, труба и др.) различных размеров для дальнейшей механической обработки в изделие на токарных, фрезерных и других обрабатывающих станках. Для выпуска партии деталей используют литейные технологии изготовления заготовок из материала "Римамид", максимально приближенные по размерам к изготавливаемой детали (рис. 1 и 2).

Плотность материала "Римамид" по сравнению с плотностью металлов для изготовления деталей машин приведена в табл. 1.

Свойства материала "Капролон" по ТУ 2224-003-39046337—2014 и результаты исследования свойств материала "Римамид" производства НПО "СтартПласт" (г. Набережные Челны) представлены в табл. 2 [2].



Рис. 1. Заготовки для втулок, опорных и натяжных катков гусеничных машин

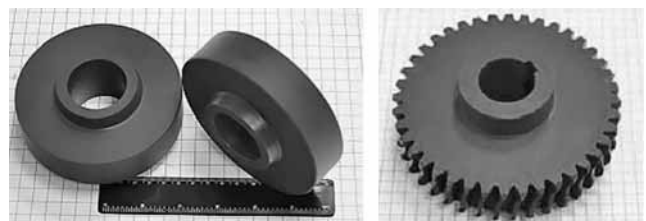


Рис. 2. Заготовки для зубчатых колес и общий вид готовых изделий

1. Сравнительная плотность материалов для изготовления деталей машин в сравнении с материалом "Римаид"

Материал	Плотность ρ , кг/м ³	Сравнительная плотность с материалом "Римаид"
Медь	8900	7,77
Бронза	8700	7,60
Латунь	8500	7,42
Сталь, железо	7800	6,81
Чугун	7000	6,11
Алюминий	2700	2,36
Фторопласт	2210	1,93
Римаид	1145	1,00
Капрон	1100	0,96
Полиэтилен	920	0,80

2. Свойства полимерных материалов "Римаид" и "Капролон"

Параметр	Римаид-200	Римаид-200-У	Римаид-200-СТУ	Капролон (полиамид-6)
Температура плавления, °С	220...225	218...223	218...223	220...225
Плотность, кг/м ³	1145...1150	1135...1145		1140...1160
Разрушающее напряжение при растяжении, МПа	80...85	Не менее 30		65...80
Относительное удлинение при разрыве, %	25...30	25...40		10...30
Работоспособность при температуре, °С	-60...+80			-40...+70
Ударная вязкость по Шарпи образца без надреза, кДж/м ² (20 °С)	25...40	Без излома		40
Водопоглощение за 24 ч, %	1,0...2,0	1,0...1,5		
Водопоглощение максимальное, %	2,5...3,0	1,5...2,0		
Коэффициент теплопроводности при комнатной температуре, Вт/(м·°С)	0,29			0,37...0,50
Средний коэффициент линейного теплового расширения, 1/°С, в интервале температур 0...50 °С	9,8 · 10 ⁻⁵			(6,0...9,8) · 10 ⁻⁵
Твердость по Шору D	80...85	75...80		84
Коэффициент трения по стали:				
без смазки	0,15...0,30	0,20...0,30		0,39
со смазкой	0,04...0,08			0,05...0,09
Содержание экстрагируемых веществ, %	1,0...3,0	1,0...1,5		2,0

Кроме малой массы основным преимуществом данного материала является низкий коэффициент трения по стали, обеспечивающий увеличение ресурса деталей узла трения в 3—4 раза по сравнению с металлическими материалами. При использовании антифрикционных компонентов (сульфид молибдена, графит и др.) в материале "Римаид" коэффициент трения существенно снижается и узлы трения могут эксплуатироваться без смазки.

Благодаря высокой износостойкости материала (превосходит в 10 раз бронзу) и низкому коэффициенту трения снижается уровень шума в узлах скольжения, а также появляется возможность использования деталей в запыленных местах установки. Материал "Римаид" обладает высокой стойкостью к ударным динамическим нагрузкам, что позволяет существенно повысить надежность работы оборудования в тяжелых условиях. Высокая теплостойкость материала обеспечивает длительную работу изделий при температуре от -40 до $+160$ °С с сохранением свойств материала.

Материал "Римаид" выпускается под следующими марками [2]:

- "Римаид-200", обладающий высокой твердостью и износостойкостью;
- "Римаид-200-У", обладающий высокой ударной прочностью;
- "Римаид-200-СТУ", обладающий дополнительно высокой термостойкостью и светостойкостью.

