ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 17 № 3 март 2019

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

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

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кидалов Н.А., Осипова Н.А., Поташова И.Е., Рыбальченко К.О., Лысоченко В.В. Холоднотвердеющие смеси для No-bake-процесса 99
Овчинников В.В., Курбатова И.А., Якутина С.В., Лукьяненко Е.В. Металлические включения в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием 103

Кузнечно-штамповочное производство

Чудин В.Н., Черняев А.В., Булычев В.А. Изотермическая прошивка патрубков с наклонным фланцем 110
Назарян Э.А., Арзоян Т.А. Моделирование процесса формоизменения трубчатых заготовок гидромеханическим деформированием 114

Прокатно-волочильное производство

Николаев В.А., Солодовник В.И., Васильев А.Г. Износостойкость волочильного инструмента различной конструкции 118

Материаловедение и новые материалы

Оглодков М.С., Пахомова С.А., Климкина А.А. Влияние переходных металлов на структуру и свойства деформируемых алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si 125
Фукс М.Д., Минякин Н.А., Фролов М.А. Влияние технологии регламентных работ на долговечность высокотемпературного оборудования из сплавов Х25Н35 130

Информация

Бодров В.В., Багаутдинов Р.М., Батурин А.А., Гойдо М.Е. Производство гидравлических устройств для прессового оборудования, работающего на воде и водной эмульсии 137

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 – машиностроение и машиноведение; 05.04.00 – энергетическое, металлургическое и химическое машиностроение; 05.16.00 – металлургия и материаловедение 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.

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2019

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 17 № 3 March 2019

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Kidalov N.A., Osipova N.A., Potashova I.E., Rybal'chenko K.O., Lysochenko V.V. Cold-hardening sands for No-bake-process 99
Ovchinnikov V.V., Kurbatova I.A., Yakutina S.V., Luk'yanenko E.V. Metal inclusions in welds of aluminum alloys made by friction stir welding 103

Forging and Stamping Production

Chyudin V.N., Chernyaev A.V., Bulychev V.A. Isothermal driftinging of branch pipes with inclined flange 110
Nazaryan E.A., Arzoyan T.A. Modeling of forming process of tubular blanks by hydromechanical deformation 114

Rolling and Drawing Production

Nikolaev V.A., Solodovnik V.I., Vasil'ev A.G. Wear resistance of drawing equipment of various design 118

Physical Metallurgy and New Materials

Oglodkov M.S., Pakhomova S.A., Klimkina A.A. Effect of transition metals on structure and properties of deformable aluminum alloys of Al—Mg—Si system 125
Fuks M.D., Minyakin N.A., Frolov M.A. Effect of maintenance work technology on durability of high-temperature equipment produced of Cr25Ni35 alloys 130

Information

Bodrov V.V., Bagautdinov R.M., Baturin A.A., Goydo M.E. Production of hydraulic devices for press equipment working on water and water emulsion 137

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: 05.02.00 – mechanical engineering and machine science; 05.04.00 – power, metallurgical and chemical mechanical engineering; 05.16.00 – metallurgy and material science and in Chemical Abstracts database

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2019

УДК 621.742.4

Н.А. Кидалов, Н.А. Осипова, И.Е. Поташова, К.О. Рыбальченко
(Волгоградский государственный технический университет),
В.В. Лысоченко *(ОАО "Волгограднефтемаш")*

Холоднотвердеющие смеси для No-bake-процесса

Представлены результаты исследования свойств холоднотвердеющих смесей для No-bake-процесса на основе двух видов песков. Полученные данные позволяют находить варианты состава формовочной смеси с использованием фурановой и формальдегидной смол.

Ключевые слова: холоднотвердеющая смесь; смола; No-bake-процесс; кварцевый песок.

Research results of the properties of cold-hardening sands for No-bake-process based on two types of sands are presented. The obtained data allow us to find the composition options of moulding sand using furan and formaldehyde resins.

Keywords: cold-hardening sand; resin; No-bake-process; quartz sand.

Внедрение новых технологий в литейном производстве, автоматизация и механизация процесса изготовления отливок направлены на повышение качества отливок и, соответственно, их размерной точности. Одновременно это приводит к сокращению трудозатрат в наиболее трудоемкой стадии изготовления литейных форм и стержней.

Распространенным способом производства литейных форм и стержней является No-bake-процесс, основанный на применении связующих и отвердителей при изготовлении *холоднотвердеющих смесей* (ХТС), затвердевающих без внешнего воздействия [1].

Разновидности No-bake-процесса — No-bake Фуран- и Alpha-set-процессы (в составах ХТС смолы и отвердители различной химической природы). Однако прогрессивная технология No-bake-процесса требует доработки при ее использовании на конкретном производстве. Прослеживается зависимость качества холоднотвердеющей смеси от марки кварцевого песка — наполнителя ХТС.

В этой связи было проведено исследование свойств ХТС на основе двух видов малотоксичных смол: фурановой (ASKURAN-381) для No-bake Фуран-процесса и фенолоформальдегидной (АЛЬФАБОНД) для Alpha-set-процесса, в составах которых использовали карьерный и обогащенный пески. При этом одной из целей исследования было определение оптимального количества смолы, необходимого для получения манипуляторной прочности за минимальное время отверждения смеси.

По данным производителя ASKURAN-381 — фурановая смола с низким (не более 1,0...1,5 %) содержанием азота и не более 0,05 % свободного формальдегида имеет хорошую реакционную способность; плотность смолы при температуре 20 °С — 1,14...1,16 г/см^3, вязкость при 25 °С — 25...50 МПа·с. В качестве отвердителя для ASKURAN-381 использовали быстродействующий отвердитель HARTER RAPID 05 — раствор органической сульфокислоты плотностью 1,25...1,31 г/см^3 и вязкостью 15...40 МПа·с при температуре 25 °С.

АЛЬФАБОНД — это фенолоформальдегидная щелочная смола с содержанием азота не более 1,0 % и свободного формальдегида не более 0,1 %. По данным производителя плот-

ность смолы АЛЬФАБОНД 1,23...1,25 г/см^3, условная вязкость по вискозиметру ВЗ-246 при 20 °С — 20...70 с.

Для смолы АЛЬФАБОНД использовали отвердитель Т-023 — сложный эфир уксусной кислоты. При взаимодействии смолы с отвердителем, под действием щелочи, содержащейся в смоле, происходит гидролиз сложного эфира. Образующаяся в результате гидролиза кислота вызывает поликонденсацию фенольного резола с образованием сшитого нерастворимого полимера.

В качестве наполнителей ХТС применяли кварцевые пески: обогащенный марки $2K_2O_102$ и карьерный Орловского месторождения марки $5K_3O_203$. Анализ зернового состава песков представлен в табл. 1.

Смеси приготовляли в лабораторном скоростном смесителе (рис. 1), масса замеса составляла 500 г. Время приготовления смеси 20...35 с, в течение которых последовательно в песок вводили сначала отвердитель, а после перемешивания в течение 10...20 с — смолу и смесь перемешивалась еще 10...15 с.

Для определения прочностных и технологических свойств ХТС на лабораторном копре мод. 2М030 изготовляли стандартные образцы (d = 50 мм; h = 50 мм). Заданная плотность достигалась тремя ударами копра. Весь цикл изготовления образцов составил 20 с. Образцы выдерживали на воздухе в течение 15; 30; 60; 180; 240 и 1440 мин.

1. Зерновой состав исследуемых песков

Размер сторон ячейки сита, мм	Навеска (50 ± 0,01) г			
	обогащенного песка		карьерного песка	
	Остаток на ситах			
	г	%	г	%
1	—	—	1,1	2,2
0,63	—	—	4,1	8,2
0,4	3,8	7,6	12,0	24,0
0,315	10,8	21,6	10,2	20,4
0,20	27,4	54,8	13,4	26,8
0,16	5,7	11,4	5,0	10,0
0,1	1,4	2,8	2,4	4,8
0,063	—	—	0,9	1,8
Итого (песчаная основа)	49,6	99,2	48,7	97,4
Глинистая составляющая (T = 20 °С)	0,2	0,4	1,0	2,0
Всего	49,8	99,6	49,7	99,4

Рис. 1. Смеситель для изготовления ХТС

Свойства смесей: газопроницаемость, влажность и прочность определяли по стандартным методикам. Образцы испытывали на сжатие на машинах мод. LRu и мод. РМ-500. Составы и свойства исследуемых холоднотвердеющих смесей на смоле ASKURAN-381 приведены в табл. 2 и на рис. 2, 3.

Полученные данные показали, что при одинаковой влажности смесей (1 %) газопроницаемость ХТС на карьерном песке несколько выше, что объясняется более крупным размером зерен песка.

Прочностные характеристики ХТС на обогащенном песке (см. рис. 2) повышаются с увеличением времени выдержки образцов на воздухе. Манипуляторная прочность, не-

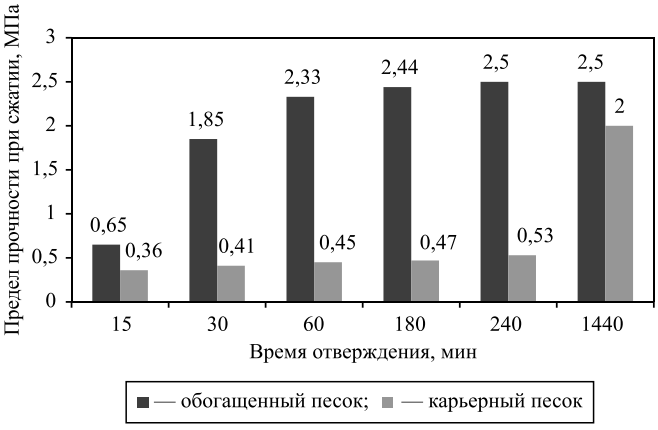


Рис. 2. Зависимость предела прочности при сжатии ХТС со смолой ASKURAN-381 от времени отверждения на воздухе

2. Состав и физико-механические свойства ХТС на фурановой смоле ASKURAN-381

Номер смеси	Составляющие смеси, мас. ч.				Свойства ХТС								
	Песок		Смола ASCURAN-381	Отвердитель HARTER RAPID 05	Влажность, %	Газопроницаемость, ед.	Номер образца	Предел прочности при сжатии, МПа, при времени отверждения, мин					
	Обогащенный $2K_2O_102$	Карьерный $5K_3O_203$						15	30	60	180	240	1440
1	98,05	—	1,5	0,45	1	210	1	0,67	1,86	2,30	2,45	>2,5	>2,5
							2	0,65	1,91	2,41	2,50	>2,5	>2,5
							3	0,63	1,79	2,28	2,38	>2,5	>2,5
							Среднее значение	0,65	1,85	2,33	2,44	>2,5	>2,5
2	—	98,05	1,5	0,45	1	240	1	0,36	0,40	0,43	0,46	0,51	2,00
							2	0,37	0,42	0,45	0,49	0,54	2,09
							3	0,34	0,42	0,47	0,48	0,56	1,98
							Среднее значение	0,36	0,41	0,45	0,47	0,53	2,00

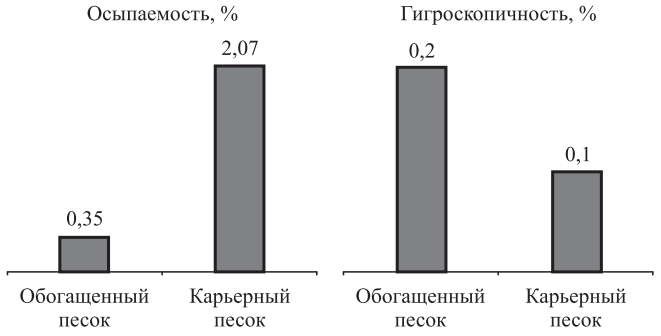


Рис. 3. Влияние песков на осыпаемость и гигроскопичность ХТС со смолой ASKURAN-381

обходимая для извлечения стержня из ящика (⩾0,8 МПа), достигается через 30 мин выдержки образцов на воздухе. С увеличением времени отверждения прочность ХТС повышается и при максимальном времени (1440 мин) достигает более 2,5 МПа.

В то же время результаты испытаний прочностных свойств ХТС на карьерном песке свидетельствуют о длительности процесса отверждения: манипуляторную прочность удается получить при выдержке смеси в оснастке в течение суток.

Таким образом, стержни, изготовленные из холоднотвердеющей смеси, содержащей в составе минимально возможное количество (1,5 %) фурановой смолы ASKURAN-381, обладают высокой прочностью, низкой осыпаемостью и гигроскопичностью, что позволит обеспечить высокое качество отливок.

Холоднотвердеющие смеси на смоле АЛЬФАБОНД изготовляли аналогично предыдущей ХТС на фурановой смоле. Было изготовлено три смеси, содержащие 1,5; 2,0 и 3,0 мас. ч. смолы. Количество отвердителя определяли исходя из рекомендаций изготовителя: 25 % от массы смолы.

Исследование показало, что смеси, изготовленные на двух разных песках (карьерном и обогащенном) и содержащие одинаковое количество смолы АЛЬФАБОНД — 1,5 мас. ч., имеют отличные друг от друга прочностные характеристики. Манипуляторная прочность при сжатии смеси на обогащенном песке достигается при выдержке образца-цилиндра на воздухе 3 ч, а на карьерном — при выдержке 5 ч. Однако и в первом и во втором случае такая длительность отверждения неприемлема и не удовлетворяет технологии изготовления стержней.

Зависимость предела прочности при сжатии смесей, содержащих 2,0 и 3,0 мас. ч. смолы АЛЬФАБОНД, от времени отверждения приведена на рис. 4. Получено, что манипуляторная прочность смеси на обогащенном песке, содержащей 3,0 мас. ч. смолы АЛЬФАБОНД, достигается уже после 30 мин выдержки образцов смеси на воздухе, продолжает расти в течение суток и становится максимальной (2,45 МПа) через 24 ч.

При содержании в смеси 2,0 мас. ч. смолы АЛЬФАБОНД манипуляторная прочность достигается через 2 ч, что снижает производи-

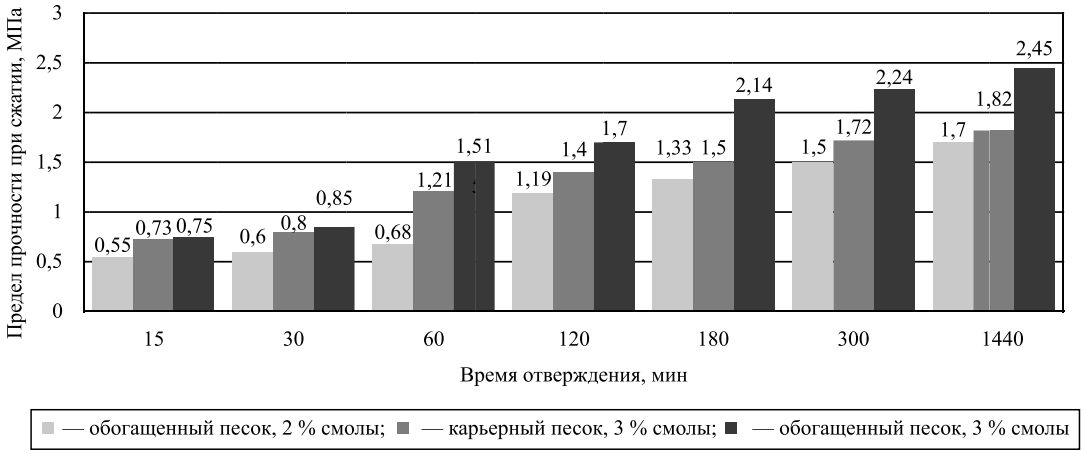


Рис. 4. Зависимость предела прочности при сжатии ХТС с АЛЬФАБОНД от времени отверждения образцов-цилиндров на воздухе

тельность комплексно-механизированных линий изготовления стержней.

Повышение содержания смолы АЛЬФАБОНД в смеси до 3,0 мас. ч. сглаживает отрицательное действие карьерного песка на прочность смеси. В этом случае манипуляторная прочность при отверждении смеси на воздухе достигается через 1 ч.

Живучесть смесей определяли по прочности при сжатии цилиндрических образцов, изготовленных из смеси в течение 15; 30 и 60 с, которые потом выдерживали на воздухе 3 ч.

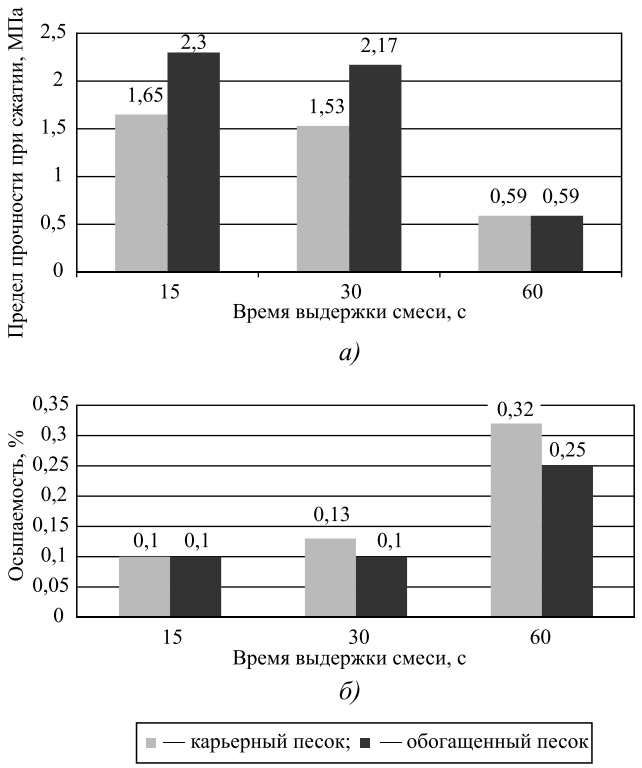


Рис. 5. Зависимости предела прочности при сжатии (*а*) и осыпаемости (*б*) образцов-цилиндров от времени выдержки (живучести) ХТС после ее изготовления

Как видно из рис. 5, *а*, через 60 с выдержки смеси после ее изготовления происходит резкое падение прочности до 0,59 МПа. Следовательно, живучесть смеси, содержащей 3,0 мас. ч. АЛЬФАБОНД, составляет 30 с, при этом осыпаемость смеси на обогащенном песке минимальная и составляет 0,1 % (рис. 5, *б*).

Гигроскопичность смесей немного повышенная — 1,0 % за счет водной природы смолы АЛЬФАБОНД. Смесь, прокаленная при температуре 1000 °С, имеет низкую газотворность 4,0...4,5 см^3/г.

Результатом проведенного исследования является определенное в ходе эксперимента оптимальное количество фурановой и фенолоформальдегидной смол для получения манипуляторной прочности смеси за минимальное время отверждения.

Исследование подтверждает прогрессивный характер No-bake-процесса для литейного производства, применение которого позволяет не только добиться повышения качества продукции, но и улучшить условия труда в стержневых отделениях за счет использования малотоксичных смол.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Холоднотвердеющие** смеси в современных технологиях изготовления стержней и форм / С.С. Жуковский // Литейщик России. 2002. № 3. С. 10—16.

Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук, nich@vstu.ru;
Нионилла Александровна Осипова, канд. техн. наук;
Инна Евгеньевна Поташова, канд. экон. наук;
Кирилл Олегович Рыбальченко;
Валерий Викторович Лысоченко

УДК 621.791.14

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

Металлические включения в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием

Показано, что наличие в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, инородных металлических включений может быть следствием контакта рабочего инструмента с подложкой, а также износа самого инструмента. Разрушение рабочего инструмента происходит, когда на поверхности инструмента образуется трибологический слой в результате диффузионного взаимодействия свариваемого материала и материала инструмента. Включения этого типа представляют собой интерметаллидные железно-алюминиевые частицы, которые отрываются от поверхности инструмента и замешиваются в металл шва.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; металлические включения; слой переноса; диффузионное изнашивание; радиография; разрушение инструмента.

It is shown that the presence in the welds of aluminum alloys made by friction stir welding foreign metallic inclusions can be caused by contact of the working tool is attached to the substrate, as well as the wear of the tool itself. Destruction of working tool occurs when the tribological layer is formed on the surface of the tool as result of diffusion interaction of welded material and material of tool. The inclusions of this type are intermetallic iron-aluminum particles, which detach from the tool surface and are stirred into the weld metal.

Keywords: friction stir welding; metallic inclusions; transfer layer; diffusion wear; radiography; destruction of tool.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) находит все более широкое применение при выполнении протяженных швов конструкций из алюминиевых сплавов толщиной 3...40 мм [1—4].

Процесс СТП сложен. В нем взаимодействуют такие явления, как тепловыделение при трении, образование и разрушение металлических связей между сопряженными поверхностями инструмента и свариваемых заготовок в процессе их относительного движения, быстрый нагрев и охлаждение объемов металла при больших давлениях, пластическая деформация, деформационное упрочнение и рекристаллизация металла и др.

Использование СТП позволяет получать оптимальные механические характеристики металла шва, сопоставимые с механическими характеристиками свариваемых деталей.

При рентгеновском контроле сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, периодически выявляются дефекты в виде несплошностей, несплавлений, непроваров, полостей и следа от стыкуемых поверхностей [5—7]. Основное внимание в этих работах уделено изучению влияния несплошностей и непроваров на прочность и долговечность сварных соединений. В то же время обнаруживаемые в процессе рентгеновского контроля инородные металлические включения также могут снижать прочность сварного соединения, выступая в качестве концентраторов напряжений и очагов зарождения трещин, особенно при циклических нагрузках на соединение.

Цель работы — анализ причин возникновения инородных металлических включений при сварке трением с перемешиванием стыковых соединений алюминиевых сплавов.

Материалы и методика проведения исследований. В качестве материала для СТП применяли пластины изотермически неупрочняемого деформируемого сплава 1565чМ системы Al—Mg в отожженном состоянии. Использовали пластины толщиной 6 и 18 мм. Механические свойства пластин сплава 1565чМ представлены в табл. 1.

1. Механические свойства пластин из сплава 1565чМ

Толщина пластин, мм	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
6	359	212	18,3
18	547	208	16,8

Стыковые соединения листов исследуемых сплавов выполняли также сваркой трением с перемешиванием на экспериментальной установке, созданной на базе модернизированного вертикального фрезерного станка с числовым программным управлением MECOFCS-1040 (Италия) в комплекте со сборочно-сварочной оснасткой [8]. Сварка пластин толщиной 18 мм была осуществлена на опытно-промышленной установке, разработанной ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель".

Основной метод исследования — экспериментальный, предусматривающий анализ состояния инструмента в процессе сварки, анализ качества сварных соединений, сравнение результатов экспериментов.

Правильный выбор инструментального материала обеспечивает эффективную эксплуатацию инструмента при СТП. Для инструмента СТП алюминиевых сплавов, исходя из оптимального сочетания его теплостойкости и прочности, была выбрана инструментальная сталь Р18.

Для отработки режимов СТП сплава 1565чМ спроектированы и изготовлены макетные образцы инструментов, состоящие из хвостовика, штифта и прижимного бурта. Инструмент СТП со штифтом в виде усеченного конуса с резьбовой канавкой и с тремя лысками под 120° обеспечивает высокую механическую прочность инструмента в процессе сварки и внедрения. Прижимной бурт — плоский с поднутрением 3° обеспечивает направление свариваемого материала к корню шва. Цилиндрический хвостовик диаметром 16 мм для зажима в цанговом патроне (рис. 1, *а*).

Для СТП пластин толщиной 18 мм применяли рабочий инструмент с диаметром штифта 8 мм в виде усеченного конуса длиной 18 мм при диаметре бурта 30 мм (рис. 1, *б*).

Режим сварки трением с перемешиванием выбирали из условия получения плотного шва без дефектов и несплошностей (табл. 2).

Рентгеновское просвечивание сварных СТП-соединений пластин сплава 1565чМ, выполняли на рентгеновской телевизионной системе "ФИЛИН 1010" ("Тестрон", г. Санкт-Петербург)

а) *б)*

Рис. 1. Рабочий инструмент для СТП пластин сплава 1565чМ толщиной 6 (*а*) и 18 мм (*б*)

с размерами входного окна детектора 100×100 мм и разрешением 2048×2048 пикселей. Размер элемента изображения 48 мкм. Экспозиция осуществлялась с помощью компактного источника излучения ICM CP120, напряжение 70 кВ, сила тока 1,5 мА. Кадры получены в режиме накопления в течение 10 с.

