ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 4 апрель 2008

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора
КЛЕЙЗЕР П.Е.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ Г.П.
ТРУХОВ А.П.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
ГАНЖЕНКО А.Г.

Журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Гини Э.Ч. Тенденции развития литейного производства 3
Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Мочалов С.П., Бедарев С.А., Клопов В.И. Геометрические размеры лабораторных вагранок, шихты и топлива 10
Коберник Н.В. Изготовление износостойких покрытий аргонодуговой наплавкой композиционного материала алюминиевый сплав АК12М2МгН – частицы SiC 13
Ерёмин Е.Н., Филиппов Ю.О., Покровский Д.Г., Лосев А.С., Ерёмин А.Е. Износостойкая наплавка ножей горячей резки металлопроката 17
Крайнев А.Ф. Техника литейного производства (в историческом и логическом развитии) (2-я и 3-я полосы обложки)

Кузнечно-штамповочное производство

Виторский Я.М., Дмитриев В.Я., Комаишко С.Г., Кулик Г.Н., Моисей М.В., Суздаль К.В. Освоение производства колен реактора установок для изготовления полиэтилена высокого давления 20
Бурлаков И.А. Ротационная вытяжка деталей газотурбинных двигателей 27
Езжев А.С., Белокуров О.А., Лёгких А.Н. Разработка технологического процесса штамповки переводников для насосно-компрессорных труб 32

Прокатно-волочильное производство

Филимонов С.В., Филимонов В.И., Филимонов А.В. Автоматизированные линии производства гнутых профилей 39

Материаловедение и новые материалы

Поварова К.Б., Дроздов А.А., Алымов М.И. Тяжелые вольфрамовые сплавы, полученные из нанопорошков 45
Деев В.Б., Селянин И.Ф., Нохрина О.И., Башмакова Н.В. Влияние температурной обработки и электрического тока на свойства алюминиевых сплавов . . 50

Информация

Юркевич С.Н., Прищепов Е.Г., Полякова Т.Л., Мышковец В.Н. Применение покрытия "блестящий хром" для восстановления ремонтных размеров деталей . . . 54

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ

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 "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2008

SCIENTIFIC
TECHNICAL
AND PRODUCTION
JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 4 April 2008

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

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

Editorial Assistants
KLEYZER P.E.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV G.P.
TRUKHOV A.P.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
GANZHENKO A.G.

Journal is registered in State Committee of Russian Federation on printing. The certificate of registration ПИ № 77-12218 from 29.03.02

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 catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Gini E.Ch. Tendencies in evolution of foundry 3
Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Mochalov S.P., Bedarev S.A., Klopov V.I. Geometry of laboratory cupolaes, charge and fuel 10
Kobernik N.V. Manufacturing of wearproof coverings by argon-arc welding fuse a composite material aluminium alloy AK12M2MgN – particles SiC 13
Eremin E.N., Filippov Yu.O., Pokrovsky D.G., Losev A.S., Eremin A.E. Hard surfacing of knives for hot metal cutting 17
Krainev A.F. Technique of production (in historical and logical evolution) (2-nd and 3-d pages of cover)

Forging and Stamping Productions

Vitorsky Ya.M., Dmitriev V.Ya., Komaishko S.G., Kulik G.N., Moisey M.V., Suzdal K.V. Production assimilation of reactor elbow for making high-pressure polyethylene 20
Burlakov I.A. The flow forming and spinning processes for the manufacture of the jet engines components 27
Ezzhev A.S., Belokurov O.A., Legkikh A.N. Development of the technological process of the sub press forming for pump-compressor ducts 32

Rolling and Drawing Productions

Filimonov S.V., Filimonov V.I., Filimonov A.V. Automated lines for roll-formed profiles manufacturing 39

Physical Metallurgy and New Materials

Povarova K.B., Drozdov A.A., Alymov M.I. Heavy tungsten alloys produced from nanopowders 45
Deev V.B., Selyanin I.F., Nokhrina O.I., Bashmakova N.V. Influence of heat treatment and electric current on properties of aluminium alloys 50

Information

Yurkevich S.N., Prishchepov E.G., Polyakova T.L., Myshkovets V.N. Application of coating "bright chromium" for recovery of details repair sizes 54

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2008

Э.Ч. Гини *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Тенденции развития литейного производства

По ежегодным данным журнала "Modern Castings" (США) производство отливок в 35 основных выпускающих их странах мира в начале XXI в. в отличие от предыдущего периода неуклонно возрастало. Суммарный выпуск отливок в этих странах в 2000 г. составлял 63,40 млн т, а в 2005 г. – 85,94 млн т, т.е. за 5 лет увеличился на 35,5 % и превысил максимальный мировой выпуск отливок в конце 70-х годов XX в. (рис. 1).