Исследование технологии механической обработки заготовок из материала "Римаид". Технология механической обработки материала "Римаид" принципиально не отличается от обработки металлов и включает в себя операции резки, точения, фрезерования, сверления и др. Однако из-за низкой теплопроводности материала скорости механической обработки должны быть существенно ниже, чем для металлов, что предотвращает перегрев инструмента, оплавление и обугливание материала в процессе обработки [1].

Для токарной обработки материала "Римаид" предпочтительнее использование твердосплавных пластин марок ВК6, ВК8 или с алмазной режущей кромкой. Геометрия резца должна иметь следующие параметры: передний угол $\gamma = 15...20^\circ$; задний угол $\alpha \leq 20^\circ$; угол в плане $\varphi = 45^\circ$; радиус закругления вершин резца $r = 0,6...1,5$ мм. При черновом точении подача рекомендуется не более 0,5 мм/об, при чистовом точении не более

0,15 мм/об. Скорость резания рекомендуется $v_{рез} \leq 290$ м/мин.

Для фрезерования используют торцевые фрезы из быстрорежущей стали с параметрами фрезы: передний угол $\gamma = 8...12^\circ$; задний угол $\alpha = 16...26^\circ$ при скорости обработки $v_{рез} = 125...300$ м/мин. Направление подачи должно совпадать с вращением фрезы.

Для сверления отверстий в материале "Римаид" применяют спиральные и перовые сверла с измененной геометрией режущей части, так как при сверлении стандартными сверлами наблюдаются "затягивание" сверла в материал и его заедание. Для устранения этого недостатка рекомендуется использовать сверла с параметрами: угол наклона канавки $\gamma = 15...17^\circ$; угол при вершине $\varphi = 65...90^\circ$; задний угол $\alpha = 4...8^\circ$. Рекомендуемые режимы сверления: подача $S = 0,1...0,3$ мм/об; скорость резания $v_{рез} = 20...50$ м/мин. Высокое качество сверления материала "Римаид" обеспечивается при небольшой подаче благодаря высокой частоте вращения и частому подъему сверла.

Из-за большого коэффициента теплового расширения материала "Римаид" допуск на обработку для токарных и фрезерных работ должен составлять от 0,1 до 0,2 % от номинального размера, а минимальный допуск для малых размеров рекомендуется 0,05 мм.

Перспективы применения и экономическая оценка применения материала "Римаид". Полимерный материал "Римаид" [1] имеет хорошие перспективы для использования в авиастроении и автомобилестроении, так как позволяет заменить тяжелые и дорогостоящие материалы при изготовлении деталей и узлов машин, такие как коррозионно-стойкая сталь, алюминий, антифрикционный чугун, фарфор, фторопласт, бронза, латунь, текстолит, древесно-волоконистые пластики и другие антифрикционные и конструкционные материалы.

Стоимость материала "Римаид" по сравнению со сталью меньше в 1,2—2,0 раза в зависимости от марки стали.

В настоящее время из материала "Римаид" изготавливают:

- подшипники скольжения и качения, втулки для колес и роликов, направляющие и вкладыши узлов трения с применением смазки или без применения смазки;
- шкивы, блоки, опорные и направляющие ролики грузоподъемных механизмов;

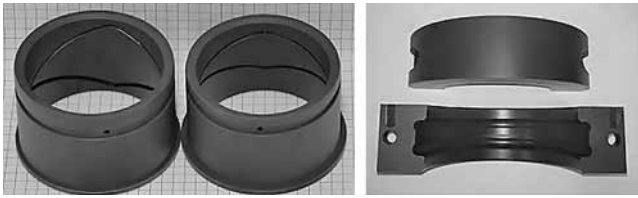


Рис. 3. Втулки для колес и роликов, направляющие и вкладыши узлов трения



Рис. 4. Шестерни из материала "Римаид"

— кронштейны, ступицы колес и других деталей, к которым предъявляются повышенные требования по ударостойкости (рис. 3);

— шестерни, звездочки, зубчатые и червячные колеса, винты, шнеки различных устройств и механизмов в целях снижения уровня шума и вибрации (рис. 4) и др.;

— ведущие, опорные и натяжные катки ходовой части легких гусеничных машин (рис. 5).