Микроструктуру соединений пластин сплава 1565чМ исследовали на оптическом цифровом микроскопе MoticDM-39C-N9GO-A. Для выявления макро- и микроструктуры образцы соединений подвергали травлению в реактиве Келлера (5 % HCl; 5 % HNO_3; 5 % HF; 85 % H_2O).

Для изучения состава инородных металлических включений в швах, в также поверхностных слоев инструмента применяли сканирующий растровый электронный микроскоп EVO-50 фирмы Karl Zeiss с приставкой для определения содержания легирующих элементов.

Исследовали участки сварного шва, в которых рентгеновским просвечиванием было установлено наличие инородных включений, в также поперечные сечения рабочих инструментов, с помощью которых была выполнена сварка 1000 м шва и более. Данный инструмент, использованный в производственном процессе, был представлен для исследований ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель".

Результаты исследований и их обсуждение. По результатам рентгеновского контроля СТП-соединений установлены два типа инородных металлических включений.

2. Режимы однопроходной сварки трением с перемешиванием пластин из сплава 1565чМ

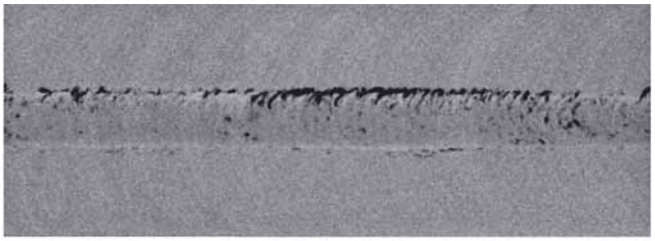
Толщина пластин, мм	Частота вращения инструмента, мин$^{-1}$	Скорость сварки, мм/мин	Угол наклона инструмента в плоскости стыка (против часовой стрелки), °	Сила прижатия буртика инструмента к поверхности деталей, кН
6	710	225	3	2,3...2,7
18	1200	100	4	5,2...5,8

Включения 1-го типа, как правило, располагаются вдоль линии стыка (ось шва) (рис. 2, *а*). Кроме инородных металлических включений на исследованных образцах установлено наличие значительной выпуклости корневой части шва, повторяющей профиль и геометрические размеры канавки в формирующей подкладке.

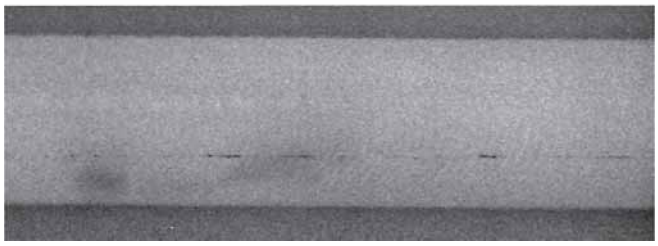
Образование инородных металлических включений данного типа происходит при проникновении штифта рабочего инструмента на всю толщину свариваемой заготовки и касанием штифта поверхности формирующей подкладки. В этом случае наблюдается образование стихийной пары трения штифта рабочего инструмента и формирующей подкладки, сопровождающееся резким повышением температуры нагрева инструмента и слоя металла заготовки вокруг него.

Это предположение подтверждено результатами исследования химического состава образовавшихся инородных включений. Микроанализ показал, что в зависимости от материала формирующей подложки в их состав входит 95...97 % Ti (при изготовлении подкладки из титановых сплавов) и 17,3 % Cr, 9,25 % Ni и примерно 70 % Fe (при изготовлении подкладки из стали 12Х18Н10Т).

Образование инородных металлических включений 2-го типа связано с длительным использованием инструмента для сварки и образованием на его поверхности переходного слоя в результате интенсивного деформационного и диффузионного взаимодействия материала инструмента и материала свариваемых заготовок. Такого типа включения располагаются вдоль линии на отступающей части шва в виде мелких частиц (рис. 2, *б*).



а)



б)

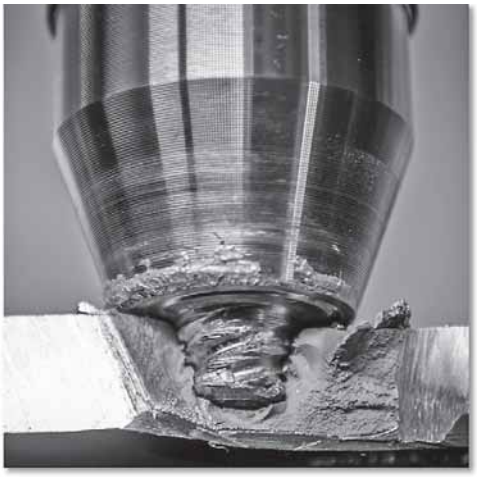
Рис. 2. Рентгенограммы сварных швов сплава 1565чМ, полученных СТП:

а — инородное металлическое включение 1-го типа; *б* — инородное металлическое включение 2-го типа

Анализ поверхности инструмента, длительно эксплуатирующегося для выполнения швов, показал, что на его поверхности присутствует переходный слой с высокой адгезией к поверхности инструмента (рис. 3).

Поперечное сечение инструмента, использованного для сварки более чем 1000 м шва, показан на рис. 4.

На поверхности штифта рабочего инструмента можно отметить наличие участков с различной интенсивностью адгезии материала свариваемых заготовок. На участке *1* (см. рис. 4) видно растрескивание поверхности инструмента и отсутствие значительного объема налипшего металла заготовки. На участке *2* присутствует тонкий слой материала свариваемой заготовки, который налип на штифт рабочего инструмента. На участке *3* такой слой обладает значительным объемом налипшего металла заготовки. На участке *4* за счет диффузии алюминия в металл штифта и



а)

б)

в)

Рис. 3. Положение рабочего инструмента в процессе СТП (*а*) и налипание материала заготовки на рабочую часть инструмента при сварке пластин толщиной 18 (*б*) и 6 мм (*в*)

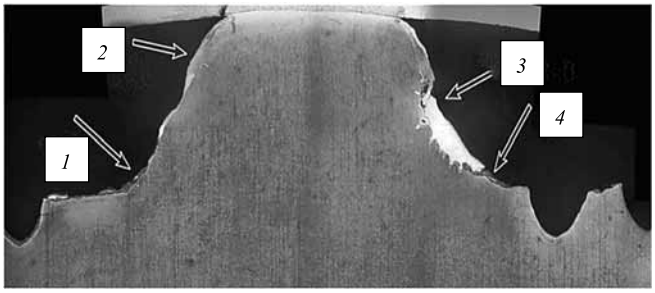


Рис. 4. Поперечное сечение рабочей части инструмента для СТП:

1 — участок отрыва материала заготовки; *2* — участок адгезии материала заготовки и материала инструмента; *3* — толстый слой налипшего материала заготовки; *4* — участок переходного слоя

встречной диффузии железа в материал заготовки наблюдается формирование переходного слоя с изменяющейся концентрацией алюминия и железа.

В результате интенсивного диффузионного и деформационного взаимодействия материала инструмента и свариваемого сплава происходит формирование хрупкого интерметаллида Fe—Al (рис. 5).

С помощью электронного микроскопа установлено, что в процессе СТП диффузионное взаимодействие материала инструмента и свариваемого сплава вызывает формирование на поверхности штифта рабочего инструмента отчетливо различимой области свариваемого сплава (область Al—Mg) (см. рис. 5, *а*). Эта область обрамлена материалом более темного оттенка, содержащего помимо алюминия и магния значительное количество кислорода и кремний, поступивший в процессе диффузии из стали штифта.

Ниже этой области располагается тонкая прослойка интерметаллида Fe—Al. Обращает на себя внимание распространение алюминия вглубь стали Р18 по границам зерен последней с образованием интерметаллида в виде глубоких языков. Такой же характер проникновения алюминия в сталь Р18 наблюдался и на других участках поверхности штифта (см. рис. 5, *б*, *в*). При этом на ряде участков (см. рис. 5, *в*) проникновение алюминия по границам зерен стали было значительным.

Таким образом, в температурных условиях, характерных для процесса СТП, на поверхности штифта инструмента формируется многослойный переходный слой, по мере удаления от стали Р18 имеющий следующие подслои: интерметаллид Fe—Al → слой переменного состава на основе Al, Mg, Si, O → слой сплава 1565чМ (Al—Mg).

Детальное исследование структуры слоя переменного состава на основе Al, Mg, Si, O показало, что в ней присутствуют разветвленные микротрещины (рис. 6).

Под воздействием силы *P*, действующей на инструмент в процессе СТП, переходный слой разрушается по микротрещинам и в виде инородных включений переходит в металл шва. Так как сопротивление перемещению инструмента *l* непостоянно и на стороне набегания оно возрастает (рис. 7), то в этот момент в данной зоне шва наблюдается интенсивное отделение интерметаллидных частиц с поверхности инструмента, которые затем потоками металла переносятся на сторону отхода инструмента, где и фиксируются в виде полосы.

Логично предположить, что формирование переходного слоя на поверхности рабочего инструмента регламентируют термодиффузионные процессы, а разрушение данного слоя с образованием включений — термодеформационные процессы при СТП.

Длительный контакт металла в твердожидком состоянии с твердым вызывает ряд нежелательных с точки зрения работоспособности

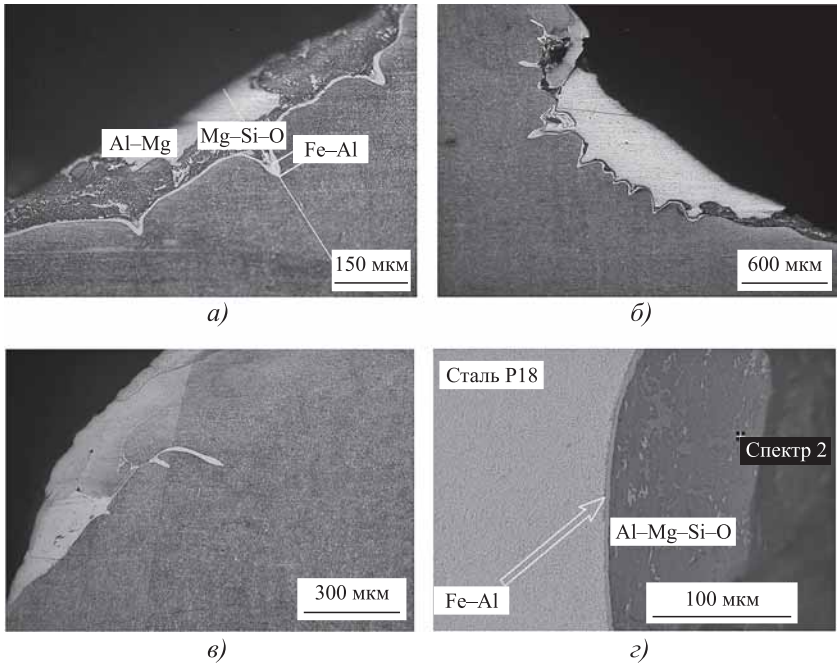


Рис. 5. Взаимодействие свариваемого сплава 1565чМ со сталью Р18 на поверхности штифта рабочего инструмента в процессе СТП

Рис. 6. Микротрещины в переходном слое на поверхности штифта рабочего инструмента (показаны стрелками). ×500

Рис. 7. Изменение сопротивления движению инструмента при СТП пластин сплава 1565чМ толщиной 6 мм

инструмента явлений — растворение твердого металла, изменение прочности и деформационной способности, появление межкристаллитного излома и т.п.

Наиболее опасным, приводящим к резкой потере пластичности, является образование на поверхности инструмента интерметаллического соединения в результате изотермического переноса массы, если в контакте с пластифицированным металлом находится несколько твердых металлов, способных образовывать друг с другом такие соединения. Переход металла свариваемых заготовок в твердожидкое состояние вероятен в тонком слое, непосредственно контактирующем с вращающимся инструментом в процессе СТП.

Для исследования влияния контакта инструмента с металлом заготовки в условиях трения при повышенной температуре был проведен следующий эксперимент. Цилиндр из сплава 1565чМ диаметром 50 мм и высотой 80 мм помещали в графитно-шамотный тигель. Затем в цилиндр из алюминиевого сплава с помощью сверлильного станка вводили имитатор рабочего инструмента до касания опорным буртом торцевой поверхности цилиндра. Затем с помощью специальной оснастки имитатор фиксировали в вертикальном положении, исключая возможность его наклона или вертикального перемещения в процессе нахождения в нагревательной печи.

Затем подготовленные тигли с установленными цилиндрами и имитаторами рабочего инструмента помещали в муфельную электрическую печь. Температуру нагрева образцов задавали на двух уровнях: 500 °С — температура нагрева металла в зоне перемешивания [9—11]; 620 °С — температура нахождения сплава 1565чМ в твердожидком состоянии, соответствующая температуре нагрева в зоне трибологического контакта поверхности рабочего инструмента и свариваемого металла заготовок.

Время выдержки исследуемых образцов определяли из расчета длительности использования инструмента для сварки 1000 м шва пластин толщиной 6 мм, для чего заданную суммарную длину швов 1000 м делили на скорость сварки (225 мм/мин). В результате время выдержки образцов в печи в нагретом состоянии составило 74 ч. После выдержки образцы вынимали из печи и делали поперечные шлифы для определения на электронном микроскопе глубины проникновения алюминия и магния в материал инструмента.

Результаты исследований микрошлифов на электронном микроскопе показали, что при температуре нагрева 500 °С и выдержке в течение 74 ч глубина проникновения алюминия и магния в сталь Р18 составляет 17...26 мкм. При повышении температуры нагрева до 620 °С глубина проникновения алюминия и магния в сталь Р18 увеличилась до 67...94 мкм.

В то же время проведенный эксперимент и его результаты отражают механизм нарастания слоя интерметаллида на поверхности инструмента в относительно равновесных условиях без его постоянного удаления при контакте инструмента со свариваемым материалом.

При СТП возможно образование жидкого металла в контакте с инструментом вследствие дополнительного нагрева инструмента при касании подкладки или некорректного выбора режима СТП. Поэтому важно определить скорость растворения материала инструмента в расплаве сплава 1565чМ и влияние поверхностного слоя интерметаллидов на пластичность стали Р18.

Из стали Р18 изготовляли цилиндрические разрывные образцы с диаметром рабочей части

5 мм. Затем их помещали в графитно-шамотный тигель с навеской сплава 1565чМ и вместе с тиглем — в печь. Температуру расплава измеряли хромель-алюмелевой термопарой, помещенной в кварцевом чехле непосредственно в расплав, и автоматически регулировали в диапазоне (650 ± 10) °С.

После очистки поверхности ванны от оксидов образцы, укрепленные на проволочных подвесках, в вертикальном положении полностью погружали в расплав и выдерживали от 0,5 до 90 мин. При извлечении образцов из ванны расплав за счет поверхностного натяжения в значительной степени удалялся с образцов, а на их поверхности сохранялся слой интерметаллидов и смесь интерметаллидов со сплавом 1565чМ.

Металлографические исследования показали, что утонение образца в расплаве происходит равномерно, избирательное растворение легирующих элементов практически отсутствует, но граница раздела становится шероховатой. Размер элементов неровностей поверхности превышает размер зерна и поэтому его нельзя связывать с неодинаковой растворимостью границ и тела зерен.

При выдержке 0,5 мин взаимодействия стали Р18 с расплавом 1565чМ не наблюдается. Интерметаллиды на поверхности образуются при выдержках, превышающих 1 мин.

Заметное растворение наблюдается при выдержке менее 5 мин. Толщина слоя интерметаллида возрастает с увеличением продолжительности выдержки. При выдержке 1; 5 и 30 мин толщина этого слоя равна 10; 25 и 52 мкм. Общая толщина слоя интерметаллидов и слоя смеси интерметаллидов со сплавом 1565чМ после выдержки 30 мин составила около 75 мкм, твердость слоя интерметаллидов при этом около 10^4 МПа.

После выдержки в расплаве 1565чМ образцы подвергали растяжению на машине "Инстрон" со скоростью 1,6 мм/мин при температуре 20; 350 и 660 °С (рис. 8) и определяли зависимость относительного удлинения от продолжительности выдержки образцов в расплаве (испытывали по 5 образцов при каждой выдержке).

Наиболее резко снижается относительное удлинение образцов при выдержке в расплаве сплава 1565чМ до 5 мин. Увеличение выдержки до 30 мин не вызывает дополнительного снижения пластичности стали Р18.

При температуре испытания 350 °С относительное удлинение образцов стали Р18 после

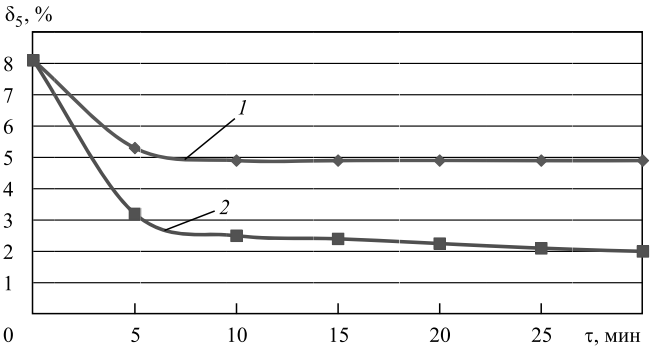


Рис. 8. Влияние продолжительности выдержки в расплаве 1565чМ при температуре 650 °С на относительное удлинение образцов из стали Р18:

1 — 20 °С; *2* — 350 °С

выдержки в расплаве в течение 1 мин мало отличается от относительного удлинения после выдержки 30 мин, хотя толщина слоя интерметаллидов при такой выдержке отличается почти в 5 раз, причем разброс значений относительного удлинения при 350 °С значительно меньше, чем при 20 °С, что, по-видимому, связано с более редкими при этой температуре случаями отслоения интерметаллидов при растяжении образцов.

На образцах из стали Р18 вследствие неоднородности строения слоя интерметаллидов по толщине помимо поперечных наблюдаются и продольные трещины аналогично как это показано на рис. 6.

Влияние слоя интерметаллидов на пластичность стали Р18 сохраняется при температуре 660 °С, т.е. при температуре выдержки образцов в расплаве сплава 1565чМ. При этом разница в значениях относительного удлинения образцов в исходном состоянии и после выдержки в расплаве слабо зависит от температуры испытаний. Для образцов из стали Р18 эта разница в интервале температур 20...660 °С при контакте с расплавом составляет 14...15 % (рис. 9).

В табл. 3 приведены данные о пластичности исследуемой стали Р18 после выдержки в расплаве сплава 1565чМ при температуре 650 °С в течение 30 мин.

Механизм снижения пластичности стали Р18 после выдержки в расплаве сплава 1565чМ до конца неясен. Здесь оказывают влияние, по-видимому, такие факторы, как локализация деформации образца в зоне трещин в слое интерметаллидов, шероховатость поверхности при растворении стали в алюминиевом расплаве, блокирование плоскостей скольжения слоем интерметаллидов и т.д.

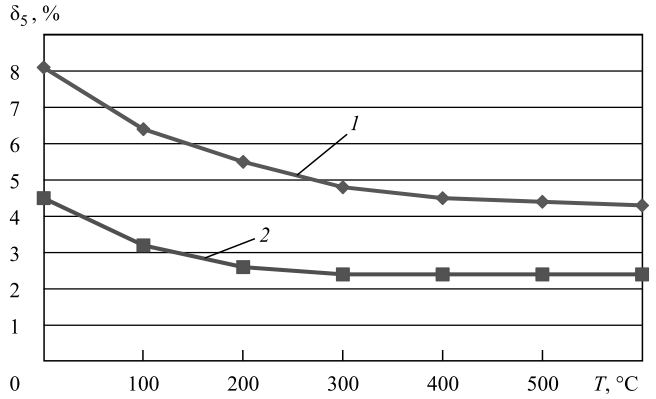


Рис. 9. Влияние температуры испытаний на относительное удлинение образцов из стали Р18 после выдержки в расплаве 1565чМ при 660 °С в течение 15 мин:

1 — исходное состояние; *2* — после выдержки в расплаве

3. Пластичность стали Р18 после выдержки в расплаве сплава 1565чМ

Пластичность после выдержки в расплаве, доля от исходной пластичности, при температуре, °С		
20	350	660
0,62	0,51	0,57

Дополнительные эксперименты показали, что удаление слоя интерметаллидов на образцах из стали Р18 путем стравливания в растворе NaOH в течение 20 мин способствует повышению относительного удлинения на 18...27 %, но не восстанавливается до его исходного значения. Это указывает на то, что определяющими в снижении пластичности материала инструмента в расплаве являются наличие слоя интерметаллидов и характер его взаимодействия с основным металлом.

Таким образом, сталь Р18 при контакте с расплавом сплава 1565чМ при температуре 650 °С растворяется, образуя на поверхности хрупкий слой интерметаллидов, который снижает пластичность стали.

Выводы

1. Инородные металлические включения в швах алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, можно подразделить на два типа: 1-й тип — располагающиеся вдоль линии стыка (ось шва); 2-й тип — располагающиеся вдоль линии на отступающей части шва в виде мелких частиц.

2. Возникновение инородных металлических включений 1-го типа происходит при проникновении штифта рабочего инструмента на всю толщину свариваемой заготовки и касанием штифта поверхности формирующей подкладки.

3. Образование инородных металлических включений 2-го типа происходит за счет адгезионного и диффузионного изнашивания рабочего инструмента в температурно-деформационных условиях формирования шва при сварке трением с перемешиванием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Surendar M., Gumenyuk A.** Directions of development and realization of welding and joining technologies in Europe. The latest achievements of friction welding with agitation and hybrid laser welding // Journal of the japan welding society. 2010. Vol. 79. No. 4. P. 14—20.

2. **Yutaka Satou, Hiroyuki Kokawa.** Global solutions development of friction welding with mixing // Welding Technology. 2010. Vol. 58. No. 8. P. 96—100.

3. **Люшинский А.В., Баранов А.А.** Некоторые особенности оборудования и технологии сварки трением с перемешиванием // Сварочное производство. 2016. № 10. С. 51—54.

4. **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.

5. **Kim Y.G., Fujii H., Tsumura T. et al.** Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy // Materials Science and Engineering A. 2006. 415. 250—254.

6. **Mishra R.S., Mahoney M.** Friction stir welding and processing. ASM International, 2007. 360 p.

7. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металлы, 2017. 512 с.

8. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Механические свойства нахлесточных соединений листов сплава 1565чМ // Цветные металлы. 2014. № 11. С. 109—113.

9. **Овчинников В.В.** Технологические особенности сварки трением с перемешиванием алюминиевых и магниевых сплавов // Машиностроение и инженерное образование. 2016. № 4. С. 22—45.

10. **Величко О.В., Иванов С.Ю., Кархин В.А.** и др. Сварка трением с перемешиванием Al—Mg—Sc сплава большой толщины // Сварочное производство. 2015. № 8. С. 19—23.

11. **Velijich D., Sedmak A., Rakin M.** Change of temperature and vertical efforts at welding friction with mixing // Zavarivanje i zavarene konstrucije. 2013. No. 2. P. 53—59.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru;
Ирина Александровна Курбатова, канд. техн. наук;
Светлана Викторовна Якутина, канд. техн. наук;
Елена Владимировна Лукьяненко, канд. техн. наук

УДК 621.7.043, 539.376

В.Н. Чудин *(Российский университет транспорта (МИИТ)),*
А.В. Черняев *(Тульский государственный университет),*
В.А. Булычев *(АО "Центральное конструкторское бюро аппаратостроения", г. Тула)*

Изотермическая прошивка патрубков с наклонным фланцем

Приведены основные соотношения для расчета режимов изотермической прошивки цилиндрической полой заготовки с наклонным фланцем в условиях вязкопластичности. Использован энергетический метод расчета применительно к плоскому полю скоростей перемещений. Выполнены теоретические расчеты давления процесса и повреждаемости материала заготовки.

Ключевые слова: прошивка; вязкопластичный материал; мощность; давление; повреждаемость; плоская деформация.

The basic relations for calculating of the isothermal drifting modes of cylindrical hollow billet with inclined flange under viscoplastic conditions are presented. The energy method of calculation with reference to the flat field of displacement velocities is applied. Theoretical calculations of the process pressure and the damageability of the workpiece material are performed.

Keywords: drifting; viscoplastic material; power; pressure; damageability; flat deformation.