Точные цифры мирового выпуска отливок в конкретном году неизвестны. В первой сводке журнала "Modern Castings" за 1966 г. были собраны данные по 23 странам, хотя и в числе неназванных стран объем производства отливок был заметным. Не все страны регулярно публикуют информацию об объеме производства отливок, поэтому в каждой приводимой журналом ежегодной сводке было разное число стран, сведения по которым удавалось собрать за прошедший год. Наибольшее число стран в одной сводке – 42, в последние годы – 35. По оценкам [1] объем производства отливок в этих странах составляет более 95 % их общего производства в мире. Далее в статье приведенные конкретные цифры мирового производства отливок означают их суммарный выпуск в 35 основных производящих отливки странах.

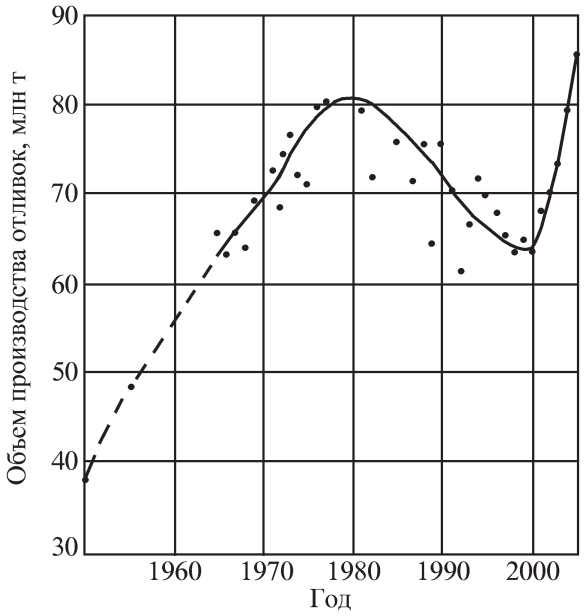


Рис. 1. Изменение объема производства отливок в мире

По прогнозам [1] мировой объем поставок отливок будет и дальше ежегодно возрастать в среднем на 2,4 %. Тогда через 3 года (в 2008 г.) объем выпуска отливок в мире может составить ~ 92,0 млн т.

Однако в росте производства отливок за первые 5 лет XXI в. практически не участвовали основные промышленно развитые страны, такие как США, Япония, Франция, Италия, Великобритания. В Германии за этот период производство отливок заметно возросло от 4,542 до 5,108 млн т, т.е. на 12,4 % (рис. 2). Суммарный выпуск отливок в указанных шести странах за период 2000–2005 гг. увеличился лишь на 1,51 % (от 30,346 до 30,805 млн т) (см. рис. 1, кривая *1*). Такой же процент прироста производства отливок показали в сумме за этот период шесть указанных стран и Канада.

Основной прирост выпуска отливок в мире в начале XXI в. обеспечили развивающиеся страны и страны, пережившие серьезные политические изменения в 1980–1990-х гг., сопровождавшиеся заметным падением или стагнацией промышленного производства.

К первой группе в порядке наиболее быстрого роста экономики относятся такие страны, как Таиланд (рост выпуска отливок за 2001–2005 гг. на 187 %), Китай (соответствующий рост на 122,9 %), Индия (рост на 95,8 %), Бразилия (рост на 64 %), Тайвань (рост на 23,7 %) и др.

Ко второй группе можно отнести такие страны, как Словения (рост на 102,9 %), Словакия (рост на 69,6 %), Россия (рост на 57,1 %), Хорватия (рост на 38,3 %), Венгрия (рост на 29,9 %), Чешская республика (рост на 15,8 %), Украина (рост на ~ 11,0 %) и др.

Во многих промышленно развитых больших и малых странах производство отливок в этот период не