Современные полимерные материалы обладают свойствами, превышающими по некоторым показателям свойства традиционно применяемых материалов (стали, алюминиевых и титановых сплавов, древесины), причем, чем выше удельные характеристики композита, тем легче или прочнее конструкция. Уникальность полимерного материала "Римаид" состоит в том, что можно заранее спроектировать материал таким образом, чтобы придать изделию из него свойства, необходимые для конкретной области применения [3]. Благодаря своим свойствам изделия из материала "Римаид" можно

применять в продукции машиностроения, в том числе в авиационной и космической технике [4, 5].

Срок службы изделий из материала "Римаид" оценить сложно из-за большого количества потребителей, разнообразия конструкции изготовленных деталей и условий их работы. Например, более четырех лет эксплуатируется шестерня диаметром 1350 мм (см. рис. 4) в ЗАО ПТФК "ЗТЭО" (г. Набережные Челны), при ремонте которой ее венец изготовлен из материала "Римаид". При использовании материала "Римаид" по сравнению с бронзой предприятие снизило свои издержки в несколько раз. За время эксплуатации шестерни диаметром 1350 мм в тяжелых условиях при использовании смазки износ составил менее 0,5 мм.

При проектировании и изготовлении опытной партии легких тягачей для снижения массы и повышения скоростных характеристик в конструкции ходовой части использован материал "Римаид" (см. рис. 5). Испытания легких тягачей в тяжелых условиях эксплуатации показало высокую прочность, износостойкость и надежность ведущих, опорных и натяжных катков, что позволило рекомендовать их в производство.

Развитие коммерческой сферы применения новых технологий и техники в космосе и мировая конкуренция за получение заказов на доставку полезных грузов на орбиту Земли стимулируют снижение стоимости запуска груза и заставляют разработчиков ракетно-космической техники активно применять композиты для оптимизации энергомассовых характеристик ракет-носителей, увеличения объема полезного груза.

В перспективе возможно применение материала "Римаид" для изготовления решеток радиаторов автомобилей с последующей металлизацией или окраской поверхности, лопастей вентиляторов, подшипников скольжения, вентиляционных трубопроводов, педалей акселераторов, рулевых колес, кнопок управления, деталей интерьера и др.

Применение материала "Римаид" имеет следующие преимущества по сравнению с металлами:

— структура материала "Римаид" является однородной, поэтому, в отличие от металлов, нет фаз различной твердости, не образуются микротрещины и не происходит неравномерный износ;



Рис. 5. Использование материала "Римаид" в конструкции ходовой части легких гусеничных машин

— зубчатые колеса из материала "Римамид" не образуют прочных межмолекулярных связей в точке контакта, поэтому отсутствуют питтинг и притормаживание колес;

— при эксплуатации деталей из материала "Римамид" при износе не образуются абразивные частицы, приводящие к износу рабочих поверхностей зубьев и загрязнению смазочного материала;

— материал "Римамид" не вступает в электрохимическое взаимодействие, приводящее к окислению поверхности.

Заключение. Опыт производства, внедрения и изготовления деталей из материала "Римамид" в НПО "Старт-Пласт" выявил следующие проблемы:

1. Крупные отрасли и потребители (авиостроение, автомобилестроение, судостроение, энергетика и др.) избегают внедрения новых материалов, так как требуются дополнительные испытания, сертификация, разработка и утверждение новых стандартов. Эти процессы являются трудоемкими и экономически затратными. Отсутствие крупных потребителей затрудняет дальнейшее развитие производственной базы по производству материала "Римамид", совершенствование и разработку новых деталей и соответствующей технологической и конструкторской документации.

2. Необходимо совершенствование системы технического регулирования, создание современных стандартов, регламентирующих производство и методы испытаний новых материалов.

Решение данных проблем создаст необходимые условия более широкого применения материала "Римамид".

Основные преимущества материала "Римамид" — низкий коэффициент трения по стали, обеспечивающий в узлах трения увеличение ресурса деталей в 3—4 раза, малая масса, высокая прочность, хорошая обрабатываемость на металлорежущих станках, стойкость в агрессивных средах, экологическая безопасность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Металлозаменяющие** полимеры "Римамид": преимущества и применение. Режим доступа: <https://www.lobl.ru/free-time/gaznoe/metallozamenuyayushchie-polimery-rimamid-preimushchestva-i-primenenie> (дата обращения: 01.09.2020).