Процессы изотермической штамповки широко применяют при изготовлении деталей сложной формы из труднодеформируемых малопластичных материалов [1].

Детали с наклонным фланцем из алюминиевых и титановых сплавов получили распространение в современном авиастроении и ракетостроении, являясь заготовками для горловин баков, переходников, соединительных элементов трубопроводов и т.д. (рис. 1). Для их производства рационально использование отбортовки плоской листовой заготовки [2—4] и последующей операции прошивки или калибровки.

Процессы реализуются в условиях вязкопластического деформирования, обеспечивающих большие деформации, снижение напряжений, технологической силы и уровня повреждаемости обрабатываемого материала. Прошивка предназначена для обеспечения необходимой толщины стенки, внутреннего диаметра и высоты патрубка. Эти факторы должны удовлетворять технологическим условиям монтажа под аргоно-дуговую сварку и условиям последующей работы трубопровода.

В зависимости от диаметра цилиндрической части и относительной толщины стенки заготовки расчет операции прошивки можно проводить по схемам осесимметричной [5] или плоской деформации. Применение схемы плоской деформации рационально при малых изменениях толщины стенки изделия (рис. 2, *а*).

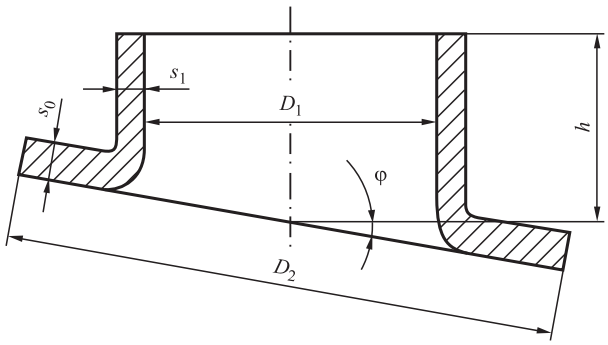


Рис. 1. Патрубок с наклонным фланцем

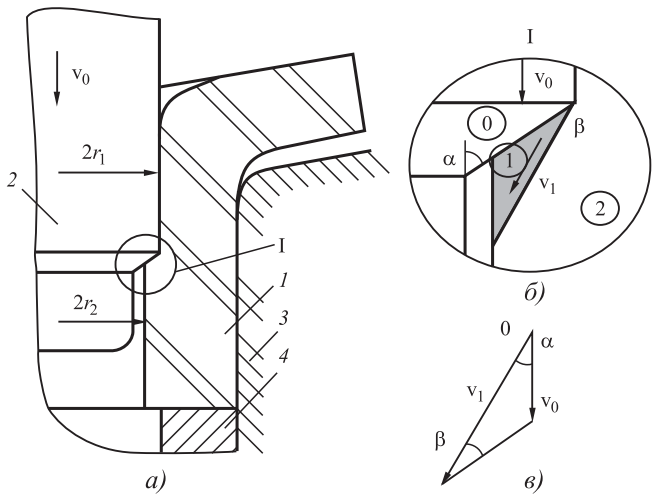


Рис. 2. Схема плоской прошивки (*а*), поле (*б*) и годограф скоростей (*в*):

1 — заготовка; *2* — пуансон; *3* — матрица; *4* — опора

Прошивку можно осуществлять на заданную глубину или по всей высоте заготовки, которую устанавливают на опору и поднимают над плоскостью матрицы в процессе протекания операции. Высота патрубка при этом увеличивается.

Кинематика, мощность, давление. Для расчета использован энергетический верхнеграничный метод с привлечением разрывных полей скоростей перемещений в соответствии с уравнением [6]

$$N_{\text{в}} \leqslant N_{\text{р}} + N_{\text{тр}}, \qquad (1)$$

где $N_{\text{в}}$, $N_{\text{р}}$, $N_{\text{тр}}$ — мощности внешних сил, на линиях разрыва скорости и контактных границах трения соответственно.

Материал заготовки принят несжимаемым, трансверсально-изотропным, изотропно упрочняющимся, вязкопластическим. Ему соответствует уравнение состояния [1]

$$\sigma_e = A\varepsilon_e^m \xi_e^n, \qquad (2)$$

где σ_e, ε_e, ξ_e — эквивалентные напряжение, деформация и скорость деформаций соответственно; A, m, n — константы материала.

Поле скоростей перемещений (рис. 2, *б*) состоит из жесткого подвижного блока "1" и жесткого неподвижного блока "2". Пуансон — блок "0". Контактная граница трения — линия разрыва скорости "01", граница блоков — линия разрыва "12". Схема деформаций принята плоской, поэтому деформации имеют место только на линиях разрыва скорости. Поле кинематически допустимо при условии

$$\sin\alpha \sin(\alpha + \beta)(\text{ctg}(\alpha - \beta) - \text{ctg}\,\alpha) = \sin\beta,$$

откуда вычисляют угол β.

Из годографа скоростей (рис. 2, *в*) следует, что

$$\text{v}_1 = \text{v}_0 \frac{\sin(\alpha + \beta)}{\sin\beta}, \qquad (3)$$

где v_1 — скорость движения жесткого блока "1".

Касательные скорости на контактной границе трения "01" и линии разрыва "12" определяют по годографу скоростей:

$$\text{v}_{\text{к}} = (\text{v}_{01})_\tau = \text{v}_1\cos\beta;\ (\text{v}_{12})_\tau = \text{v}_1. \qquad (4)$$

Длины указанных линий разрыва:

$$l_{\text{к}} = l_{01} = \frac{r_1 - r_2}{\sin\alpha};\ l_{12} = \frac{r_1 - r_2}{\cos(\alpha - \beta)}. \qquad (5)$$

Эквивалентные скорость деформаций, деформацию и напряжение с учетом выражений (4) и (5):

$$(\xi_e)_{12} = \frac{(\text{v}_{12})_\tau}{\sqrt{3}l_{12}} = \frac{\text{v}_0 \sin(\alpha + \beta)\cos(\alpha - \beta)}{\sqrt{3}(r_1 - r_2)\sin\beta}; \qquad (6)$$

$$(\varepsilon_e)_{12} = \frac{h}{\text{v}_0}(\xi_e)_{12}; \qquad (7)$$

$$(\sigma_e)_{12} = A(\varepsilon_e)_{12}^m (\xi_e)_{12}^n = A\left(\frac{h}{\text{v}_0}\right)^m (\xi_e)_{12}^{m+n}, \qquad (8)$$

где h — максимальная высота цилиндрической стенки заготовки (ход пуансона).

Касательное трение на контактной границе "01" представим в виде

$$\tau_{\text{тр}} = \mu q, \qquad (9)$$

где q — давление при прошивке; μ — коэффициент трения.

Давление операции определяется энергетическим уравнением

$$q(r_1 - r_2)\text{v}_0 \leqslant k(\sigma_e)_{12}(\text{v}_{12})_r l_{12} + \tau_{\text{тр}}\text{v}_{\text{к}} l_{\text{к}},$$

где $k = \dfrac{1 + R}{2(1 + 2R)^{1/2}}$; R — коэффициент анизотропии материала.

Подстановка выражений (4), (5), (8) и (9) в это неравенство приводит к зависимости

$$q \leqslant \frac{Akh^m \mathrm{v}_0^n}{\left(\sqrt{3}\left(r_1 - r_2\right)\right)^{m+n}} \left(\frac{\sin(\alpha+\beta)}{\sin\beta}\right)^{1+m+n} \times \\ \times \frac{\left(\cos(\alpha-\beta)\right)^{m+n-1}}{1-\mu\dfrac{\sin(\alpha+\beta)}{\sin\alpha\,\mathrm{tg}\beta}}. \quad (10)$$

Отметим, что во всех соотношениях для расчета давления присутствует зависимость от скорости (времени) операции и анизотропии материала.

Оценка повреждаемости заготовки. Для оценки повреждаемости материала заготовки при формообразовании использованы уравнения энергетической и деформационной теории прочности. Операция прошивки сопровождается развитием повреждаемости на линиях разрыва скорости. Так как поле скоростей стационарно (см. рис. 2), то в соответствии с энергетической теорией развитие повреждаемости будет выражено уравнением

$$\omega = \frac{A}{A_{\text{пр}}}\left(\frac{h}{\mathrm{v}_0}\right)^m \xi_e^{1+m+n} t = \frac{A}{A_{\text{пр}}}\left(\frac{h}{\mathrm{v}_0}\right)^{1+m} \xi_e^{1+m+n}; \quad (11)$$

по деформационной теории

$$\omega = \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon_e^{\text{пр}}} = \frac{h\xi_e}{\mathrm{v}_0 \varepsilon_e^{\text{пр}}}, \quad (12)$$

где $A_{\text{пр}}$ — предельная удельная работа разрушения; $\varepsilon_e^{\text{пр}}$ — предельная эквивалентная деформация; ξ_e — эквивалентная скорость деформации (6) для линий разрыва.

Критический режим наступает, если $\omega = 1$ и параметры этого режима следуют из зависимостей (11) и (12). Зависимость повреждаемости и, следовательно, предельных степеней прошивки от скоростей определяется уравнением (11) для определенной группы материалов. Для другой группы эта зависимость определяется только предельными деформационными возможностями материалов.

Величины $A_{\text{пр}}$ и $\varepsilon_e^{\text{пр}}$ вычисляют по выражениям [1]:

$$A_{\text{пр}} = C_1 \exp\left(B_1 \frac{\sigma}{\sigma_e}\right); \quad \varepsilon_e^{\text{пр}} = C_2 \exp\left(\frac{1}{3} B_2 \frac{\sigma}{\sigma_e}\right),$$

где B_1, B_2, C_1, C_2 — экспериментальные константы материала; σ, σ_e — среднее и эквивалентное напряжения на линии разрыва скорости.

При плоской деформации

$$\sigma_x = -q; \quad \sigma_y = 2k - q;$$

$$\sigma_z = \frac{1}{2}\left(\sigma_x + \sigma_y\right) = k - q; \quad \sigma = -q + k.$$

Расчетные данные. Расчеты выполнены для прошивки цилиндрических патрубков с наклонным фланцем из сплава АМг6 при температуре 450 °С и сплава ВТ6С при 930 °С (рис. 3).

Характеристики уравнения состояния и моделей разрушения исследуемых материалов представлены в таблице [1].

В расчетах приняты следующие размеры заготовки: r_1 = 38 мм; r_2 = 40 мм; s_0 = 4 мм; α = 45°; φ = 30°; μ = 0,2.

Установлено, что давление прошивки существенно зависит от скорости деформирования: снижение скорости операции от 15 до 1 мм/мин приводит к уменьшению давления в 2 раза для сплава АМг6 и в 1,8 раза для сплава ВТ6С. При

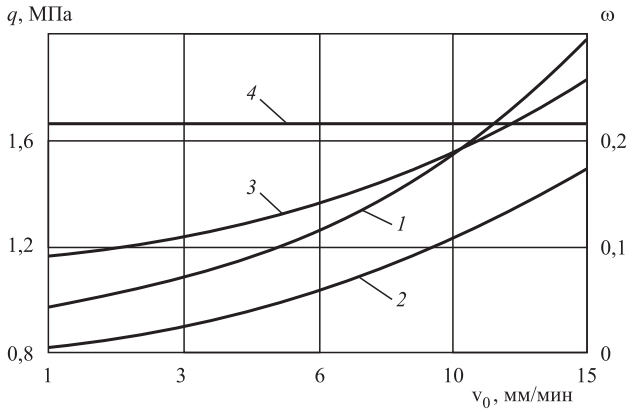


Рис. 3. Зависимости давления *q* (*1*, *2*) и повреждаемости ω (*3*, *4*) от скорости v_0:
1, *3* — для сплава АМг6; *2*, *4* — для сплава ВТ6С

Характеристики исследуемых материалов

Материал	*T*, °С	*A*, МПа·с^n	*m*	*n*	*R*	C_1, МПа	B_1	C_2	B_2
АМг6	450	66,8	0,104	0,026	0,68	1010,1	−1,42	—	—
ВТ6С	930	36,9	0,028	0,058	1,06	—	—	0,692	−1,19

этом конечная повреждаемость сплава АМг6, подчиняющегося энергетической теории, снижается в 3 раза, повреждаемость сплава ВТ6С, поведение которого описывается деформационной теорией, не зависит от скорости операции.

Выводы

1. При реализации процессов изотермической прошивки патрубков материал заготовки проявляет вязкие свойства, что обеспечивает снижение давления при уменьшении скорости операции.

2. Снижение скорости операции приводит к уменьшению повреждаемости материала, подчиняющегося энергетическому критерию разрушения. Для материалов, разрушение которых описывается деформационным критерием, повреждаемость зависит только от степени формоизменения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотермическое** формоизменение анизотропных материалов жестким инструментом в режиме кратковременной ползучести / С.С. Яковлев, С.П. Яковлев, В.Н. Чудин, В.И. Трегубов, А.В. Черняев; под ред. С.С. Яковлева. М.: Машиностроение, 2009. 412 с.

2. **Чудин В.Н., Яковлев С.С., Корнюшина М.В.** Математическая модель операции отбортовки отверстия в листовых анизотропных заготовках в режиме кратковременной ползучести // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. 2013. Вып. 4. С. 66—77.

3. **Черняев А.В., Чудин В.Н., Корнюшина М.В.** Силовые режимы изотермической отбортовки отверстий в листовых анизотропных заготовках // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. 2014. Вып. 10. Ч. 1. С. 173—177.

4. **Черняев А.В., Корнюшина М.В.** Оценка повреждаемости материала при изотермической отбортовке отверстий в листовых анизотропных заготовках // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. 2015. Вып. 5. Ч. 2. С. 56—60.

5. **Яковлев С.С., Чудин В.Н., Корнюшина М.В.** Математическая модель операции изотермической осесимметричной прошивки патрубка из анизотропного материала в режиме кратковременной ползучести // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. 2013. Вып. 7. Ч. 2. С. 181—188.

6. **Теория** обработки металлов давлением / В.А. Голенков и др.; под ред. В.А. Голенкова, С.П. Яковлева. 3-е изд. М.: Машиностроение, 2013. 441 с.

Владимир Николаевич Чудин, д-р техн. наук,
vladimir-chudin@yandex.ru;
Алексей Владимирович Черняев, д-р техн. наук;
Владимир Александрович Булычев, канд. техн. наук

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

УДК 621.983

Э.А. Назарян, Т.А. Арзоян
(Ереванский государственный университет)

Моделирование процесса формоизменения трубчатых заготовок гидромеханическим деформированием

Проведено аналитическое моделирование процесса формоизменения трубчатых заготовок гидромеханическим деформированием с учетом деформационного упрочнения при разных вариантах приложения внешних сил. Установлена взаимосвязь между параметрами в степенном законе деформационного упрочнения и механическими свойствами деформируемых материалов. Получены аналитические зависимости и дана оценка величин внешних сил, при которых происходит устойчивое деформирование.

Ключевые слова: напряжение; деформация; гидромеханическое деформирование; деформационное упрочнение; трубчатая заготовка.

Analytical modeling of the forming process of the tubular blanks by hydromechanical deformation taking into account strain hardening is carried out with different application of external forces. The relationship between the parameters in the power law of strain hardening and the mechanical properties of deformable materials is established. Analytical dependences are obtained and estimate is presented of the magnitudes of the external forces at which stable deformation occurs.

Keywords: stress; strain; hydromechanical forming; strain hardening; tubular blank.

Введение. Современный уровень научно-технического прогресса характеризуется совершенствованием существующих и разработкой новых технологических процессов, позволяющих повысить качество изготовляемых изделий и эффективность производства.

Среди многочисленных инновационных технологий в машиностроении относительно широкое применение получило формоизменение тонкостенных оболочек из листовых и трубчатых заготовок с использованием в качестве деформирующих элементов эластичных, жидких и газообразных сред. Особенностью этих видов формоизменения является универсальность деформирующего инструмента, а в некоторых случаях — существенное повышение технологических возможностей процесса.

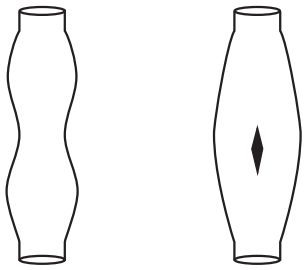
Деформирование жидкостью позволяет избежать резкой концентрации напряжений, равномерно распределить деформирующую силу и создать оптимальную схему *напряженно-деформированного состояния* (НДС) [1].

Одна из основных отличительных особенностей гидромеханического деформирования — возможность изготовления тонкостенных конструктивных элементов достаточно сложной формы поперечного сечения, которое может изменяться по длине изделия. Указанный отличительный признак метода по сравнению с экструзией, где форма поперечного сечения также может быть достаточно сложной, оставаясь постоянной по длине изделия, делает гидромеханическое деформирование наиболее перспективным инновационным технологическим процессом.

При гидромеханическом деформировании, как и при любом процессе обработки металлов давлением, существуют определенные условия в отношении достигаемых степеней деформаций, ограничивающие формоизменение изделий с заданными геометрическими и технологическими характеристиками. Эти условия связаны с возникновением неустойчивых режимов деформирования.

На рис. 1 представлены характерные виды неустойчивых режимов деформирования: потеря устойчивости и локальное разрушение.

Режимы неустойчивости, ограничивающие дальнейшее деформирование, связаны с возникновением в очаге деформаций определенного НДС, при котором становится невозможным поддерживать далее пластическое равновесие между внешними силами. Следовательно, важнейшей задачей при разработке процесса формоизменения гидромеханическим деформированием является установление необходимого диапазона соотношений между внешними силами, при котором обеспечиваются устойчивое деформирование и изготовление изделий заданного качества.



а) *б)*

Рис. 1. Характерные дефекты при формоизменении гидромеханическим деформированием:
а — потеря устойчивости; *б* — разрушение [1]

Однако отсутствие в научно-технической и справочной литературе надежно установленных теоретических и экспериментальных зависимостей между внешними силами и механическими свойствами, с одной стороны, и размерными характеристиками деформируемых материалов, с другой, при практической реализации этого процесса приводят к определенным технологическим трудностям. Поэтому аналитическое моделирование процесса формоизменения гидромеханическим деформированием с учетом деформационного упрочнения материала является актуальной проблемой.

Цель работы — моделирование процесса формоизменения тонкостенных трубчатых заготовок гидромеханическим деформированием, разработка математических моделей, описывающих эти процессы с учетом изменения толщины и деформационного упрочнения.

Постановка задачи и исходные уравнения. Из анализа всевозможных вариантов гидромеханического деформирования следует, что режимы деформирования, приводящие к нестабильности типа потери устойчивости (см. рис. 1, *а*), связаны с возникновением местного, локального уменьшения площади поперечного сечения трубчатой заготовки, а разрушение (см. рис. 1, *б*) — с возникновением в определенной зоне поперечного сечения окружных растягивающих напряжений, превышающих предел прочности материала.

Исходя из этого, для установления устойчивого диапазона формоизменения рассмотрим два предельных варианта деформирования:

1) свободное деформирование внутренним давлением;

2) деформирование внутренним давлением при наличии осевой силы, обеспечивающей постоянную толщину.

Предположим, что устойчивое формоизменение реализуется в промежуточном интервале указанных вариантов деформирования.

Для анализа процессов формоизменения примем цилиндрическую систему координат r, θ, z, где ось z направлена по оси симметрии трубчатой заготовки, а оси r и θ проходят по нормали и касательной к срединной поверхности трубы соответственно. Характерный размер трубы $t_0/r_0 << 1$ (t_0, r_0 — исходные толщина и внутренний радиус соответственно), а внешние силы приложены параллельно и перпендикулярно к срединной поверхности.

Проводимый анализ основан на безмоментной теории оболочек, согласно которой принято, что напряжения, действующие в сечениях трубной заготовки, являются главными и распределены равномерно по толщине. По этой теории для тонкостенного цилиндра постоянного радиуса уравнение равновесия имеет вид (уравнение Лапласа) [2]:

$$\frac{\sigma_r}{R_r} + \frac{\sigma_\theta}{R_\theta} = \frac{p}{t}, \qquad (1)$$

где σ_r, σ_θ — главные напряжения в меридиональном и окружном направлениях соответственно; R_r, R_θ — радиусы кривизны в меридиональном и окружном направлениях; p — внутреннее давление; t — текущая толщина.

Для тонкостенной цилиндрической заготовки постоянной кривизны в осевом направлении $R_r = \infty$, вследствие чего $\sigma_r = 0$ и из (1) следует

$$p = \sigma_\theta \frac{t}{r}, \qquad (2)$$

где r — текущий внутренний радиус.

При допущении однородности деформации по толщине трубной заготовки конечные деформации в окружном направлении и в направлении толщины можно представить в виде:

$$\varepsilon_\theta = \ln\frac{r}{r_0}; \;\; \varepsilon_t = \ln\frac{t}{t_0}. \qquad (3)$$

Свободное деформирование внутренним давлением. В работе Н.Н. Малинина (см. кн.: Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Машиностроение, 1975. 400 с.) показано, что в процессе свободного деформирования (отсутствие осевой силы) диаметр трубы

увеличивается без изменения длины ($\varepsilon_z = 0$), реализуется следующее НДС:

$$\sigma_\theta = \sigma_s; \;\; \varepsilon_\theta = \frac{\sqrt{3}}{2}\varepsilon. \qquad (4а)$$

Элемент тонкостенной трубы под действием внутреннего давления приведен на рис. 2.

Зависимость (2) с учетом (3) и (4а) принимает вид

$$p = K\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\ln\frac{r}{r_0}\right)^n \frac{t_0}{r_0}\left(\frac{r_0}{r}\right)^2, \qquad (5а)$$

где K, n — параметры в степенном законе деформационного упрочнения.

Деформирование внутренним давлением при постоянной толщине. При определенных значениях внутреннего давления и осевой силы возможен вариант реализации формоизменения трубной заготовки при постоянной толщине, имеющий важные практические приложения. В этом случае под действием внутреннего давления увеличивается внутренний радиус трубы, а толщина стенки уменьшается. Указанное уменьшение толщины компенсируется действием осевой силы, при которой происходит увеличение толщины.

При деформировании с постоянной толщиной окружные и осевые напряжения равны по абсолютному значению и имеют противоположные знаки, $\sigma_\theta = |\sigma_z|$.

Элемент тонкостенной трубы под действием внутреннего давления и осевой силы показан на рис. 3.

В рассматриваемом случае реализуется следующее НДС:

$$\sigma_\theta = \frac{1}{\sqrt{3}}\sigma_s; \;\; \varepsilon_\theta = \frac{\sqrt{3}}{2}\varepsilon = \ln\frac{r}{r_0}, \qquad (4б)$$

а зависимость (2) с учетом (3) и (4б) принимает вид

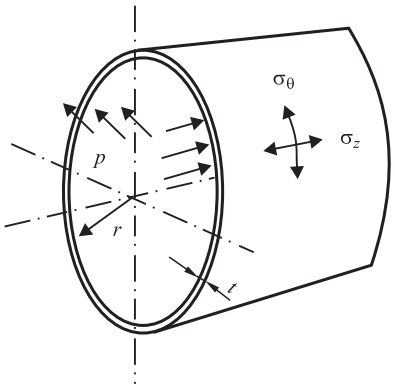


Рис. 2. Элемент тонкостенной трубы под действием внутреннего давления [4]

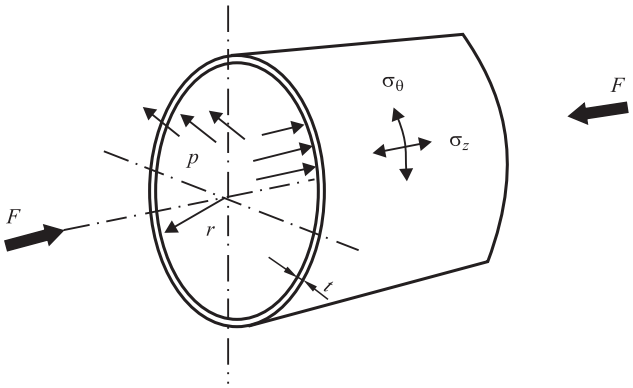


Рис. 3. Элемент тонкостенной трубы под действием внутреннего давления и осевой силы [4]

$$p = \frac{1}{\sqrt{3}}K\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\ln\frac{r}{r_0}\right)^n \frac{t_0}{r}. \qquad (5б)$$

Из зависимостей (5а) и (5б) следует, что при $n > 0$ с увеличением относительного радиуса первый множитель повышается, а второй — уменьшается, следовательно, зависимость $p = f(r/r_0)$ должна иметь экстремум. Приравняв нулю производную $dp/d\varepsilon_\theta = 0$, с учетом (4а) и (4б), получим: $\varepsilon_\theta = n/2$ — для варианта 1 и $\varepsilon_\theta = n$ — для варианта 2.