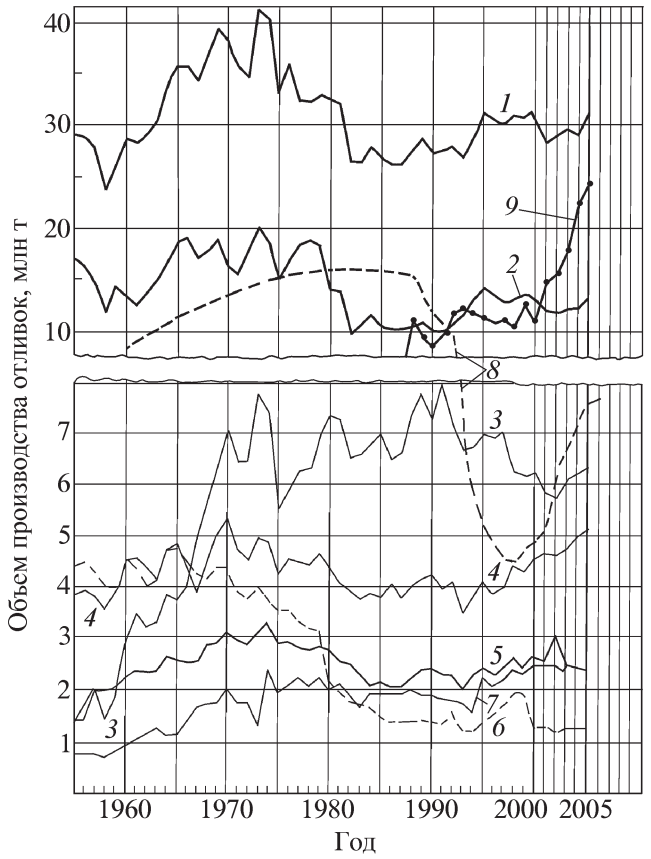


Рис. 2. Изменение объема производства отливок в некоторых странах:
1 – суммарный выпуск отливок в шести развитых странах (*2–7*); *2* – США; *3* – Япония; *4* – Германия (до 1992 г. ФРГ); *5* – Франция; *6* – Великобритания; *7* – Италия; *8* – Россия (до 1991 г. РСФСР); *9* – Китай

претерпело резких изменений, т.е. характеризовалось определенной стабильностью. Колебания выпуска отливок в них относительно среднего уровня за рассматриваемый период не превышало ±10 %.

В 2005 г. по сравнению с 2000 г. отмечено некоторое увеличение выпуска отливок в пределах 10 % (например, в Дании на 7,9 %, в Финляндии на 7,7 %, в Японии на 6,0 %, в Италии на 4,8 %, в Швеции на 5,0 %), либо его снижение (в Великобритании на 3,67 %, в Бельгии на 3,2 %, в США на 1,78 %).

Основные причины "стабилизации" выпуска отливок в определенные периоды у конкретных стран могут быть различны. Более детально этот процесс, особенно его общие объективные закономерности, можно проанализировать на базе систематических статистических материалов по крупным индустриально развитым странам (см. рис. 2).

Изменение суммарного выпуска отливок в этих странах (см. рис. 1) в целом аналогично изменению выпуска отливок в США (см. рис. 2, кривая *2*), так как объем производства отливок в США в разные годы составлял 30...50 % общего их выпуска в шести странах. Однако размах многолетних колебаний суммарного выпуска отливок в ряде случаев был больше, чем их выпуск в США. Это означает, что в рассматриваемых странах, хотя они расположены на трех разных континентах, часто происходят синхронные изменения в производстве отливок. Объединяет эти страны тип экономики (рыночной) и относительно высокий, хотя и разный, уровень промышленного развития, а синхронизация кризисов и подъемов лишь подчеркивает наличие тесных экономических связей в современном мире.

Разная степень индустриализации и некоторые особенности исторического развития этих стран определили различия в более глобальных тенденциях развития после второй мировой войны: рост производства отливок – стабилизация – падение – стабилизация – рост. Здесь уже нет полной синхронизации и не во всех странах картина одинаково четкая.

Раньше всех послевоенный рост выпуска отливок закончился в США (см. рис. 2, кривая *2*) и Великобритании (кривая *6*), экономика которых меньше всего пострадала во время войны. Наиболее затяжные послевоенные подъемы выпуска отливок – в Японии, Франции и Италии (кривые *3*, *5*, *7*) – до середины 1970-х гг. Причем Япония с предпоследнего места среди этих стран по объему производства отливок переместилась на 2-е, после США – итог известного "японского чуда". Аналогичное "немецкое экономическое чудо" (также не без помощи американцев, по "плану Маршалла") обеспечило быстрый рост производства отливок и в ФРГ в 1950-е и 1960-е гг.

Наиболее четко процесс стабилизации производства отливок на максимальном уровне зафиксирован в США, Франции, Италии и Японии. Раньше всего стабилизация наступила в самой промышленно развитой стране – США (~1965 г.), затем во Франции (~1970 г.), в Италии (~1975 г.) и, наконец, в Японии (~1980 г.). После стабилизации на максимальном уровне наблюдалось падение выпуска отливок до более низкого уровня (во Франции и США с конца 1970-х гг., в Италии с начала 1980-х гг., в Японии с начала 1990-х гг.).