2. **О полимерном** материале "Римамид". Режим доступа: <https://rimamid.ru/about> (дата обращения: 01.09.2020).

3. **Полимерные** композиционные материалы. Свойства. Структура. Технологии / под ред. А.А. Берлина. СПб.: Профессия, 2009. 560 с.

4. **Shaparev A.V., Savin I.A.** Calculation of the Amount of the Reduction Required for the Formation of Compound Layers during Cold Rolling of Bimetals // Materials Science Forum. 2016. Vol. 870. P. 328—333.

5. **Shaparev A.V., Savin I.A.** Calculation of Joint Plastic Deformation to Form Metal Compound in Cold Condition // Solid State Phenomena. 2017. 265. P. 313—318.

Александр Васильевич Шапарев, канд. техн. наук,
meganeiii@yandex.ru;

Игорь Алексеевич Савин, канд. техн. наук;

Ренат Вильсорович Гавариев, канд. техн. наук

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

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

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

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

Сдано в набор 09.07.2020. Подписано в печать 29.09.2020. 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.



Поздравляем



**Андрея Львовича Воронцова,
заслуженного деятеля науки Российской Федерации,
доктора технических наук, профессора
с 65-летием!**

3 сентября 2020 г. исполнилось 65 лет заслуженному деятелю науки Российской Федерации, доктору технических наук, профессору Андрею Львовичу Воронцову.

А.Л. Воронцов в 1978 г. с отличием окончил МВТУ им. Н.Э. Баумана по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением", далее работал инженером-технологом в Центральном научно-исследовательском технологическом институте.

С 1981 по 2009 г. Андрей Львович работал на кафедре "Прикладная механика" Московского государственного университета приборостроения и информатики. С 2009 г. по настоящее время он работает профессором кафедры "Технологии обработки материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана.

В 1981 г. А.Л. Воронцов защитил кандидатскую диссертацию на тему "Исследование холодного выдавливания стальных стаканов с глубокими полостями", а в 2000 г. – докторскую диссертацию на тему "Разработка теории и совершенствование технологии процессов выдавливания".

А.Л. Воронцов разработал теорию взаимосвязанного определения напряженного, кинематического и деформированного состояний заготовки в процессах обработки металлов давлением (волочение прутков и труб, малоотходная штамповка, различные процессы выдавливания и осадки и других процессов) с учетом исходной анизотропии свойств штампуемого материала, нестационарности, деформационной неоднородности, упрочнения, температурного эффекта, а также упругой деформации штампового инструмента, получил расчетные зависимости для определения технологических параметров различных процессовковки, объемной штамповки и волочения.

Андрей Львович разработал и успешно применил новые методы аналитического решения задач учета неравномерного распределения температуры в деформируемой заготовке, определения волочнистой структуры штампуемых изделий, застойных зон, а также прогнозирования дефектов в виде утяжин и трещин. Он разработал новую теорию механических процессов обработки резанием, а также новое математическое описание теплофизики резания.

Разработанные им новые технологические процессы были внедрены в МПО им. Румянцева, ПОР "Ижсталь", НПП "Звезда", НИИ "Дельта", НИМИ и других предприятиях России.

А.Л. Воронцов — автор более 740 научных трудов, в том числе трех учебников и пяти учебных пособий, имеющих гриф Министерства образования и науки РФ, 11 монографий, а также 30 авторских свидетельств на изобретения. 95 работ А.Л. Воронцова опубликованы в США.

Под научным руководством А.Л. Воронцова успешно защитили кандидатские диссертации 6 аспирантов.

Андрей Львович является председателем редколлегии журнала "Вестник машиностроения", членом редколлегии журнала "Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением", а также членом редколлегии журнала "Технология металлов".

За многолетний добросовестный труд и плодотворную научно-педагогическую работу по подготовке специалистов с высшим образованием в 2004 г. А.Л. Воронцов был награжден Почетной грамотой Министерства образования РФ.

За большие личные достижения в оборонной тематике в 2006 г. А.Л. Воронцову присвоено почетное звание "Заслуженный деятель науки Российской Федерации".

*Коллектив редакции и редакционный совет журнала
желают Андрею Львовичу здоровья, благополучия
и дальнейшей плодотворной деятельности!*