Из сопоставления полученных значений предельных устойчивых деформаций следует, что окружные деформации, соответствующие устойчивому деформированию в варианте 2, в 2 раза больше, чем при свободном деформировании.

Для проведения численных расчетов или при компьютерном моделировании необходимо установить взаимосвязи между параметрами в степенном законе деформационного упрочнения $\sigma_s = K\varepsilon^n$ и механическими свойствами деформируемого материала.

В [3, 5] на основе взаимосвязи между условными и истинными напряжениями и деформациями для участка устойчивой деформации при одноосном растяжении получено: $\varepsilon = n = \ln(1 + \delta)$ и $K = \sigma_в e^n n^{-n}$, на основе чего зависимости (5а) и (5б) можно представить в виде:

$$\frac{p}{p_0} = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\frac{e}{n}\right)^n \varepsilon_\theta^n e^{-2\varepsilon_\theta}; \qquad (6а)$$

$$\frac{p}{p_0} = \frac{1}{\sqrt{3}}\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\frac{e}{n}\right)^n \varepsilon_\theta^n e^{-\varepsilon_\theta}. \qquad (6б)$$

На рис. 4 приведены зависимости внутреннего давления от окружной деформации в безразмерных единицах: при свободном дефор-

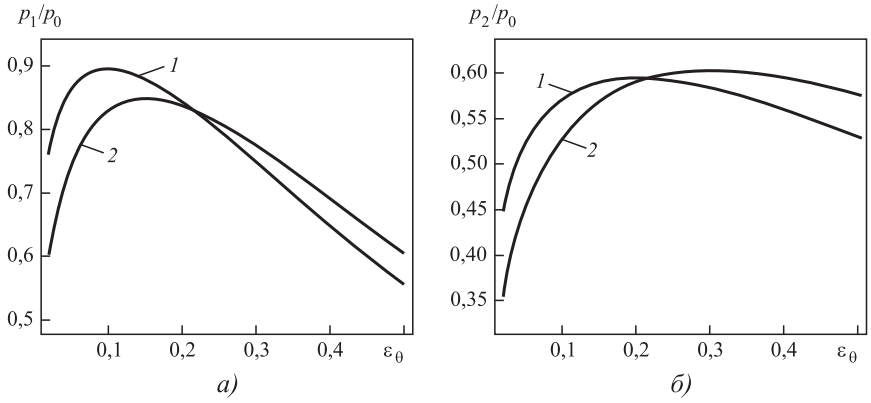


Рис. 4. Зависимости внутреннего давления от окружной деформации в безразмерных единицах:

а — при свободном деформировании; *б* — при деформировании с постоянной толщиной ($p_0 = \sigma_в t_0/r_0$); *1* — $n = 0{,}2$; *2* — $n = 0{,}3$

мировании и при деформировании с постоянной толщиной.

Характерные дефекты заготовок при формоизменении гидромеханическим деформированием согласно экспериментальным данным [1] показаны на рис. 5.

На основе полученных результатов становится возможным определение устойчивого участка формоизменения в разных вариантах гидромеханического деформирования (для жесткоупрочняющей модели деформируемого материала): $0{,}02 \leqslant \varepsilon_\theta \leqslant n/2$ — для варианта 1; $0{,}02 \leqslant \varepsilon_\theta \leqslant n$ — для варианта 2.

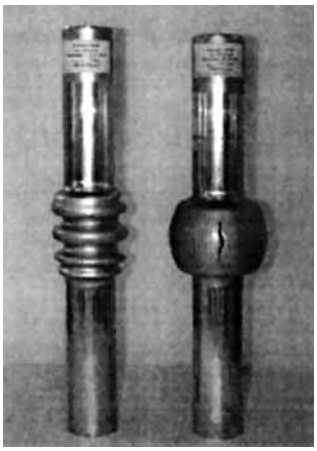


Рис. 5. Характерные дефекты заготовок при формоизменении гидромеханическим деформированием: потеря устойчивости и разрушение [1]

Выводы

1. Установлена однозначная взаимосвязь между параметрами в степенном законе деформационного упрочнения и механическими свойствами деформируемых материалов, позволяющая проведение численных расчетов при анализе различных процессов пластического деформирования.

2. Устойчивая окружная деформация в случае свободного деформирования внутренним давлением в 2 раза меньше, чем в случае деформирования внутренним давлением с постоянной толщиной.

3. Для деформирования с постоянной толщиной с повышением внутреннего давления необходимо пропорционально увеличивать осевую силу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Koc M., Altan T.** Prediction of Forming Limits and Parameters in the Tube Hydro forming Process // International Journal of Machine Tools & Manufacture. 2002. 42. P. 123—138.

2. **Попов Е.А., Ковалев В.Г., Шубин И.Н.** Технология и автоматизация листовой штамповки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. 480 с.

3. **Назарян Э.А., Симонян А.С.** Учет упрочнения в процессах холодного формоизменения металлов // Сборник научных трудов. Ереван, 2013. С. 422—428.

4. **Marciniak Z., Dunkan J.L., Hu S.J.** Mechanics of Sheet Metal Forming. Butterworth — Heinemann, Oxford, 2002. 211 p.

5. **Hosford W., Caddell R.** Metal Forming, Mechanics and Metallurgy. Cambridge University Press, 2011. 328 p.

Эрнест Агаджанович Назарян, д-р техн. наук,
enazaryan@ysu.am;
Тигран Артакович Арзоян

УДК 621.701

В.А. Николаев[1], В.И. Солодовник[2], А.Г. Васильев[1]
([1] Запорожская государственная инженерная академия, [2]Запорожский метизный завод)

Износостойкость волочильного инструмента различной конструкции

Предложены новые конструкции сборного инструмента для сухого волочения проволоки из низкоуглеродистой и легированной стали в холодном и теплом состояниях. Показаны значительные преимущества этого сборного инструмента перед серийным инструментом.

Ключевые слова: сборная волока; проволока; твердосплавные вкладыши; износ; волочильный стан; сила волочения; смазка.

The new design of collapsible tool for the dry drawing of wire from low-carbon and alloy steel in cold and warm the conditions are offered. Significant advantages of this collapsible tool before serial tool are showed.

Keywords: collapsible die; wire; hard-carbide shells; wear; drawbench; drawing force; lubricant.

Введение. В настоящей статье обобщены результаты экспериментальных исследований в области волочения проволоки, которые могут представлять научный и практический интерес. Общее направление исследований — определение рациональных условий волочения проволоки с сухой технологической смазкой, минимизирующих напряжение волочения и износ технологического инструмента. Исследования были выполнены в основном на Запорожском метизном заводе [1—4]. В промышленных условиях исследовали износостойкость твердосплавных вкладышей, используемых в сборных волоках различных конструкций (рис. 1).

Одним из способов повышения износостойкости волочильного инструмента является увеличение толщины слоя смазки за счет повышения гидродинамического давления технологической смазки при входе в очаг деформации волоки. Известным примером такого инструмента является сборная волока В.Л. Колмогорова и др. [5, 6] (см. рис. 1, *а*).

По данным промышленных исследований [5], по сравнению с волочением тонкой проволоки в одинарной волоке волочение в сборной волоке позволило снизить расход электроэнергии на 20...25 % и повысить производительность станов на 30...50 %.

Эти показатели были достигнуты несмотря на выявленные в процессе эксплуатации сборных волок по рис. 1, *а* недостатки, снижающие их эффективность:

— возможная несоосность напорной и рабочей волок и различие их наружных диаметров. Если, например, диаметр напорной волоки больше, то это исключает радиальное сжатие рабочей волоки цанговой втулкой, что способствует разрушению твердосплавных вкладышей (см. рис. 1, *а*);

— большие деформации и нагрузки на волоках первых двух блоков волочильного стана, вызывающие также разрушение твердосплавных вкладышей;

— утечка смазки из зоны пластической деформации через прорезь в цанговой втулке и снижение ее гидродинамического давления перед рабочей волокой;

— неэкономичность применения указанного инструмента при волочении малотоннажных партий легированного металла вследствие необходимости частой его замены.

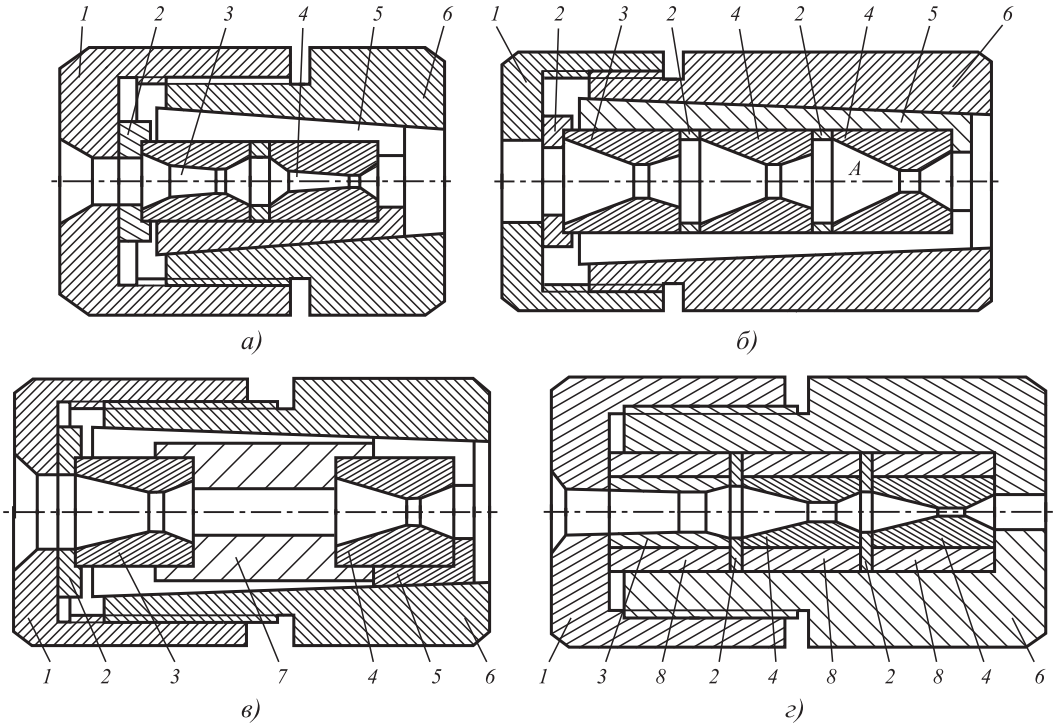


Рис. 1. Сборный волочильный инструмент:

а — с одним рабочим вкладышем (В.Л. Колмогоров и др.); *б* — с двумя рабочими вкладышами; *в* — с одним рабочим вкладышем и промежуточной напорной втулкой; *г* — напорный и два рабочих вкладыша, запрессованные в обоймы; *1* — гайка; *2* — шайба; *3* — напорный вкладыш; *4* — рабочий вкладыш; *5* — зажимная (цанговая) втулка; *6* — корпус; *7* — промежуточная напорная втулка; *8* — стальные обоймы

Наличие этих недостатков дало основание автору [6] утверждать следующее: "...в настоящее время ресурс эффективности сборных волок, видимо, исчерпан". Конструкция волоки по рис. 1, *а* действительно требует усовершенствования. В работе [6, рис. 4, 5] приведены также конструкции волок, применяемых на зарубежных волочильных станах, которые, по мнению авторов настоящей статьи, имеют общий недостаток: необходимость прецизионной обработки всех контактных поверхностей, что удорожает стоимость сборной волоки и недостаточное гидродинамическое давление смазки перед очагом деформации вследствие наличия только одной камеры ее нагнетания.

Усовершенствованные конструкции сборных волок. Основное направление усовершенствования волочильного инструмента — повышение гидродинамического нагнетания смазки в очаг деформации в выходной волоке. Этого можно достичь различными способами: путем увеличения длины напорного элемента, создания второй камеры нагнетания смазки и устранения зазоров. Выполнены испытания различных конструкций сборных волок, учитывающих эти требования (см. рис. 1, *б—г*).

В процессе исследований на серийных [5] (см. рис. 1, *а*) (тип 1а) и опытных волоках определяли температуру проволоки на выходе, силу волочения, ток статора, износ волок по изменению диаметра проволоки и толщину слоя смазки. Фиксировали число разрушенных волок и обрывов проволоки. Все параметры определяли известными методами.

Исследования выполняли при сухом волочении проволоки диаметром 2,0...6,0 мм из катанки диаметром 6,5...7,0 мм. Волочение проводили на станах 1—6/550 (числитель — число блоков, знаменатель — диаметр барабана). На стане 6/550 проволоку с конечным диаметром 2,0 мм при скорости 18 м/с протягивали по режиму: 6,5—5,20—4,15—3,30—2,7—2,28—2,0 (низкоуглеродистая сталь с содержанием углерода ⩽0,2 %). Смазка — порошок натриевого мыла. В первых двух волоках применяли твердосплавные вкладыши марки ВК6, тип 11 (высота 18 мм, наружный диаметр 22 мм), в последующих волоках — твердосплавные вкладыши типа 9 (высота 14 мм, наружный диаметр 16 мм).

1. Технологические параметры при волочении проволоки на стане 3/550 в волоках типов 1а и 1б

Параметр	Серийные, 1а		Опытные, 1б		Δ, раз
	Блок № 1	Блок № 3	Блок № 1	Блок № 3	
Масса протянутого металла до замены волок, т	20	24	73	82	3,65/4,42
Толщина слоя смазки, мкм	2,9	1,2	5,2	2,48	1,8/2,05
Износостойкость волок до замены, т/0,01 мм износа	4,0	7,1	17,0	23,5	4,8/3,3
Сила волочения, кН	12,2	9,7	10,0	7,93	0,82
Расход твердого сплава, г/т	8,0	4,8	4,1	4,0	1,96/1,2

При протягивании проволоки по серийному маршруту с серийными сборными волоками типа 1а (см. рис. 1, *а*) наблюдали частые случаи разрушения твердосплавных вкладышей на блоке № 1 и обрывы проволоки в процессе волочения, что свидетельствовало о значительных радиальных и касательных контактных напряжениях в очаге деформации. В условиях промышленного стана уменьшение силы волочения и радиальных нагрузок на твердосплавные вкладыши оказалось возможным путем разделения обжатия с одного на два твердосплавных вкладыша (см. рис. 1, *б*), т.е. изменением конструкции инструмента. Кроме того, дополнительная вторая камера "А" в инструменте по рис. 1, *б* обеспечивает повышенное давление нагнетания смазки во вторую волоку по ходу движения проволоки.

Лабораторные замеры силы (напряжения волочения $\sigma_{вл}$) при волочении проволоки на стане 1/350 показали существенное влияние конструкции волоки (заготовка диаметром d_0 = 2,48 мм, проволока после волочения на диаметр d = 1,97 мм, скорость волочения v = 0,8 м/с, смазка мыльный порошок):

Тип волоки	Одинарная	Сборная, тип 1а	Сборная, тип 1б
Напряжение волочения $\sigma_{вл}$, Н/мм^2	333	280	240

Как следует из данных, сборная волока с двумя рабочими вкладышами (тип 1б) позволяет уменьшить напряжение волочения на 14,2 % по сравнению с волокой по типу 1а и на 27,5 % по сравнению с одинарной волокой без напорного устройства. Установлено также, что максимальная износостойкость выходной волоки соответствует следующему распределению обжатий между двумя вкладышами: в первом по ходу движения проволоки относительное обжатие должно составлять 60 %, а во втором — 40 % от суммарного обжатия.

В соответствии с данными [3] при уменьшении обжатия в волоке снижаются и напряжения течения металла и, следовательно — нормальные контактные напряжения, а также напряжения волочения. Уменьшению средних нормальных контактных напряжений способствуют также напряжения противонатяжения от действия первой волоки [3].

Промышленные испытания волок с двумя рабочими вкладышами выполнены на стане 3/550 при волочении стальной проволоки диаметром 3,95 мм при скорости 10 м/с.

Использовали серийные волоки (с одним рабочим вкладышем, см. рис. 1, *а*) и с двумя рабочими вкладышами (см. рис. 1, *б*). Результаты эксплуатации (табл. 1, рис. 2) показали су-

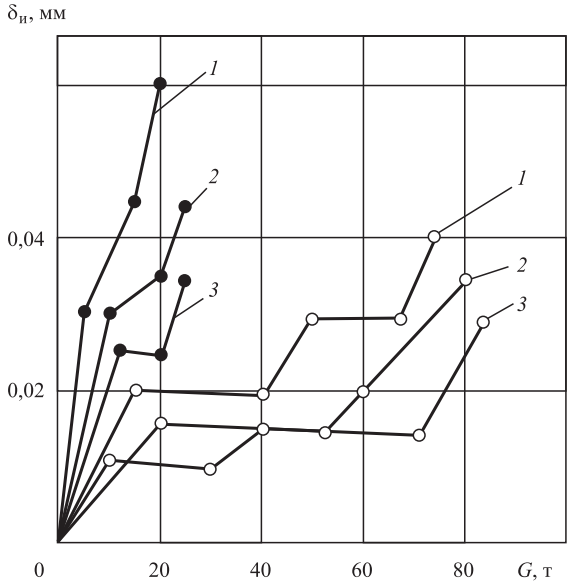


Рис. 2. Износ $\delta_и$ волок при их работе на блоках № 1—3:
—●— — для серийных сборных волок по рис. 1, *а*;
—○— — для опытных сборных волок по рис. 1, *б*

щественное увеличение толщины слоя смазки при волочении в опытных волоках по рис. 1, *б*.

Как следует из данных табл. 1, при использовании опытных валок по рис. 1, *б* улучшаются все показатели работы стана. Масса протянутого металла до допускаемого износа волок на блоках № 1—3 возрастает в среднем в Δ = 3,5 раза благодаря увеличению толщины слоя смазки с 1,2...2,9 до 2,48...5,2 мкм, т.е. в среднем в 1,92 раза. Увеличение толщины слоя смазки происходит вследствие наличия в волоке типа 1б закрытой зоны "А", обеспечивающей нагнетание смазки в очаг деформации второй волоки с повышенным давлением. Благодаря разделению обжатий между двумя волоками сила волочения на волоках с двумя рабочими вкладышами уменьшилась на 18,2 % по сравнению с волочением в волоке с одним рабочим вкладышем, что обеспечило существенное повышение износостойкости волок с двумя рабочими вкладышами (см. рис. 2). Расход твердого сплава уменьшился на 1 т продукции с 8,0 до 4,1 г/т (блок № 1) и с 4,8 до 4,0 г/т (блок № 3), т.е. уменьшился в 1,2...1,96 раза.

Из рис. 2 следует, что с самого начала установки на стан серийные волоки по рис. 1, *а* работают в состоянии катастрофического износа и допускаемый износ рабочего канала волоки $\delta_и$ = 0,03 мм позволяет протягивать на чистовой волоке только $G \approx 24$ т металла.

При установке на стане 3/550 волок с двумя рабочими вкладышами (см. рис. 1, *б*) характер износа инструмента — классический: участок приработки поверхности волоки ($G \approx 0...20$ т) (уменьшение шероховатости проволоки при одновременном снижении при этом толщины слоя смазки в чистовой волоке) и участок отсутствия износа ($G \approx 10...71$ т). Очевидно, в этот период волочения в очаге деформации возникает жидкостное трение. Третий участок соответствует катастрофическому износу волоки ($G \approx 52...82$ т). Наибольший период отсутствия износа наблюдается в чистовой волоке блока № 3.

При использовании сборной волоки с двумя рабочими вкладышами (тип 1б) существенно уменьшилось количество разрушений вкладышей:

Диаметр проволоки, мм	5,0...6,0	3,5...5,0
Количество разрушений вкладышей (тип 1а/тип 1б), %	52,4/22,4	36,/13,3

Таким образом, стойкость волок типа 1б в 2,3—2,8 раза выше, чем волок типа 1а.

В процессе работы сборных волок с двумя рабочими вкладышами отсутствовали недостатки, кроме одного: увеличивается объем работы по подготовке твердосплавных вкладышей с точными наружными диаметрами. В результате этих испытаний на блоке № 1 всех волочильных станов сборные волоки с одним рабочим вкладышем (см. рис. 1, *а*) были заменены сборными волоками с двумя рабочими вкладышами (см. рис. 1, *б*, а впоследствии — сборной волокой типа 1г) и они перешли в разряд серийных.

На остальных блоках волочильных станов (блоки № 2—6/550) продолжали работать сборные волоки по рис. 1, *а*. Недостатком этих волок, кроме указанных выше, является короткий участок гидравлического напора смазки. Известно, что увеличение длины этого участка обеспечивает улучшение условий работы инструмента [5, 8]. Однако конкретных технологических данных об опробовании или применении таких волок не приведено.

С учетом указанных недостатков предложена и прошла широкие промышленные испытания на блоках № 2—6/550 новая конструкция сборной волоки с повышенным гидравлическим давлением смазки (см. рис. 1, *в*). В период опробования, освоения и внедрения использовано 11 309 сборных волок. Конструкция этого волочильного инструмента показана на рис. 1, *в* и ее отличительной особенностью является применении промежуточной напорной втулки с проходным каналом, диаметр которого на 0,15...0,2 мм больше диаметра движущейся проволоки. Длина промежуточной втулки равна или в 1,5...2,0 раза больше длины вкладыша. Применение промежуточной втулки создает перед рабочим вкладышем зону повышенного давления смазки, обеспечивающей увеличение толщины слоя смазки в рабочем канале. Устраняется влияние разностей наружных диаметров напорного и рабочего вкладышей. Вместе с этим уменьшаются контактные напряжения, повышаются износостойкость инструмента и производительность стана, снижается себестоимость продукции.

Испытание сборных волок с серийным инструментом (см. рис. 1, *а*) и опытных волок с двумя напорными вкладышами (с напорным вкладышем и промежуточной втулкой) и одним

2. Параметры волочения в сборных опытных/серийных волоках (опытный режим: блок № 1 — 1 напорная волока, 2 рабочих вкладыша (1/2); блоки № 2 — 6 — 2 напорные волоки, 1 рабочая волока (2/1))

Номер блока	Диаметр проволоки, мм	Средняя масса металла на одну волоку, т	Средняя стойкость волок, т/ 0,01 мм	Обрывность проволоки, т/обрыв	Увеличение стойкости, раз	Увеличение массы металла на 1 волоку, раз	Уменьшение обрывности проволоки, раз
1	5,20	75/72	18,1/17,8	16,7/16,5	1,02	1,02	1,02
2	4,15	75/52	20,1/11,9	15,2/9,5	1,70	1,44	1,60
3	3,30	75/28,7	23,3/8,3	11,5/6,6	2,73	2,62	1.74
4	2,70	75/21,0	12,7/5,1	8,8/5,5	2,50	3,57	1,54
5	2,28	37,5/15,0	9,7/4,4	6,5/4,6	2,21	2,67	1,41
6	2,0	30,0/13,3	6,6/3,3	6,8/4,5	2,00	2,25	1,51

Примечание. В период наблюдений на опытных сборных волоках за 19 смен протянуто готовой проволоки 150 т, на серийных волоках за 20 смен — 140 т.

рабочим вкладышем (см. рис. 1, *в*) на блоках № 2—6/550 выполняли при постоянном контроле и измерении технологических параметров. На блоке № 1 обоих станов применяли серийные (новые) сборные волоки с двумя рабочими вкладышами по рис. 1, *б*. Проволоку диаметром 2,0 мм протягивали из катанки диаметром 6,5 мм по маршруту, указанному выше, при скорости на выходе ~18,0 м/с с технологической смазкой в виде мыльного порошка (после травления, желтения и известкования катанки).

Результаты исследований представлены в табл. 2 и на рис. 3, из которых следуют явные преимущества опытных волок с двумя напорными элементами и одним рабочим вкладышем.

Для вариантов режимов волочения *2—4* (см. рис. 3) при протягивании в блоке № 1 с суммарным относительным обжатием $\varepsilon = 37$ % толщина слоя смазки практически одинаковая и равна 5,2...5,3 мкм (~14,5 г/м^2). В последующих блоках толщина слоя смазки существенно уменьшается вследствие увеличения контактных напряжений (напряжения течения металла) и температуры проволоки. Максимальная толщина слоя смазки при волочении в блоках № 1—3 наблюдается при волочении по режиму *4* при использовании сборных волок по рис. 1, *г* (тип 1/2), а максимальная толщина слоя смазки (1,3 мкм (3,8 г/м^2)) в блоке № 6, $\varepsilon = 91$ %, достигается при использовании в блоках № 4—6/550 сборных волок по рис. 1, *в* (тип при 2/1). Толщина слоя смазки в представленных экспериментах значительно больше, чем указано в работе [6].

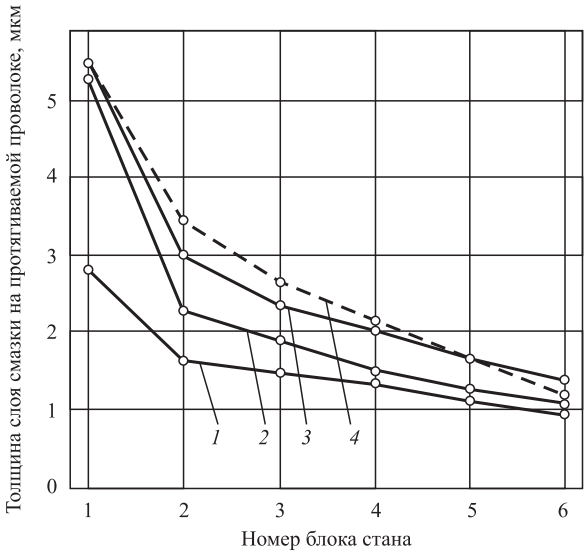


Рис. 3. Изменение толщины слоя смазки при волочении проволоки диаметром 2,0 мм через сборный инструмент различной конструкции:

1 — серийный — тип 1/1 на всех блоках (рис. 1, *а*); *2* — блок № 1 — тип 1/2, блоки № 2—6 — тип 1/1; *3* — блок № 1 — тип 1/2, блоки № 2—6 — тип 2/1; *4* — блоки № 1—3 — тип 1/2, блоки № 4—6 — тип 1/1 (числитель — число напорных элементов, знаменатель — число рабочих вкладышей)

При волочении по серийному режиму (кривая *1*, см. рис. 3) температура проволоки после блока № 6 достигает ~ 160 °С, а по опытным режимам температура на 5...7 °С ниже. Сила волочения в блоке № 6 с $P_в = 2{,}0...2{,}05$ кН при волочении по серийному режиму *1* уменьшается до $P_в = 1{,}8...1{,}85$ кН, т.е. на ~10,0 %, при волочении по режиму *3* (тип 2/1). При волочении проволоки по обоим вариантам разогрев проволоки способствует снижению контактных напряжений и напряжения течения металла [3].

Благодаря изменению конструкции сборного волочильного инструмента и увеличению толщины слоя смазки на проволоке, по сравнению с серийным режимом волочения (тип 1/1), произошло существенное улучшение показателей производства (см. табл. 2). Так, средняя масса металла, протянутого на одной волоке до ее выхода из строя по износу или вследствие обрыва, увеличилась в 1,44—3,67 раза, количество обрывов уменьшилось в 1,4—1,7 раза, увеличение стойкости вкладышей до замены в среднем возросло в 1,7—2,73 раза. При этом максимальную стойкость имеют твердосплавные вкладыши в блоках № 3—5.

Более совершенным для первых двух блоков волочильных станов является инструмент, представленный на рис. 1, *г*, в котором напорная и две рабочие волоки (каждая) установлены в стальные обоймы при нагреве их до температуры ~600 °С. В холодном состоянии внутренний диаметр обойм был меньше наружного диаметра вкладыша на $\Delta D/D$ = 0,005...0,007 (где D — наружный диаметр вкладыша), что определяло радиальное сжатие вкладышей. Собранные таким образом волоки затем установлены в корпус инструмента [9]. При этом между наружным диаметром обойм и корпусом есть зазор 0,2...0,3 мм, что исключает несоосность волок в процессе протягивания. Обоймы изготовлены из стали Ст3 с наружным диаметром 30 мм и высотой 18 мм. Рабочий канал вкладыша реставрируют совместно с обоймами. Преимуществом сборной волоки по рис. 1, *г* является отсутствие необходимости выполнения с высокой точностью конусной цанговой втулки и корпуса с внутренним конусным отверстием, что упрощает изготовление и снижает стоимость сборного инструмента.

Сборные волоки по рис. 1, *г* с двумя рабочими вкладышами устанавливали на блоке № 1 стана шестикратного волочения при протягивании катанки диаметром d_0 = 6,5 мм на диаметр d_1 = = 5,15 мм. Одновременно испытывали новые серийные сборные волоки по рис. 1, *б* с одним напорным и двумя рабочими вкладышами (табл. 3).

Благодаря высокой герметичности опытного инструмента износостойкость рабочих волок типа 1г в ~1,9 раза выше, чем в инструменте по рис. 1, *б*, и достигала 35 т на 0,01 мм износа. При волочении в волоке типа 1г в закрытой камере между вкладышами распирающее действие смазки настолько велико, что в одном случае было достаточным для срыва зажимной

3. Сравнительные результаты эксплуатации сборных волок различных конструкций

Показатель	Тип волоки по	
	рис. 1, *б*	рис. 1, *г*
Число испытанных волок, шт.	28	30
Средняя масса металла, протянутого на одной волоке, т	72	70
Среднее изменение диаметра рабочего канала волоки, мм	0,04	0,02
Средняя стойкость волок, т/0,01 мм износа	18,0	35,0
Число волок, вышедших из строя по разрушению твердого сплава, шт./%	7/25,0	1/3,3

гайки *1* с резьбы (см. рис. 1, *г*). Этот недостаток устраняется изменением конструкции корпуса и первой обоймы и увеличением диаметра канала напорного вкладыша. Составной волочильный инструмент по рис. 1, *г* следует устанавливать в блоках № 1—3 стана, а для последующих блоков в этом корпусе вместо первого рабочего вкладыша необходимо устанавливать напорную втулку, как в сборной волоке по рис. 1, *в*.

Составной волочильный инструмент с напряженными волоками (см. рис. 1, *г*) показал не только высокие эксплуатационные свойства, он более прост по конструкции, так как нет необходимости изготовления и термической обработки цанговой втулки. Недостатком волок конструкции по рис. 1, *г* является удлинение инструмента на ~20 мм, но этот недостаток в полной мере компенсируется их положительными свойствами.

В работе [5] отмечено, что применение сборных волок (см. рис. 1, *а*) при волочении высокопрочной проволоки из легированных марок сталей на станах однократного и двухкратного волочения позволяет повысить стойкость твердосплавных вкладышей в 2,2—2,6 раза по сравнению с волочением в одинарной волоке. Проведенные исследования подтверждают эффективность сборных волок и в этих условиях волочения.

В калибровочном цехе электрометаллургического завода "ДНЕПРОСПЕЦСТАЛЬ" (г. Запорожье) в серийной технологии применяли одинарную волоку, установленную в стальной обойме. Сборный инструмент по рис. 1, *в* испытывали в калибровочном цехе при холодном и теплом волочении (при температурах 600...650 °С) проволоки с конечным диаметром $d_к$ = 2,3...6,0 мм из заготовки диаметром d_0 = 3,0...7,0 мм из легированных сталей.

4. Результаты эксплуатации серийных (одинарных) и сборных волок при волочении проволоки из легированных сталей [3]

Марка стали	Диаметр проволоки, мм		Число переходов	Средняя стойкость волок, кг/0,01 мм износа		Увеличение стойкости, раз	Условия волочения
	d_0	d_k		серийные	сборные		
У12А	3,0	2,3	3	40	100	2,5	Холодное волочение
9ХС	5,6	3,9		33	83		
ХВГ	4,5	3,8		30	75		Теплое волочение
Р6М5	6,5	4,9	2	70	200	2,9	
Р18	4,2	3,0		50	140	2,8	
ЭИ347	8,3	7,0	1		150	3,0	
30Х13	7,0	5,4	2	80	160	2,0	
12Х18Н10Т	5,5	4,4		27	70	2,6	
95Х18	3,6	2,7		40	85	2,1	
95Х18	4,1	3,6	1	37	75		
95Х18	7,0	6,0	2	33	60	1,8	

Волочение осуществляли на стане 1/550 за один или несколько переходов со скоростью 0,6...1,4 м/с. В качестве смазки использовали при холодном волочении смесь мыльного порошка (90 %) и порошка графита (10 %), при теплом волочении — графитовый порошок.

Как следует из опытных данных табл. 4, применение сборных волок в любых условиях волочения проволоки из легированных марок стали обеспечивает повышение износостойкости твердосплавных вкладышей в 1,8—3,0 раза, что позволяет существенно улучшить технико-экономические показатели производства продукции.

Заключение. Предложены конструкции сборного инструмента для сухого волочения проволоки из низкоуглеродистой и легированной стали в холодном и теплом состояниях. Промышленные испытания этого сборного инструмента показали существенные преимущества перед серийным инструментом. Благодаря увеличению толщины слоя смазки в 1,5—1,85 раза произошло снижение уровня контактных напряжений, снижение силы волочения до 20 %, увеличение износостойкости твердых вкладышей в 1,8—3,0 раза и уменьшение расхода твердосплавных вкладышей в 1,2—1,96 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Николаев В.А., Таратута К.В.** Возможность уменьшения трения при волочении стали в сборном инструменте // Сталь. 2001. № 8. С. 89—93.
2. **Николаев В.А., Васильев А.Г.** Влияние технологических параметров на напряжения волочения // Известия вузов. Черная металлургия. 2001. № 3. С. 29—32.
3. **Ніколаєв В.О.** Технологія волочіння металу. Навчальний посібник. Запоріжжя: ЗДІА, 2004. 156 с.
4. **Николаев В.А.** Влияние технологических параметров на процесс волочения проволоки. Сообщение 2 // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2015. № 3. С. 53—58.
5. **Колмогоров В.Л., Орлов С.И., Колмогоров Г.А.** Гидродинамическая подача смазки. М.: Металлургия, 1975. 256 с.
6. **Битков В.В.** О целесообразности применения сборных волок для волочения // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 5. С. 29—34.
7. **Николаев В.А.** Влияние технологических параметров на процесс волочения проволоки. Сообщение 1 // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2015. № 1. С. 69—72.
8. **Колмогоров Г.Л.** Гидродинамическая смазка при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1986. 168 с.
9. **Николаев В.А., Васильев А.Г.** Испытание волочильного инструмента с напряженными твердосплавными вкладышами // Известия вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 109—111.

Виктор Александрович Николаев, д-р техн. наук, uanva@i.ua;
Владимир Иванович Солодовник;
Александр Геннадьевич Васильев

УДК 669.017.165

М.С. Оглодков *(ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ, г. Москва),*
С.А. Пахомова, А.А. Климкина
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Влияние переходных металлов на структуру и свойства деформируемых алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si

Исследовано влияние микролегирования добавками переходных металлов на механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si. Определены характеристики предела текучести, предела прочности и относительного удлинения при комнатной температуре. Установлена оптимальная температура закалки сплавов. Показан положительный эффект использования комплексного микролегирования переходными металлами (V, Zr) на прочность листовых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов нового поколения.

Ключевые слова: сплавы алюминия; Al—Mg—Si; микролегирование; переходные металлы; термическая обработка.

The effect of microalloying by transition metals additives on the mechanical properties of wrought aluminum alloys of the Al—Mg—Si system is studied. The characteristics of the yield point, ultimate strength and elongation at room temperature are determined. The optimum quenching temperature of alloys is established. The positive effect of the use of complex microalloying by transition metals (V, Zr) on the strength of sheet semi-finished products from aluminum new generation alloys is shown.

Keywords: alloys of aluminum; Al—Mg—Si; microalloying; transition metals; heat treatment.

Введение. Постоянно повышающиеся требования к экономичности, массогабаритным показателям, надежности и ресурсу работы деталей машин определяют актуальность и необходимость определения правильного подхода к выбору материала и способа его упрочнения.

В настоящее время алюминиевые сплавы остаются одним из основных конструкционных материалов для изделий, выпускаемых предприятиями различных отраслей промышленности. Тенденции развития современного самолетостроения требуют снижения общей массы конструкции для экономии топлива и увеличения грузоподъемности при возможном снижении трудо-, энерго- и финансовых затрат при его создании [1—3].

Широко применяемым материалом авиационной промышленности является алюминиевый сплав Д16ч (зарубежный аналог 2024) на основе системы Al—Cu—Mg. Данный сплав технологически очень сложно свариваемый, коррозионно не стойкий (из-за влияния меди), его используют только для изготовления клепаных конструкций [4, 5]. Поэтому актуален вопрос о разработке новых материалов без этих недостатков.

Одна из перспективных групп сплавов — термически упрочняемые деформируемые сплавы системы Al—Mg—Si, которые сочетают в себе высокую технологичность, коррозионную стойкость и удовлетворительную свариваемость при средней прочности (после закалки и искусственного старения).

К сплавам системы Al—Mg—Si относятся сплавы АВ и их зарубежные аналоги, в частности 6013. Отличительной особенностью этих сплавов является их система легирования. Широкое применение этих сплавов обусловлено высокой технологичностью и экономической выгодой, но с каждым годом требования

к авиационным материалам увеличиваются, поэтому следует рассмотреть новые составы сплавов этой системы с аналогичными свойствами [6—8].

Для повышения прочностных характеристик сплавы системы Al—Mg—Si легируют такими элементами, как: медь, кремний, магний, цинк и марганец, железо, хром, титан, никель, кобальт, серебро, а также литий, ванадий, цирконий, олово, свинец, кадмий, висмут и др. Введение кремния в сплавы типа магналий способствует уменьшению чувствительности к образованию трещин, увеличению жидкотекучести и плотности литья, а также повышению жаропрочности [8—10].

В данной работе проведено исследование влияния химического состава, в том числе добавок переходных металлов, а также упрочняющей термической обработки на структуру и механические свойства листов из алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si.

Методика проведения исследований. Объектами исследования служили холоднокатаные листы в виде карточек шириной ~170 мм, длиной ~1000 мм и толщиной 3 мм из алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si, изготовленные в ВИАМ.

Химический состав сплавов четырех опытных плавок приведен в табл. 1. Изучали сплавы с добавками Zr (№ 1 и № 4), Ni (№ 2), V (№ 4) и др. Сплавы АВ и 6013 приведены для сравнения.

Выплавку слитков проводили в электрических печах сопротивления в шамотно-графитовых тиглях номинальной вместимостью 12 кг. В ходе плавки легирующие элементы вводили в следующем порядке: Cu, V, Mn, Cr, Ni, Si, Ti, Zn, Mg, температура разлива расплавов в водоохлаждаемую изложницу составила 735 °С [11]. Прокатку осуществляли на двухвалковом стане.

1. Химический состав сплавов, % мас. (Al — основа)

Сплав	Mg	Si	Cu	Zn	Mn	Zr	Cr	Ti	Ni	V	Fe
№ 1	0,8	1	0,7	—	0,3	0,1	—	—	—	—	0,1
№ 2	0,8	1	0,7	—	0,3	—	0,1	0,1	0,1	—	0,1
№ 3	0,8	1	0,7	0,5	0,3	—	0,1	0,1	—	—	0,1
№ 4	0,8	1	0,7	0,5	0,3	0,1	0,1	0,1	—	0,1	0,1
6013	1	0,8	0,85	0,25	0,5	—	0,1	0,1	—	—	0,1
АВ	0,8	0,6	0,3	0,2	0,3	—	0,25	0,25	—	—	0,5

Химический состав исследовали на оптико-эмиссионном спектрометре Q8 MAGELLAN. Аналитическая точность измерения и воспроизводимость анализа химического состава сплавов на основе алюминия для металлов Zr, V, Ni, Ti составляет 0,0010 %, а для Cr — 0,0003 %. Перед анализом поверхность образцов была подготовлена с помощью фрезерования (фрезерование с использованием эмульсивных масел не допускается) и токарного станка. Перед анализом поверхность образца должна быть сухой и чистой.

Микроструктуру изучали на образцах из заготовок листов. Микрошлифы изготовляли на шлифовальном станке Teqramin-20, их структуру исследовали на микроскопе Olympus GX51.

Температуры фазовых превращений в сплавах определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии по МИ 1.2.030—2011 на дифференциально-сканирующем калориметре DSC404F1 фирмы NETZSCH Gerätebau GmbH, Германия (диапазон температур от 20 до 1600 °С).

Измерения предела прочности $\sigma_в$, текучести $\sigma_{0,2}$ и относительного удлинения δ проведены на универсальной машине для испытания материалов Zwick/Roell Z100.

Результаты исследований и их обсуждение. Выбор экспериментальных составов алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si осуществляли на основании аналитического разбора научно-технической литературы и анализа существующих исследований в области алюминиевых высокотехнологичных сплавов. Установлено, что важную роль в формировании свойств и структуры сплавов системы Al—Mg—Si играет массовое соотношение основных легирующих элементов — Mg и Si [4].

В настоящей работе было выбрано соотношение Mg/Si = 0,8. Марганец и хром вводили для повышения прочности сплавов и нейтрализации отрицательного действия железа, кремний — для увеличения прочности и уменьшения склонности к образованию трещин при сварке. При его избытке наблюдается улучшение прочности без снижения способности к формообразованию и свариваемости, но возникает некоторая склонность к межкристаллитной коррозии. Свинец и висмут вводили для улучшения обрабатываемости резанием.

После выплавки были отобраны темплеты для определения химического состава сплавов и исследования макро- и микроструктуры.

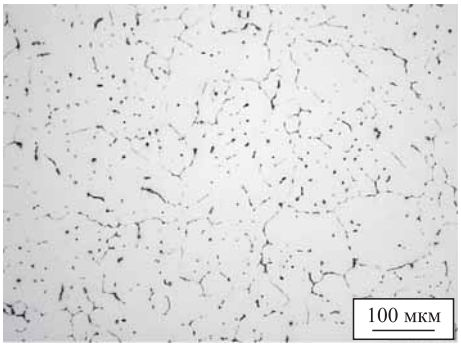


Рис. 1. Микроструктура сплава № 1 системы Al—Mg—Si

При исследовании макроструктуры слитков дефектов литейного происхождения (пористости, трещин, неметаллических и интерметаллидных включений) не обнаружено. Микроструктура по сечению была однородной и мелкозернистой. Характерная микроструктура исследуемых сплавов на примере сплава № 1 представлена на рис. 1.

Макроструктура слитков из сплава системы Al—Mg—Si является достаточно однородной, мелкозернистой без признаков пористости, трещин, расслоений. Микроструктура слитков после литья до гомогенизации имеет дендритное строение, типичное для сплавов системы Al—Mg—Si, и представляет собой зерна твердого раствора с выделением по границам фаз, которые практически полностью растворяются в твердом растворе при гомогенизации. Дефектов литейного происхождения (включений, неслитин, усадочных раковин) не обнаружено.

Исследование фазовых превращений при нагреве слитков методом *дифференциальной сканирующей калориметрии* (ДСК) проведено для выбора режима гомогенизационного отжига. На кривых ДСК видны четко выраженные пики, соответствующие фазовым превращениям с эндотермическим эффектом (рис. 2, см. обложку).

Установлено, что температура неравновесного солидуса слитков составляет 575...586 °С.

Для обеспечения однородной структуры слитков применен режим гомогенизационного отжига, при котором температура нагрева составила 540 °С при выдержке 8 ч. Такое сочетание температуры и времени выдержки позволяет обеспечить полное растворение легкоплавких эвтектик и исключает возможность пережога [4, 8]. После гомогенизации получена

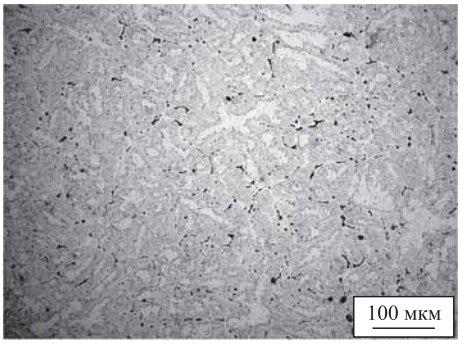


Рис. 3. Микроструктура гомогенизированного слитка сплава № 1 системы Al—Mg—Si

характерная для сплавов структура (рис. 3) на примере сплава № 1.

Микроструктура слитков после гомогенизации по режиму 540 °С, 8 ч имеет дендритное строение, прослойки эвтектических фаз после литья практически полностью растворились в твердом растворе.

Исходя из данных, полученных после ДСК-анализа гомогенизированных образцов, были выбраны три температуры нагрева под закалку: 530 °С (режим ТО № 1), 540 °С (режим ТО № 2) и 550 °С (режим ТО № 3). Время выдержки выбирали в зависимости от толщины полуфабриката: для листов толщиной 3,0 мм выдержка составила 20 мин. Для всех режимов охлаждение после нагрева под закалку осуществляли в воду комнатной температуры. Характерная микроструктура сплавов после закалки показана на рис. 4 на примере сплава № 1.

После упрочняющей термической обработки (закалка и старение для всех сплавов при 180 °С, 8 ч) был проведен микрорентгеноструктурный анализ, результаты которого представлены в табл. 2 и на рис. 5.

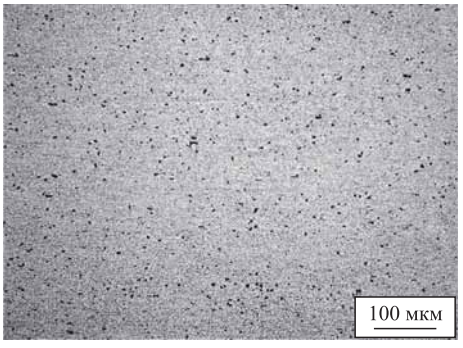


Рис. 4. Микроструктура слитка сплава № 1 системы Al—Mg—Si после закалки

2. Химический состав фаз исследуемых сплавов

Сплав	Место анализа	Содержание элементов, % мас.											Σ, % мас.
		Mg	Al	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	Zr	
№ 1	Матрица	0,8	97,4	0,3	Н/о	Н/о	0,1	0,2	Н/о	0,2	0,4	Н/о	99,4
	Фаза 1	0,7	53,2	1,5			0,1	0,5	0,5	42,5	0,9	0,1	100,0
	Фаза 2	0,3	74,3	7,8	0,1		0,7	5,7	7,8	2,1	0,6	Н/о	99,4
	Фаза 3	8,4	63,0	19,8	Н/о		Н/о	0,1	0,1	7,5	0,8	0,1	99,8
№ 2	Матрица	0,2	96,9	0,8	0,1		0,1	0,1	Н/о	0,8	0,6	0,2	99,8
	Фаза 1	0,3	78,8	8,6	0,2		0,1	0,3		0,6	0,3	10,1	99,3
	Фаза 2	0,1	71,1	4,6	Н/о		2,2	9,0	10,4	1,4	0,3	0,1	99,2
№ 3	Матрица	0,8	97,2	0,6			0,1	0,3	0,1	0,9	Н/о	Н/о	100,0
	Фаза 1	0,9	75,7	4,9			1,0	6,4	9,2	1,6			99,7
	Фаза 2	0,5	72,1	14,5			0,1	0,2	0,2	0,7		0,1	88,4
№ 4	Матрица	0,9	97,2	0,6		0,1	0,2	0,2	0,1	0,8		Н/о	100,1
	Фаза 1	0,6	74,6	6,7	0,1	0,2	0,8	5,4	7,6	1,3	0,1		97,4
	Фаза 2	2,0	88,8	3,2	Н/о	0,1	0,4	1,7	1,4	1,6	Н/о	0,3	99,5

Результаты измерения механических свойств сплавов после упрочняющей термической обработки приведены в табл. 3.

Листы сплавов № 2 и № 4, содержащие Zr и термообработанные по режиму ТО № 2 (закалка при 540 °С, 15 мин, старение при 180 °С, 8 ч), обладают хорошим комплексом свойств: минимальные значения прочности ($\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$) и максимальные значения пластичности (δ). Лучшие показатели у сплава № 4, содержащего Zr, Ti и V, что связанно с мелким зерном и дисперсным упрочнением за счет введения переходных металлов. При температуре закалки 540 °С происходит более полное растворение эвтектических составляющих, сопровождающееся твердо-растворным упрочнением сплава.

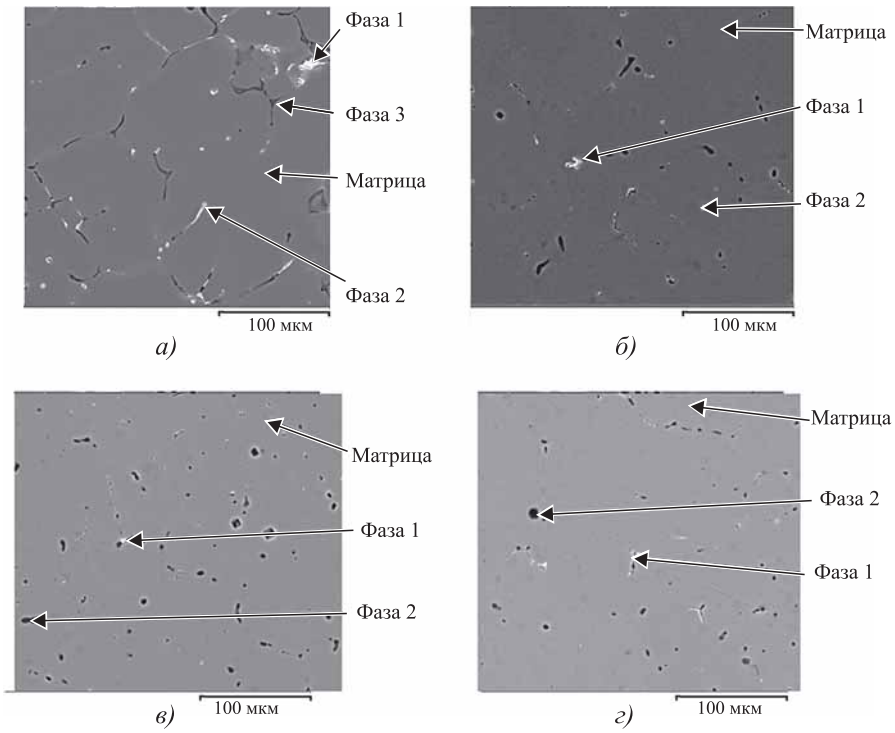


Рис. 5. Микроструктуры сплавов № 1—4 (соответственно *а—г*) без травления

Микроструктура и фазовый анализ свидетельствуют о положительном влиянии титана, уменьшающего размер зерна и повышающего прочность сплавов. Положительное влияние циркония сказывается благодаря формированию дисперсоида Al_3Zr, улучшающего параметры предела прочности и предела текучести. Титан и цирконий являются модификаторами структуры, уменьшающими зерно и блокирующими дислокации [4, 6], в том числе они улучшают равномерность свойств во всем объеме.

Введение переходных металлов Mn, Cr и V приводит к эффективному упрочнению за счет выделения дисперсных частиц при распаде твердого раствора, а также препятствует процессу рекристаллизации [2, 7]. Наличие Cr, Mn и Cu видоизменяет фазу Al—Fe—Cr, имеющую мор-

3. Механические свойства исследуемых сплавов

Сплав	Режим ТО	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
		МПа		
№ 1 (Al—Mg—Si + Cu, Mn, Zr), Mg/Si = 0,8	1	365	325	8,5
	2	375	330	8,5
	3	400	350	9,0
№ 2 (Al—Mg—Si + Cu, Mn, Cr, Ti, Ni), Mg/Si = 0,8	1	385	345	10,5
	2	380	340	11,5
	3	410	370	8,0
№ 3 (Al—Mg—Si + Cu, Zn, Mn, Cr, Ti), Si/Mg/Si = 0,8	1	380	340	9,0
	2	400	360	9,5
	3	380	340	10,5
№ 4 (Al—Mg—Si + Cu, Mn, Zr, Cr, Ti, V), Mg/Si = 0,8	1	395	355	10,5
	2	390	350	12,5
	3	410	360	10,5
6013 (Al—Mg—Si + Cu, Zn, Mn, Cr, Ti), Si/Mg = 0,8	1	395	350	11,0
	2	400	355	10,0
	3	390	345	13,5
АВ	—	420	330	13,0

фологию в виде иголок, в наиболее благоприятную. Марганец и хром дополнительно повышают прочность сплавов и нейтрализуют отрицательное действие железа. Кроме того, добавка хрома предотвращает образование выделений по границам зерен, что способствует повышению коррозионной стойкости.

Выводы

1. Повышение прочности деформируемого алюминиевого сплава системы возможно путем комплексного легирования и проведения термической обработки по оптимальным режимам.

2. Исследования микроструктуры сплавов системы Al—Mg—Si показали, что Ti и Zr являются модификаторами структуры, уменьшают зерно и повышают предел текучести. Введение переходных металлов Mn, Cr, V приводит к эффективному упрочнению за счет выделения дисперсных частиц при распаде твердого раствора, а также препятствует процессу рекристаллизации.

3. Режим упрочняющей термической обработки № 2 (закалка при 540 °С, 15 мин и старение при 180 °С, 8 ч) обеспечивает однородную мелкозернистую структуру, полное растворение легирующих элементов и оптимальный уровень механических свойств экспериментальных составов сплавов № 2 и № 4.

4. Сплав № 4 (содержащий Ti, Zr, V, Mn, Cr) при режиме упрочняющей термической обработки № 2 обладает лучшими механическими свойствами, что связанно с мелким зерном и дисперсным упрочнением за счет введения переходных металлов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** России нужны материалы нового поколения // Редкие земли. 2014. № 3. С. 8—13.
2. **Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В.** Редкие металлы и редкоземельные элементы — материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2013. № 2. Ст. 01. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 08.06.2018 г.).
3. **Курганова Ю.А., Фетисов Г.П., Гаврилов Г.Н.** Композиционные материалы в авиации и их прогнозирование // Технология металлов. 2015. № 1. С. 22—25.
4. **Григорьев М.В., Оглодков М.С.** Влияние микродобавок переходных металлов и серебра на свойства листов из сплавов системы Al—Cu—Mg // Новости материаловедения. Наука и техника. 2017. № 3—4 (27). С. 1.
5. **Курганова Ю.А., Лопатина Ю.А.** Анализ распределения армирующей фазы в алюмоматричных композиционных материалах // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 4. С. 42—48.
6. **Кузнецов А.О., Оглодков М.С., Климкина А.А.** Влияние химического состава на структуру и свойства сплава системы Al—Mg—Si // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2018. № 7. Ст. 01. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 08.12.2018).
7. **Polmer I.J.** Alumimium Alloys — A Centry of Age Hardening // ICAA-9. Australia, 2004. P. 1—14.
8. **Осинцев О.Е., Никитин С.Л., Бецофен С.Я. и др.** Влияние переходных металлов на структуру и свойства коррозионно-стойких литейных алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si и разработка сплава с повышенными характеристиками жаропрочности // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 11. С. 33—42.
9. **Сулимина Я.В., Пахомова С.А., Зябрев А.А.** Свойства композиционных материалов на основе алюминия и его сплавов, упрочненных частицами карбида титана // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2014. № 2. С. 32—34.
10. **Курганова Ю.А.** Повышение механических свойств дискретно-армированных композиционных материалов с алюминиевой матрицей // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 5. С. 46—48.
11. **Металлургия** алюминия / Ю.В. Борисоглебский, Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис, Г.А. Сиразутдинов. Новосибирск: Наука, 1999. 438 с.

Михаил Сергеевич Оглодков, канд. техн. наук;
Светлана Альбертовна Пахомова, канд. техн. наук,
mgtu2013@yandex.ru;
Анастасия Алексеевна Климкина

УДК 621.74.011:669.1.017:669.018.44

М.Д. Фукс, Н.А. Минякин
(НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург),
М.А. Фролов
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Влияние технологии регламентных работ на долговечность высокотемпературного оборудования из сплавов Х25Н35

Экспериментально исследовано влияние скорости охлаждения от рабочей до комнатной температур при регламентных работах на работоспособность высокотемпературного оборудования, изготовленного из сплавов Fe—25Cr—35Ni—0,45C. Изучена структура и определена длительная прочность сплава в различных состояниях. Показано, что ускоренное охлаждение от рабочей температуры существенно повышает устойчивость материала к разупрочнению при дальнейшей эксплуатации оборудования.

Ключевые слова: термическая обработка; микроструктура; механические свойства; сталь; ресурс.

The effect of the cooling rate from working to room temperatures during technology maintenance on the durability of high-temperature equipment produced from the Fe—25Cr—35Ni—0.45C alloys is experimentally investigated. The structure is studied and the long-term strength of the alloy in various states is determined. It is shown that accelerated cooling from the working temperature significantly increases the material resistance to softening during further equipment operation.

Keywords: heat treatment; microstructure; mechanical properties; steel; life time.

Необходимость остановок высокотемпературного оборудования различного назначения для проведения регламентных работ сопровождается технологическими циклами нагрева и охлаждения. Это оказывает влияние на ресурс конструкционных материалов, используемых для его изготовления [1—2].

Одними из наиболее применяемых материалов для изготовления такого оборудования являются жаропрочные сплавы на основе системы компонентов Fe—25Cr—35Ni—0,45. Результаты предварительных исследований [3—4] показали, что медленное охлаждение с печью после предварительной выдержки 2...100 ч при температуре 1150 °С приводит к уменьшению длительной прочности литого жаропрочного жаростойкого сплава Х25Н35.

Снижение рабочих характеристик сплавов происходит в результате протекания в них фазовых превращений при температуре эксплуатации и в процессе медленного охлаждения до комнатной температуры. При этом кататермический режим (медленное непрерывное охлаждение с печью заготовок деталей или аналогичное ему естественное технологическое охлаждение оборудования при остановке на обслуживание) оказывает большее отрицательное влияние на длительную прочность сплавов по сравнению с изотермической выдержкой и ускоренным охлаждением. Таким образом, регламентирование скорости охлаждения при технологических остановках может повысить работоспособность сплавов и увеличить ресурс работы оборудования.

Цель работы — исследование влияния скорости охлаждения на длительную прочность литых жаропрочных сплавов Х25Н35 в условиях, имитирующих реальный режим эксплуатации и регламентных остановок высокотемпературного оборудования.

Методика проведения исследований. Использовали жаропрочный многокомпонентный сплав на основе системы Fe—25Cr—35Ni—0,45C—Nb—Ti, широко применяемый для изготовления деталей высокотемпературного оборудования различного назначения. Сплав выплавляли в индукционной печи емкостью 500 кг на чистых шихтовых материалах и разливали в песчаные формы — стандартные клиновые литейные пробы (ГОСТ 977—88).

Фактический химический состав исследованного сплава приведен в табл. 1.

Оптический металлографический анализ проводили на микроскопе Reichert-Jung MeF3A. Изготовление и подготовку шлифов выполняли на оборудовании фирмы Buehler

Фактический химический состав сплава Х25Н35, % мас. (остальное — Fe)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Mo	Ti	N
0,46	1,73	1,31	25,5	35,6	1,60	0,59	0,31	0,21	0,05

согласно стандарту ASTM E 3-95. Для выявления структуры сплава применяли электролитическое травление в 10%-ной щавелевой кислоте. Микроструктуру сплава исследовали с использованием растрового электронного микроскопа Quanta 200 3D FEG. Фазовый анализ сплава изучали на микрорентгеноспектральном анализаторе Tescan VEGA 5136 LM.

Испытания на длительную прочность проводили по ГОСТ 10145—81 на оригинальной установке, изготовленной на базе нагружающей машины АИМА-2 и электрической печи типа СШОЛ с нагревательной спиралью из фехралевой проволоки марки 0Х27ЮТ. Образцы изготовляли в соответствии с ГОСТ 10145—81 и СТП 90.067—87 (№ 140, тип 6). Температура испытаний на длительную прочность 1150 °С. Точность измерения температуры испытываемого образца ±2 °С. Фрактографический анализ образцов после испытаний выполняли на растровом электронном микроскопе SEM 535.

Длительную прочность сплава определяли в литом состоянии и после предварительной термической обработки по режиму: выдержка 2, 50 или 100 ч при температуре 1150 °С с последующим охлаждением в воде или с печью. Термическая обработка имитировала рабочую сессию установки пиролиза различной длительности с последующим охлаждением при технологической остановке.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. На рис. 1 приведены результаты испытаний на длительную прочность при напряжениях 10 и 12 МПа при температуре 1150 °С сплава Х25Н35 в литом состоянии и после предварительной высокотемпературной выдержки различной длительности с последующим охлаждением в воде или с печью. Видно, что кратковременная предварительная выдержка с последующим ускоренным охлаждением в воде значительно повышает эту характеристику по сравнению с литым состоянием.

После 2 ч предварительной выдержки с охлаждением в воде значения длительной прочности сплава при температуре 1150 °С при

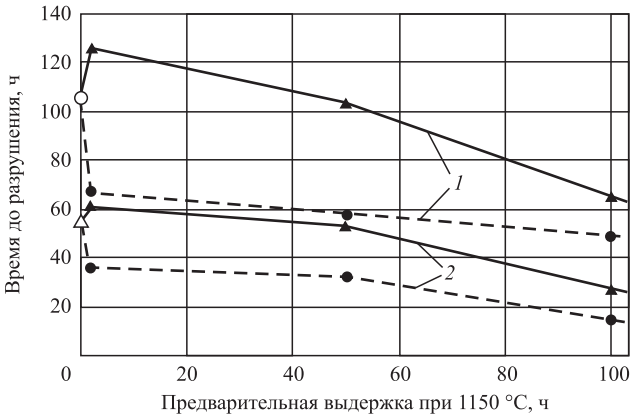


Рис. 1. Влияние предварительной выдержки при 1150 °С с последующим охлаждением в воде (▲) или с печью (●) на длительную прочность при 1150 °С литого (○, △) сплава Х25Н35 при различных напряжениях:
1, ○ — 10 МПа; *2*, △ — 12 МПа

напряжениях 10 и 12 МПа повышаются соответственно в 1,2 и 1,1 раза относительно литого состояния и в 1,9 и 1,7 раза по сравнению с охлаждением с печью.

Увеличение времени предварительной выдержки до 50 ч с охлаждением в воде приводит к снижению длительной прочности сплава до уровня, соответствующего литому состоянию, а при охлаждении с печью существенно уменьшает его — до 0,5...0,6 от уровня литого сплава. После предварительной выдержки 100 ч наблюдается значительное снижение длительной прочности сплава: при охлаждении в воде — до 0,5...0,6, а с печью — до 0,3...0,4 от уровня литого состояния.

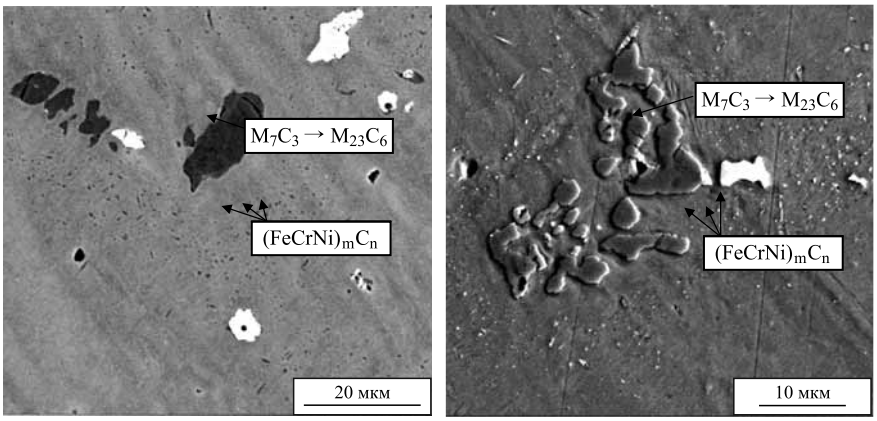
Сравнение длительной прочности сплава после предварительной выдержки при температуре 1150 °С с охлаждением в воде и с печью выявляет значительное преимущество ускоренного охлаждения при всех исследованных выдержках (см. рис. 1).

Следовательно, скорость охлаждения от температуры эксплуатации до комнатной (при регламентных остановках оборудования) оказывает значительное влияние на длительную прочность сплава.

Анализ структуры и фазового состава сплава Х25Н35 показал, что в литом состоянии и после выдержки при 1150 °С с последующим охлаждением с различной скоростью в сплаве присутствуют: γ-твердый раствор; эвтектические колонии карбидов M_xC_y и включения карбидов на основе хрома и ниобия. Однако высокотемпературная выдержка приводит

к значительным качественным и количественным изменениям в структуре сплава по сравнению с литым состоянием, заключающимся в трансформации всех структурных составляющих и отдельных фаз [5—7].

Одновременно с уменьшением степени химической неоднородности γ-твердого раствора после высокотемпературной выдержки изменяется его объемная доля в структуре сплава за счет процессов выделения—растворения промежуточных фаз: карбидов и интерметаллидов. После 2 ч выдержки при 1150 °С объемная доля промежуточных фаз в структуре сплава резко возрастает по сравнению с литым состоянием, причем при охлаждении с печью в 1,5 раза больше, чем при охлаждении в воде. С увеличением выдержки до 50 ч количество промежуточных фаз постепенно уменьшается: при охлаждении с печью почти до исходного, а при охлаждении в воде до значения в ~1,5 раза меньше, чем в литом состоянии. Дальнейшая выдержка незначительно изменяет соотношение структурных составляющих в сплаве.



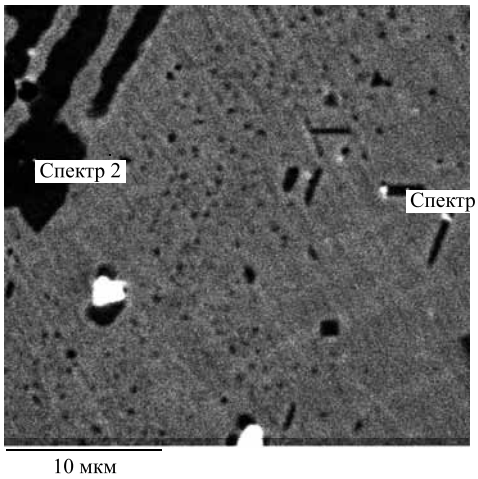
а) *б)*

Рис. 2. Структуры в обратно отраженных электронах (*а*) и во вторичных электронах (*б*) сплава Х25Н35 после выдержки при 1150 °С длительностью 2 ч с последующим охлаждением в воде. РЭМ

Установлено, что уже после 2 ч выдержки в структуре литого сплава наблюдается постепенное превращение эвтектического карбида M_7C_3 в карбид $M_{23}C_6$. В результате этого превращения избыточный для $M_{23}C_6$ углерод образует выделения вторичных карбидов $(FeCrNi)_mC_n$ (рис. 2, 3). При увеличении длительности выдержки более 2 ч происходит последовательное образование промежуточных интерметаллидных фаз различного состава с частичным растворением карбидов хрома и ниобия.

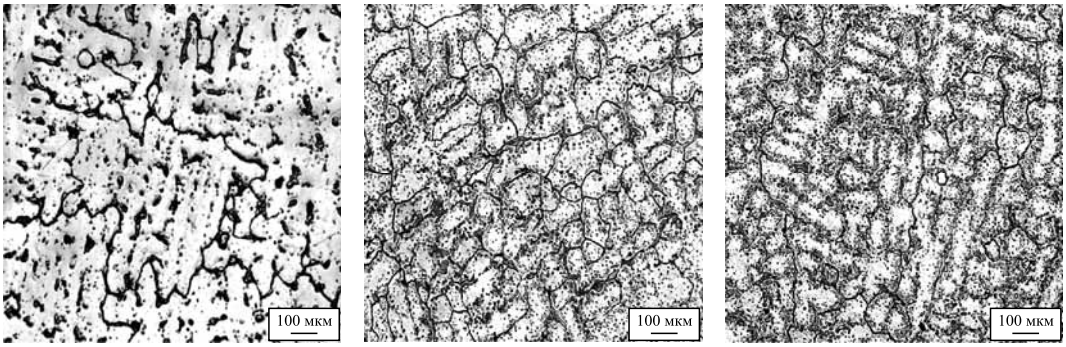
Характерным для исследованного сплава после выдержки при 1150 °С является фрагментирование структуры, более выраженное при охлаждении с печью (рис. 4).

Выявленные структурные изменения свидетельствуют о протекании различных фазовых превращений в сплаве Х25Н35 при термическом воздействии. При этом они происходят не только при высокотемпературной выдержке, но и при охлаждении.



Номер спектра	Фаза	Содержание элементов, % мас.					
		C	Cr	Fe	Ni	Mo	W
1	$(FeCrNi)_mC_n$	8,2	31,5	30,2	28,4	0,5	0,94
2	$Cr_{23}C_6$	8,7	70,5	11,8	5,16	1,2	2,55

Рис. 3. Структура в обратно отраженных электронах и состав вторичных (спектр 1) и первичных (спектр 2) карбидов сплава Х25Н35 после выдержки при 1150 °С длительностью 2 ч с последующим охлаждением с печью. РЭМ



а) *б)* *в)*

Рис. 4. Микроструктуры сплава Х25Н35 в литом состоянии (*а*) и после выдержки при 1150 °С длительностью 25 (*б*) и 50 ч (*в*) с охлаждением с печью

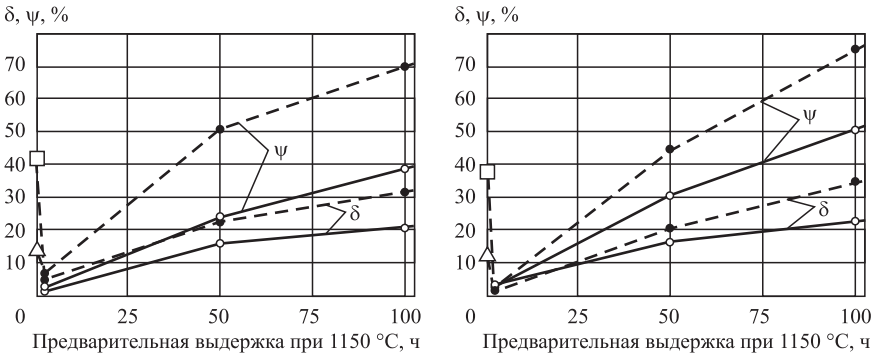
В работах [8, 9] показано, что в интервале температур 900...600 °С в Fe—Cr—Ni-сплавах исследуемой концентрационной области протекает карбидное превращение $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, а в [10] установлен переход в карбиде M_7C_3 орторомбической кристаллической решетки в гексагональную. Известно также, что при охлаждении этих сплавов в том же интервале температур в их структуре возможно образование различных интерметаллидных фаз (σ, G, Z, η, χ, Лавеса) вследствие уменьшения растворимости основных легирующих элементов в матричном γ-твердом растворе [11—13].

Соответственно, изменяются и кристаллографические параметры матрицы. Протекание фазовых превращений при охлаждении может приводить к возникновению значительных внутренних напряжений в сплаве и, как следствие, фрагментированию структуры в результате термической полигонизации вследствие фазового наклепа сильно легированного твердого раствора. Последнее должно приводить к снижению пластичности сплава.

На рис. 5 показано влияние предварительной термической обработки на пластические характеристики сплава Х25Н35 при последующих испытаниях на длительную прочность при температуре 1150 °С. Видно, что предварительная высокотемпературная выдержка 2 ч резко снижает пластичность сплава. Увеличение выдержки до 50 и 100 ч повышает пластические характеристики сплава по сравнению с литым состоянием, причем в случае охлаждения с печью рост пластичности больше, чем при охлаждении в воде.

При увеличении предварительной выдержки вследствие высокотемпературного разупрочнения превращения, протекающие в сплаве при последующем охлаждении с печью и в воде и сопровождающиеся образованием в структуре промежуточных фаз, не приводят к существенному снижению пластичности. Однако разупрочнение сплава после предварительной высокотемпературной выдержки 50 и 100 ч снижает длительную прочность сплава. При этом в случае охлаждения в воде длительная прочность сплава остается существенно выше, чем при охлаждении с печью.

Анализ изломов образцов сплава после испытаний на длительную прочность при температуре 1150 °С показал, что во всех случаях характер разрушения является вязким, преиму-



а) *б)*

Рис. 5. Влияние предварительной выдержки при 1150 °С с последующим охлаждением в воде (○) или с печью (●) на относительные удлинение δ (△) и сужение ψ (□) при испытаниях на длительную прочность при 1150 °С литого (△, □) сплава Х25Н35 при различных напряжениях:

а — 10 МПа; *б* — 12 МПа

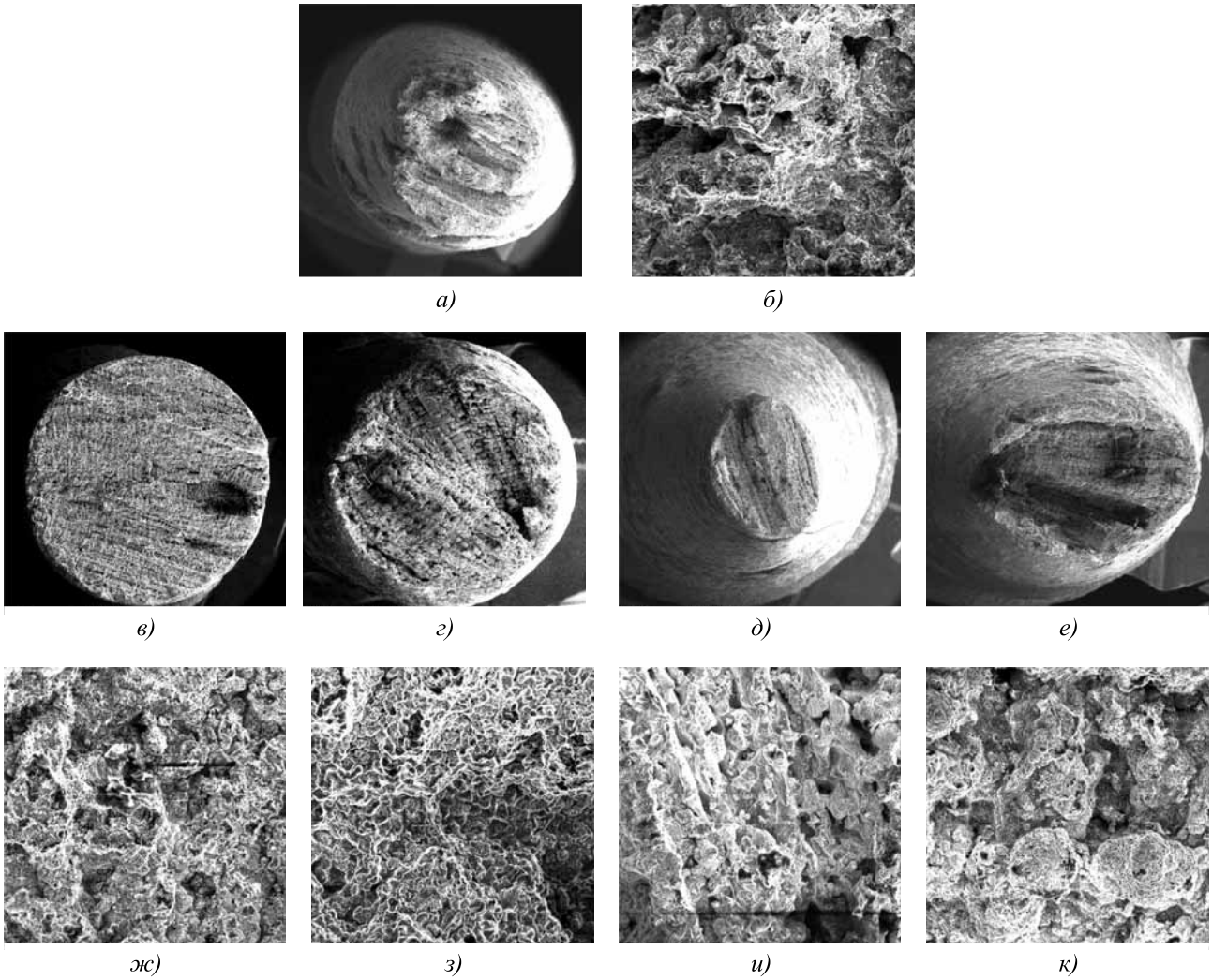


Рис. 6. Характер излома после испытаний на длительную прочность (*T* = 1150 °С, σ = 12 МПа) образцов сплава Х25Н35 в литом состоянии (*а*, *б*) и после предварительной выдержки при 1150 °С длительностью 2 (*в*, *г*, *ж*, *з*) и 100 ч (*д*, *е*, *и*, *к*) с последующим охлаждением с печью (*в*, *д*, *ж*, *и*) или в воде (*г*, *е*, *з*, *к*):
а, *в*—*е* — ×50; *б*, *ж*—*к* — ×1000

щественно межзеренным, а поверхность имеет дендритную морфологию (рис. 6). Однако излом образцов, подвергнутых предварительной выдержке в течение 2 ч при температуре 1150 °С, значительно более однородный по сравнению с литым и предварительно термообработанными по другим режимам. Увеличение длительности предварительной выдержки приводит к большей локализации деформации в месте разрушения образца и большей неоднородности и вязкости излома, особенно в случае охлаждения с печью. В изломах образцов сплава помимо межзеренного разрушения наблюдается значительное количество участков, имеющих внутризеренный характер разрушения, особенно при более длительных предварительных выдержках (рис. 6, 7). Это

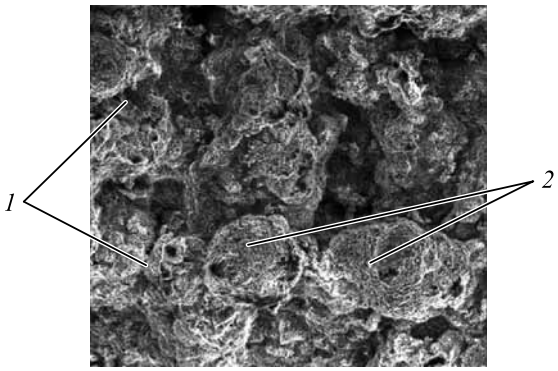


Рис. 7. Характер излома после испытаний на длительную прочность (*T* = 1150 °С, σ = 12 МПа) образцов сплава Х25Н35 после предварительной выдержки при 1150 °С длительностью 100 ч с последующим охлаждением в воде:
1 — области межзеренного разрушения; *2* — области внутризеренного разрушения. ×1000

свидетельствует об относительно высокой длительной прочности сплава.

Для оценки уровня жаропрочности исследованного сплава с учетом влияния промежуточных охлаждений от рабочей температуры до комнатной целесообразно сопоставить экспериментально полученные значения его длительной прочности при 1150 °С с аналогичной характеристикой известных жаропрочных сплавов.

На рис. 8 представлена условная параметрическая диаграмма [14, 15] для сплава Х28Н48В5, построенная по данным [16] с использованием значений длительной прочности при температурах 1100 и 1200 °С. На этом же рисунке показаны значения длительной прочности исследованного сплава Х25Н35 при температуре 1150 °С.

Параметр длительной прочности для каждого испытания определяли по формуле

$$P_{\text{д.п}} = T\left(\lg \tau_{\text{к}} + c\right) \cdot 10^{-3}, \qquad (1)$$

где T — температура испытания, К; $\tau_{\text{к}}$ — время до разрушения, ч; c — постоянная, принято $c = 20$.

Из полученных результатов следует, что по уровню жаропрочности сплав Х25Н35 в литом состоянии соответствует сплаву Х28Н48В5. После предварительной высокотемпературной выдержки при 1150 °С с охлаждением в воде значения длительной прочности исследованного сплава выше, а с охлаждением с печью — ниже по сравнению с литым состоянием (см. рис. 8). Однако все экспериментальные

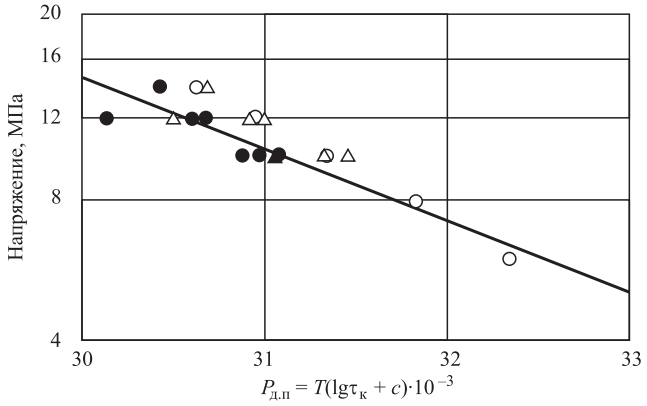


Рис. 8. Параметрическая диаграмма длительной прочности сплавов: Х28Н48В5 (—) [16] и Х25Н35 в литом состоянии (○) и после предварительной выдержки при 1150 °С различной длительности с последующим охлаждением в воде (△) или с печью (●)

точки лежат в области длительной прочности сплава Х28Н48В5.

Таким образом, полученные экспериментальные данные позволяют заключить, что отрицательное влияние кататермического режима эксплуатации (медленное непрерывное охлаждение) на длительную прочность сплава Х25Н35 может быть значительно уменьшено за счет применения ускоренного охлаждения в температурном интервале 900...600 °С при технологических остановках высокотемпературных установок для проведения регламентных работ. Следовательно, проведение предварительной кратковременной высокотемпературной термической обработки с ускоренным охлаждением литых заготовок деталей оборудования может повысить ресурс его эксплуатации и быть экономически целесообразным.

Заключение. Экспериментальное определение длительной прочности при температуре 1150 °С сплава Х25Н35 в литом состоянии и после предварительной выдержки 2...100 ч при 1150 °С с последующим охлаждением в воде или с печью выявило положительное влияние ускоренного охлаждения на его длительную прочность. Ускоренное охлаждение в значительной степени затормаживает процессы выделения хрупких промежуточных фаз и обеднения матричного твердого раствора легирующими элементами при охлаждении сплава от рабочей температуры до комнатной.

Для увеличения ресурса работы высокотемпературного оборудования, изготовленного из сплавов Х25Н35, необходимо регламентировать скорость его охлаждения при технологических остановках для проведения регламентных работ. Целесообразно также проведение предварительной кратковременной высокотемпературной термической обработки литых заготовок деталей оборудования с их ускоренным охлаждением в температурном интервале 900...600 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Damage** analysis in Fe—Cr—Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces / L. Bonaccorsi, E. Guglielmino, E. Pino, C. Servetto, A. Sili // Engineering Failure Analysis. 2014. Vol. 36. P. 65—74.

2. **Damage** characterization in two reformer heater tubes after nearly 10 years of service at different operative and maintenance conditions / Antonello Alvino, Daniela

Lega, Francesco Giacobbe, Vittorio Mazzocchi, Antonio Rinaldi // Engineering Failure Analysis. 2010. Vol. 17. Iss. 7—8. P. 1526—1541.

3. **Влияние** циклов "нагрев — охлаждение" на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 / Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев, А.С. Орыщенко, С.Н. Петров, М.Д. Фукс // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 1 (166). С. 113—120.

4. **Влияние** фактора числа электронных вакансий на кинетику образования, роста и растворения фаз при длительных высокотемпературных выдержках жаропрочного сплава 0,45С—26Cr—33Ni—2Si—2Nb / А.И. Рудской, Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев, А.С. Орыщенко, М.Д. Фукс // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 1. С. 3—13.

5. **Особенности** структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С—26Cr—33Ni—2Si—2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 1. Литое состояние / А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, Г.П. Анастасиади, М.Д. Фукс, С.Н. Петров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 1 (142). С. 155—163.

6. **Особенности** структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С—26Cr—33Ni—2Si—2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки / А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, Г.П. Анастасиади, М.Д. Фукс, С.Н. Петров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 1—1 (147). С. 217—228.

7. **Особенности** структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С—26Cr—33Ni—2Si—2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 3. Механизм и кинетика фазовых превращений / А.И. Рудской, Г.П. Анастасиади, А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, М.Д. Фукс // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 3—2 (154). С. 143—150.

8. **Piekarski B., Kubicki J.** Creep-resistant austenitic cast steel // Archives of Foundry Engineering. 2008. Vol. 8. № 2. P. 115—120.

9. **Buchanan Karl G., Kral Milo V.** Crystallography and Morphology of Niobium Carbide in As-Cast HP-Niobium Reformer Tubes // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. № 6. P. 1760—1769.

10. **Kaya A.A.** Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment: II. Carburization and carbide transformations // Materials Characterization. 2002. Vol. 49. № 1. P. 23—34.

11. **Sourmail T.** Precipitates in creep resistant austenitic stainless steels // Materials Science and Technology. 2001. Vol. 17. № 1. P. 1—14.

12. **Garbiak M., Chyliňska R.** Precipitation kinetics in austenitic 18Cr—30Ni—Nb cast steel // Archives of Foundry Engineering. 2008. Vol. 8. № 3. P. 27—30.

13. **Sigma** Phase Formation and Embrittlement of Cast Iron-Chromium-Nickel (Fe—Cr—Ni) Alloys / A.M. Babakr, A. Al-Ahmari, K. Al-Jumayiah, F. Habiby // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. 2008. Vol. 7. № 2. P. 127—145.

14. **Угорский А.Э.** О параметрических методах температурно-временной экстраполяции предела длительной прочности // Проблемы прочности. 1986. № 1. С. 40—43.

15. **Iain Le May.** Developments in Parametric Methods for Handling Creep and Creep-Rupture Data // Journal of Engineering Materials and Technology. 1979. Vol. 101. No. 4. P. 326—330.

16. **Марочник** стали для машиностроения. М.: Изд-во НИИ информации по машиностроению, 1965. 594 с.

Михаил Дмитриевич Фукс, канд. техн. наук,
stoma_87@mail.ru;
Николай Александрович Минякин;
Максим Алексеевич Фролов

УДК 621.979-82

В.В. Бодров, Р.М. Багаутдинов, А.А. Батурин, М.Е. Гойдо
(ООО "Уральский инжиниринговый центр", г. Челябинск)

Производство гидравлических устройств для прессового оборудования, работающего на воде и водной эмульсии

Приведена информация о номенклатуре, особенностях конструкции, параметрах и опыте применения гидравлических устройств, проектируемых и изготовляемых в ООО "Уральский инжиниринговый центр" для прессового оборудования, работающего на воде и водной эмульсии.

Ключевые слова: гидропривод прессового оборудования, работающего на воде и водной эмульсии; гидравлические устройства; конструкции.

Information on the nomenclature, design features, parameters and experience of using hydraulic devices, designed and manufactured by Ural Engineering Center for press equipment, working on water and water emulsion, is given.

Keywords: hydraulic drive for press equipment, working on water and water emulsion; hydraulic devices; constructions.

В прошлом веке в СССР и в ряде других стран было создано достаточно много мощных вертикальных и горизонтальных гидравлических прессов различного назначения (ковочных, штамповочных, профильных, трубопрофильных) и других машин, применяемых в прессовом производстве (например, правильно-растяжных машин), в гидросистемах которых в качестве рабочей жидкости используется водная эмульсия или вода.

Базовые детали (металлоконструкции) таких прессов и машин, дорогостоящие и требующие для своего изготовления больших затрат времени, создавались в расчете на весьма продолжительный срок службы (при условии проведения определенных ремонтных работ). В связи с этим после 50 лет и более прессовое оборудование (как отечественного, так и зарубежного производства) в нашей стране продолжает эксплуатироваться и в настоящее время на большом числе предприятий.

За длительное время эксплуатации рассматриваемого прессового оборудования гидравлические устройства, входящие в состав его гидросистем, из-за физического износа давно утратили свои первоначальные рабочие характеристики и, главное, морально устарели.

Замена этих гидравлических устройств осложняется двумя факторами. Во-первых, как правило, гидравлические устройства мощного прессового оборудования, работающего на водной эмульсии или воде, являются уникальными изделиями, а во-вторых, в нашей стране на текущий момент времени ограничено число организаций, которые проектируют и тем более изготовляют подобные устройства, отвечающие современным требованиям к их характеристикам и качеству.

ООО "Уральский инжиниринговый центр" (далее УрИЦ) — одна из таких организаций, имеет богатый опыт производства гидравлических устройств для гидросистем, работающих на водной эмульсии и воде.

В ряде случаев при модернизации прессового оборудования наиболее рациональным решением является замена ранее применяемого

гидропривода, работающего на водной эмульсии или воде, на гидропривод, в котором в качестве рабочей жидкости используется гидравлическое масло [1]. Это связано с более низкой стоимостью, большей доступностью (распространенностью) и более продолжительным сроком службы гидравлических устройств для масляных гидросистем по сравнению с аналогичными по назначению устройствами для гидросистем, работающих на водной эмульсии и воде.

Для управления потоками водной эмульсии или воды в насосно-аккумуляторных гидроприводах прессового оборудования применяют гидрораспределители клапанного типа. Основными узлами таких гидрораспределителей являются *запорно-регулирующие клапаны* (ЗРК), посредством которых обеспечиваются сообщение или герметичное разобщение рабочей полости соответствующего гидроцилиндра с напорной (если клапан напорный) или сливной (если клапан сливной) гидролиниями гидропривода и плавное регулирование расхода рабочей жидкости между входным и выходным каналами клапана (и тем самым скорости движения выходного звена гидроцилиндра и, соответственно, соединенного с ним рабочего оборудования в том или ином направлении) от нуля (при полном перекрытии проходного сечения клапана) до максимального значения (при максимальном открытии проходного сечения клапана).

Запорно-регулирующие клапаны, исходя из их назначения, должны удовлетворять комплексу требований, среди которых в качестве основных можно выделить следующие [2]: 1) отсутствие перетечек рабочей жидкости между входной и выходной полостями клапана при закрытом проходном сечении клапанной пары; 2) обеспечение практически полной герметичности клапанной пары и сохранение регулирующих свойств клапана без ремонта в течение продолжительного периода эксплуатации; 3) обеспечение изменения положения *запорно-регулирующего элемента* (ЗРЭ) клапана относительно седла в полном соответствии с перемещением выходного звена управляющего привода; 4) наличие индивидуального привода ЗРЭ клапана для обеспечения возможности управления им с учетом как характера и величины управляющего сигнала, так и фактических значений параметров работы прессового оборудования (характера изменения и величины давлений в гидролиниях привода, положения и скорости движения перемещаемых устройств и т.п.); 5) минимальная мощность, необходимая для управления ЗРЭ клапана; 6) наличие пропускной способности, достаточной для обеспечения движения перемещаемых устройств с необходимыми максимальными значениями скорости, при приемлемых габаритных размерах и массе.

С учетом указанных требований в УрИЦ спроектированы оригинальные конструкции ЗРК с частично разгруженным от силового воздействия рабочей жидкости ЗРЭ, имеющим двухсторонний (рис. 1, *а*) или односторонний шток (рис. 1, *б*).

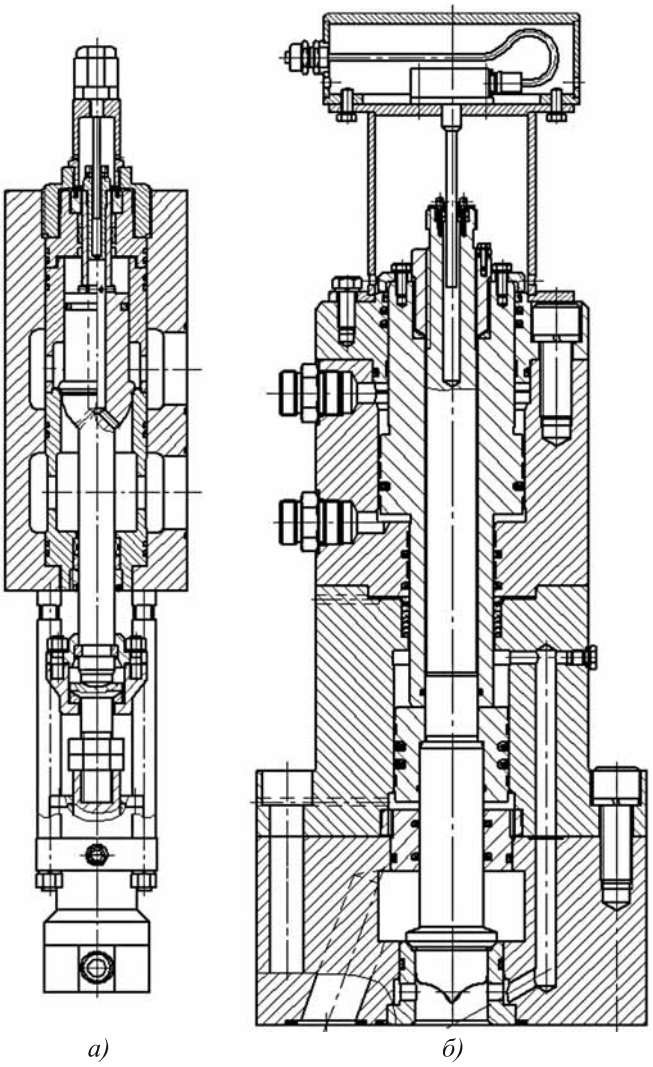


Рис. 1. Конструкция запорно-регулирующего клапана:

а — с двухсторонним штоком (пат. на изобретение № 2334906 RU); *б* — с односторонним штоком (пат. на полезную модель № 96924 RU)

В обеих конструкциях клапанов ЗРЭ имеет разнесенные в пространстве запорную и регулирующую части, что способствует повышению срока службы клапанной пары до нарушения ее герметичности [3]. Клапаны выполнены без разгрузочного элемента (декомпрессора) и характеризуются размерами, выбранными исходя из условия удовлетворения следующих требований: 1) при закрытом проходном сечении клапана напряжения на поверхности контакта запорной фаски ЗРЭ и уплотнительной фаски седла, создаваемые под действием силы давления рабочей жидкости на ЗРЭ, являются достаточными для обеспечения герметичного разделения входного и выходного каналов клапана и в то же время не превосходят значение напряжений, допустимое из условия прочности контактирующих поверхностей; 2) при открытом проходном сечении клапана сила, действующая на ЗРЭ со стороны рабочей жидкости при установленном уровне давления, является достаточной для перемещения ЗРЭ в направлении седла до соприкосновения с ним (если гидроцилиндр управления клапана не оказывает соответствующего сопротивления такому перемещению).

Соединение штока индивидуального гидроцилиндра управления двухстороннего действия, работающего на масле, со штоком ЗРЭ выполняется без зазора в осевом направлении посредством специального шарнирного узла (см. рис. 1, *а*), компенсирующего в определенной степени несовпадение осей соединяемых штоков, или без применения такого узла, благодаря обеспечению соосности штоков конструктивным и технологическим путями (см. рис. 1, *б*).

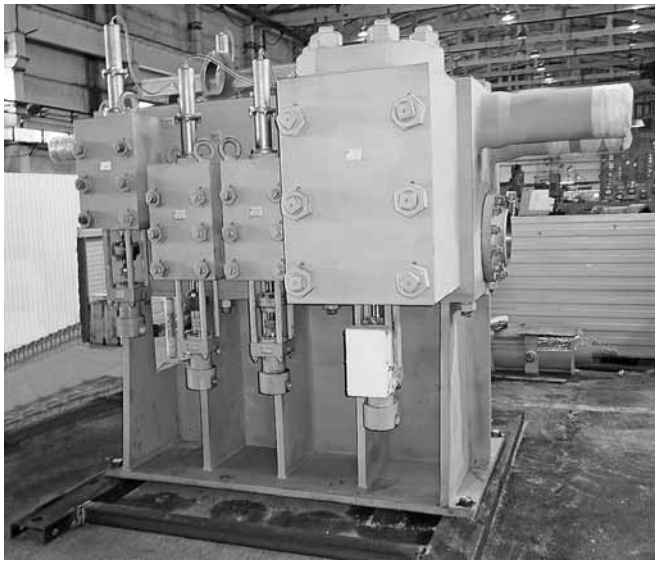


Рис. 2. Гидрораспределитель управления подвижной траверсой ковочного пресса силой 32 МН на участке отгрузки готовой продукции УрИЦ

Клапаны оснащаются датчиками положения ЗРЭ. При использовании клапанов в гидроприводах, в процессе работы которых изменение расхода рабочей жидкости не требуется, клапаны комплектуются бесконтактными индуктивными выключателями, позволяющими контролировать достижение запорным элементом крайних положений, соответствующих закрытому и открытому проходному сечению (рабочему окну) клапана. Такие клапаны выпускаются с регулировочным винтом, позволяющим ограничить на необходимом уровне максимальное перемещение запорного элемента относительно его седла и тем самым выполнить настройку необходимой пропускной способности клапана.

Каждый ЗРК выполняется в индивидуальном корпусе, что позволяет формировать гидрораспределитель с использованием стыкового способа построения и проводить поузловую замену клапанов в случае необходимости их ремонта.

В качестве примера на рис. 2 показан гидрораспределитель, выполненный на основе ЗРК (см. рис. 1, *а*), для управления подвижной траверсой ковочного пресса силой 32 МН, эксплуатируемого в ПАО "Корпорация ВСМПО-АВИСМА" (г. Верхняя Салда). Особенностью этого гидрораспределителя является то, что в его состав включены клапаны наполнения (с диаметром условного прохода 175 мм) центрального и боковых рабочих гидроцилиндров пресса. Каждый из клапанов наполнения выполнен с управлением от индивидуального гидроцилиндра, работающего на масле. При этом запорный элемент клапана наполнения без зазора в осевом направлении соединен со штоком гидроцилиндра управления (рис. 3), что позволяет обойтись в конструкции клапана без пружин, являющихся одним из элементов ненадежности, и осуществлять посредством бесконтактных выключателей контроль за положением запорного элемента. Благодаря этому системой управления пресса блокируется открытие проходного сечения напорных клапанов рабочих гидроцилиндров до полного закрытия проходного сечения клапанов наполнения и таким образом исключаются непроизводитель-

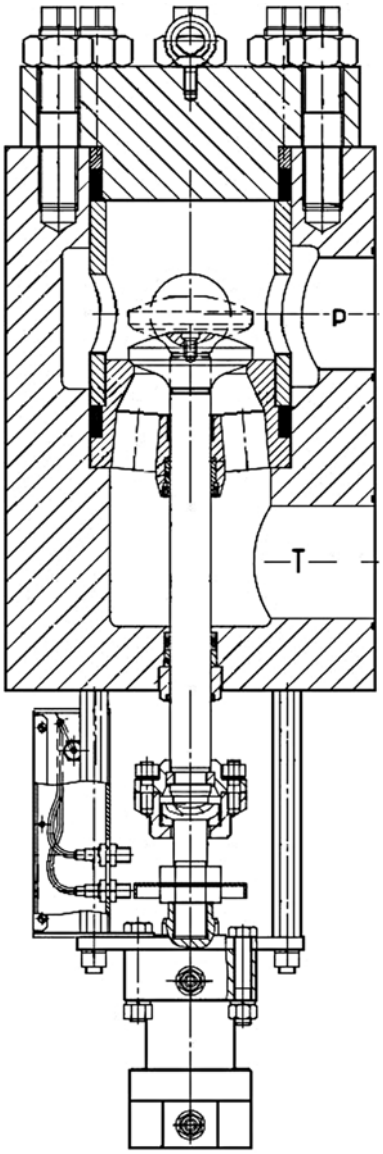


Рис. 3. Конструкция клапана наполнения с диаметром условного прохода 175 мм

ные потери рабочей жидкости высокого давления в насосно-аккумуляторном гидроприводе.

При модернизации гидросистемы горизонтального профильного пресса П8148 силой 63 МН, эксплуатируемого в ПАО "Металлургический завод "Электросталь" (г. Электросталь), по требованию заказчика клапаны наполнения (с диаметром условного прохода 250 мм) выполнены с расположением масляного гидроцилиндра управления со стороны полости высокого давления вместо прежней конструкции с расположением гидроцилиндра управления, работавшего на воде и выполнявшего функцию гидротолкателя, со стороны полости низкого давления, что позволило существенно облегчить обслуживание клапанов и увеличить их межремонтный срок.

Использование ЗРЭ с односторонним штоком (см. рис. 1, *б*) по сравнению с ЗРЭ с двухсторонним штоком (см. рис. 1, *а*) при фиксированном значении диаметра проходного сечения седла клапана и прочих равных условиях обеспечивает повышенную пропускную способность клапана.

В УрИЦ освоено изготовление ЗРК с ЗРЭ с односторонним штоком с диаметром условного прохода от 32 до 70 мм. Клапанные гидрораспределители, укомплектованные такими ЗРК, после модернизации применяют в гидроприводах управления: подвижной траверсой, выталкивателем, контейнеродержателем, гори-

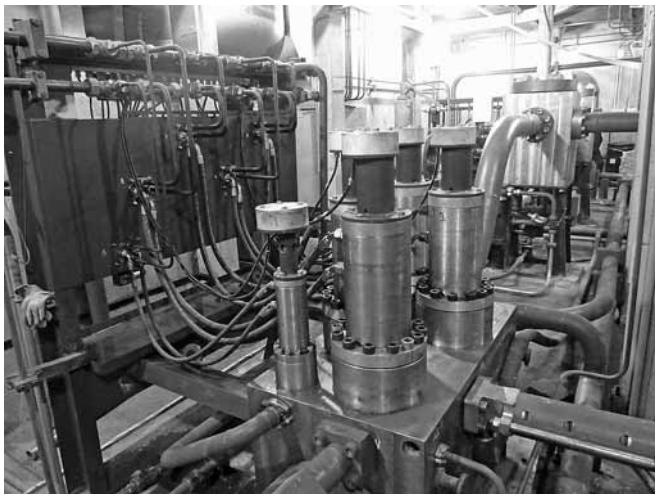


Рис. 4. Фрагмент гидрооборудования гидросистемы штамповочного пресса двойного действия П4654 силой 40/65 МН после модернизации

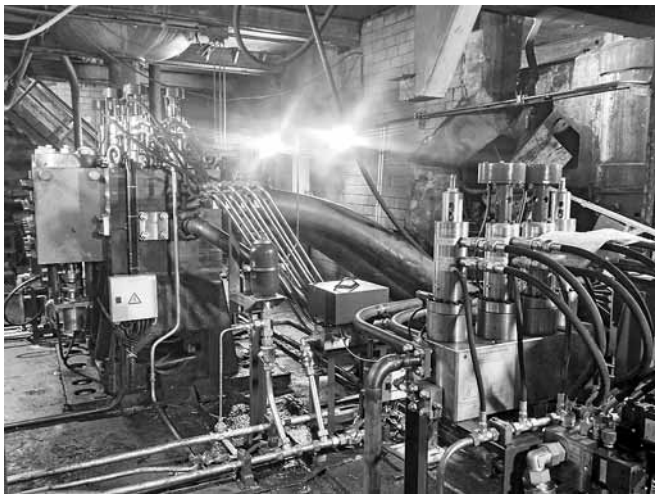


Рис. 5. Фрагмент гидрооборудования гидросистемы ковочного пресса ПА 1343 силой 20 МН после модернизации

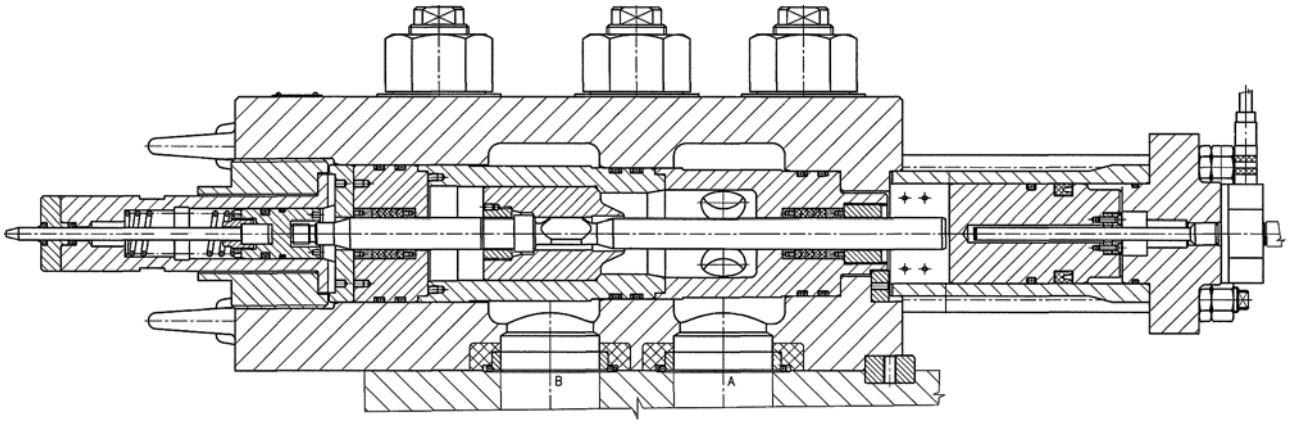


Рис. 6. Конструкция запорно-регулирующего клапана стыкового исполнения с декомпрессором

Рис. 7. Клапанные гидрораспределители управления гидроцилиндрами приводов выталкивателя и стола ковочного пресса силой 32 МН на участке отгрузки готовой продукции УрИЦ

зонтальными ножницами, продольным перемещением инструментальной головки горизонтального профильного пресса П8148 силой 63 МН [4], подвижными траверсами, столом и выталкивателем вертикального штамповочного пресса двойного действия П4654 силой 40/65 МН (ПАО "Уралхиммаш", г. Екатеринбург) (рис. 4), подвижной траверсой и столом ковочного пресса ПА 1343 силой 20 МН (ПАО "Северсталь", г. Череповец) (рис. 5).

В УрИЦ на основании собственных проектных разработок или по предоставляемым заказчиками чертежам производятся также ЗРК стыкового исполнения с разгрузочным элементом (декомпрессором) (рис. 6) и клапанные гидрораспределители моноблочного исполнения (рис. 7).

Помимо клапанных гидрораспределителей накоплен опыт изготовления предохранительно-переливных клапанов с электрическим и пневматическим управлением (рис. 8) для баков наполнения, запорных клапанов (вентилей) (рис. 9), автоматических клапанов для *насосно-*

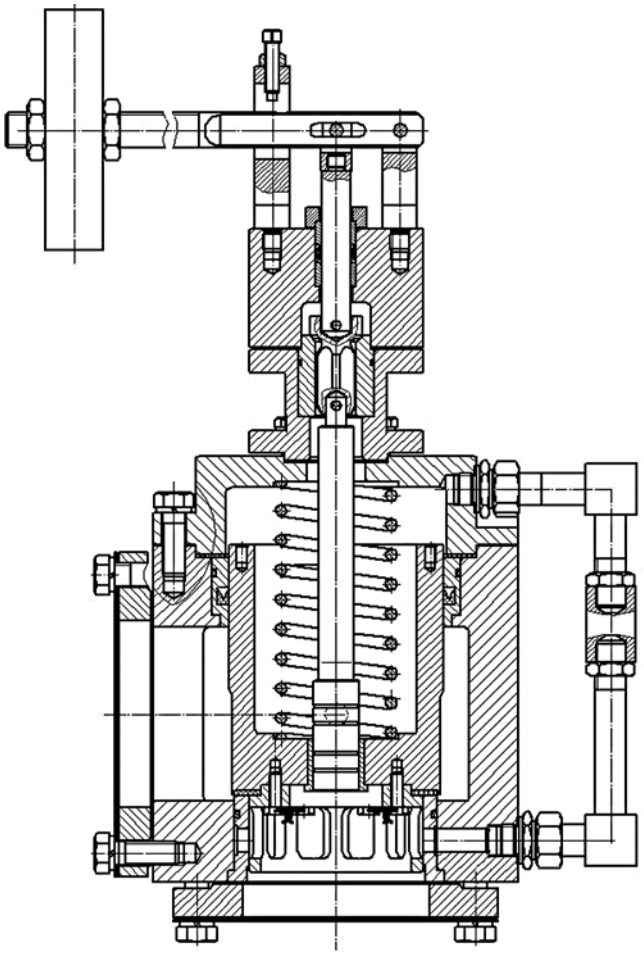


Рис. 8. Конструкция предохранительно-переливного клапана с диаметром условного прохода 150 мм

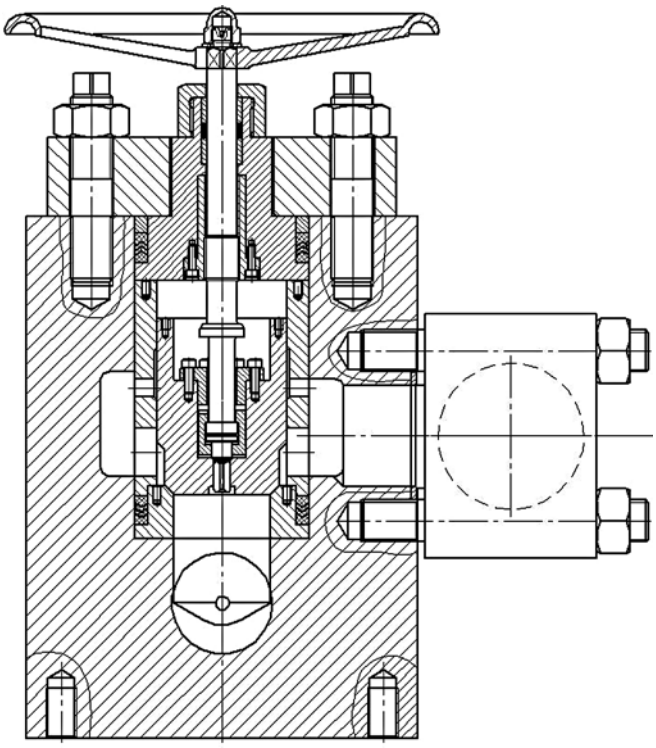


Рис. 9. Конструкция запорного клапана с диаметром условного прохода 100 мм

аккумуляторных станций (НАС) и прессового оборудования (рис. 10), дросселей с пропорциональным управлением (рис. 11), предохранительных и обратных клапанов.

Освоено производство двухклапанных гидрораспределителей с электромагнитным приводом

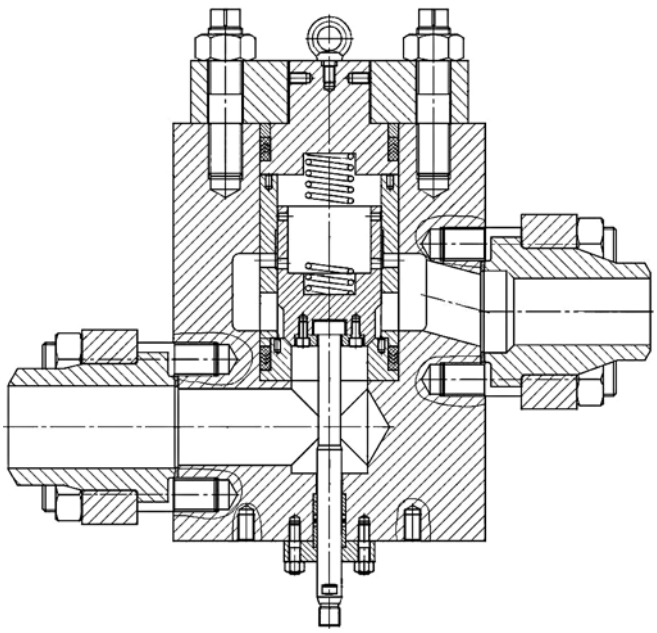


Рис. 10. Конструкция автоматического клапана нижнего уровня с диаметром условного прохода 100 мм

(так называемых электрогидропереключателей) с диаметром условного прохода 10 мм (рис. 12). Указанные гидрораспределители предназначены для сообщения с напорной или сливной гидролиниями полостей гидроцилиндров, работающих на водной эмульсии или на воде и используемых как непосредственно для привода рабочего оборудования машин и механизмов, так и для управления гидравлическими аппаратами большой единичной мощности (например, автоматическими и запорными клапанами, клапанами наполнения и т.п.).

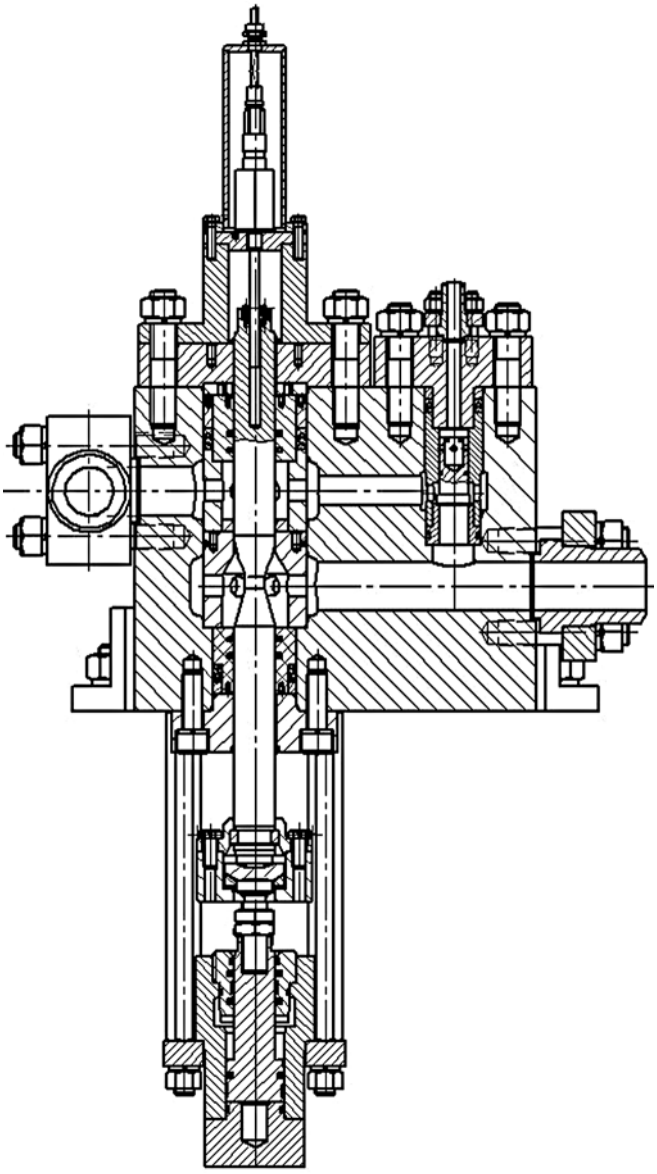
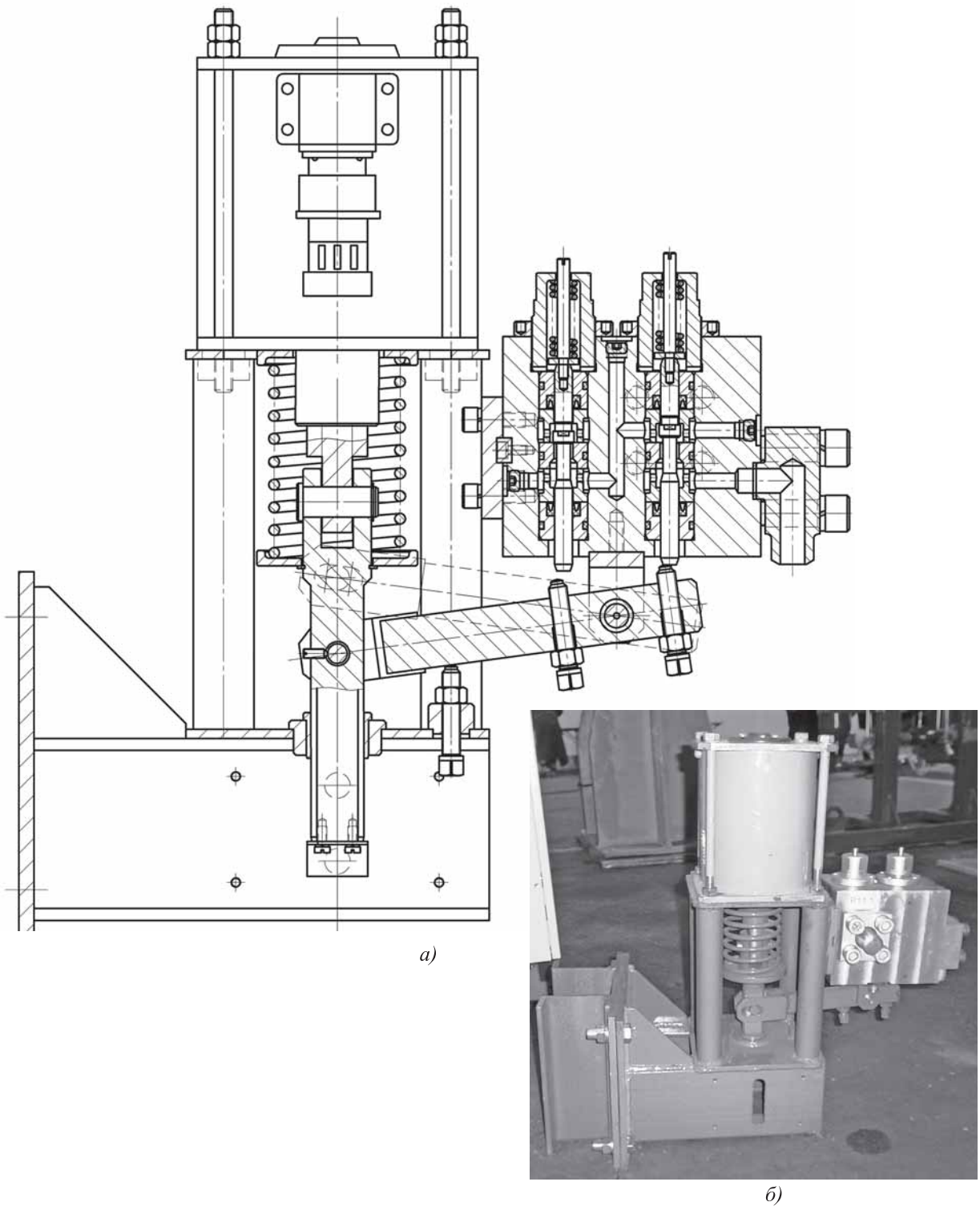


Рис. 11. Конструкция регулируемого дросселя с предохранительным клапаном с гидроуправлением



а)

б)

Рис. 12. Конструкция (*а*) и общий вид (*б*) двухклапанного гидрораспределителя с электромагнитным приводом

Все рассмотренные гидравлические устройства рассчитаны на эксплуатацию при давлении до 32 МПа.

Для фильтрации воды, используемой в качестве рабочей жидкости прессового оборудования и в качестве охлаждающей жидкости в теплообменных аппаратах, предназначенных для охлаждения масла, в УрИЦ изготовляются фильтры и большое число типоразмеров металлосетчатых фильтроэлементов многоразового использования с различной тонкостью фильтрации.

В номенклатуре гидравлических устройств производства УрИЦ имеются масляно-водяные мультипликаторы одностороннего действия, обеспечивающие повышение давления воды до 100 МПа.

Накопленный опыт конструкторской деятельности и имеющаяся производственная база позволяют УрИЦ найти и реализовать на практике технические решения, отвечающие различным требованиям заказчиков.

Заключение. Гидравлические устройства, изготовляемые в ООО "Уральский инжиниринговый центр" для прессового оборудования, работающего на водной эмульсии и воде, охватывают практически всю номенклатуру таких устройств, необходимых для комплектации гидропривода прессовых машин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Реконструкция** ковочного пресса "UNITED" силой 20 МН / М.Е. Гойдо, В.В. Бодров, Р.М. Багаутдинов, Л.Б. Шнайдер // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 4. С. 20—25.

2. **Гойдо М.Е., Бодров В.В., Багаутдинов Р.М.** Запорно-регулирующие клапаны гидроприводов прессов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. № 3. С. 26—32.

3. **Гойдо М.Е., Бодров В.В., Багаутдинов Р.М.** Выбор значений коэффициентов обратной связи электрогидравлической системы управления подвижной траверсой штамповочного пресса на этапе проектирования // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 3. С. 22—30.

4. **Модернизация** гидросистемы и системы управления горизонтального профильного пресса модели П8148 усилием 63 МН / В.В. Бодров, Р.М. Багаутдинов, А.А. Батурин, М.Е. Гойдо // Перспективы развития отечественного кузнечно-прессового машиностроения и кузнечно-штамповочных производств в условиях импортозамещения: сборник докладов и научных статей XII Конгресса "Кузнец-2015". Рязань: ОАО "Тяжпрессмаш", 2015. С. 167—178.

Валерий Владимирович Бодров, канд. техн. наук;
Рамиль Мерсеитович Багаутдинов;
Александр Алексеевич Батурин, канд. техн. наук;
Максим Ефимович Гойдо, канд. техн. наук,
goido@cheltec.ru

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 16.01.2019. Подписано в печать 06.03.2019. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
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.