В Великобритании и ФРГ сразу за послевоенным подъемом без стабилизации на максимальном уровне производство отливок падало. К концу XX в. наметился небольшой подъем производства отливок во всех рассматриваемых странах, исключая Японию, где продолжалось его падение. Последние годы характеризуются относительно стабильным объемом производства отливок в этих странах, кроме Германии. Там продолжался рост выпуска отливок, начавшийся с середины 1990-х гг. (см. рис. 2, кривая *4*), что можно связать с влиянием фактора объединения ФРГ и ГДР.

Смена различных этапов производства отливок в мире и в отдельных странах закономерна и обусловлена сложным влиянием различных взаимозависимых

факторов, часто действующих в противоположных направлениях. Прежде всего, к ним относятся: уровень промышленного развития, темпы экономического роста, структурные изменения, происходящие в промышленности и отраслях, потребляющих отливки, конкуренция альтернативных методов получения заготовок и др.

Несмотря на отмеченные выше различия в динамике выпуска отливок в отдельных из шести рассмотренных стран, суммарный выпуск отливок в них изменяется более стабильно. После значительного падения суммарного производства отливок в 1970-е гг. наступила определенная стабилизация (см. рис. 2, кривая *1*). Причем, хотя в первой половине 1990-х гг. отмечен некоторый рост производства отливок, годовой их выпуск в последнее десятилетие остался ниже на 25 %, чем в период максимального производства отливок (1969–1974 гг.). И это при том, что общий индекс промышленного производства в этих странах за прошедшие 30 лет существенно вырос.

Значительное уменьшение производства отливок в этих странах в последние десятилетия объясняется комплексом следующих объективных причин [2].

1. Падение темпов роста промышленного производства в этих странах по мере завершения в них интенсивного индустриального развития и "насыщения" рынка основными потребительскими товарами. Темпы дальнейшего роста производства в этом случае обычно приближаются к темпам естественного прироста населения, если нет существенных изменений в структуре производства и потребления или резкой переориентации на виды сырья, энергии, их источники и рынки сбыта продукции.

2. Уменьшение общей металлоемкости промышленного производства вследствие:

– повышения в нем доли электронной, электротехнической и других менее металлоемких отраслей промышленности;

– снижения металлоемкости продукции машиностроения благодаря совершенствованию конструкций изделий и улучшению эксплуатационных свойств металла;

– увеличения доли в общем объеме выпуска более легких машиностроительных отливок из-за сокращения, например, потребностей металлургического производства в изложницах по мере развития непрерывной разливки стали;

– роста доли выпуска отливок из легких сплавов;

– расширения применения заменителей металла, в том числе композитов, пластмасс и др.

Динамика суммарного производства отливок в США, Японии, Германии, Франции, Великобритании, Италии частично отражается и в изменении мирового выпуска литых изделий (см. рис. 1, 2). Так как во многих развитых и развивающихся странах в 60–70-е гг. XX в. происходил устойчивый рост производства отливок, он частично компенсировал падение выпуска в указанных странах, начавшееся в середине 1970-х гг. В результате падение мирового производства отливок началось лишь в конце 1970-х начале 1980-х гг., когда в СССР, в то время крупнейшем в мире производителе отливок, прекратился рост их выпуска и произошла его стабилизация (см., например, аналогичные данные по России, рис. 2, кривая *8*). Быстрый рост производства отливок в последние годы подробно комментировался в начале статьи.

Распределение производства отливок по странам имеет высокую степень концентрации.

Состав первого десятка стран по объему производства отливок в последние годы достаточно стабилен (табл. 1). Всего 11 стран претендовали на место в пер-

1. Страны–лидеры мирового производства отливок в 2000–2005 гг.

№ п/п	Страна	Производство отливок, тыс. т/год		Место в мировом производстве отливок по годам					
		2000 г.	2005 г.	2000	2001	2002	2003	2004	2005
1	США	13129	12826	1	2	2	2	2	2
2	Китай	10955	24421	2	1	1	1	1	1
3	Япония	6276	6656	3	4	3	3	3	4
4	Россия	4850	7620	4	3	4	4	4	3
5	Германия	4542	5108	5	5	5	5	5	6
6	Индия	3120	6111	6	6	6	6	6	5
7	Франция	2665	2342	7	7	7	7	8	9
8	Италия	2425	2541	8	8	8	8	9	8
9	Бразилия	1810	2969	9	10	10	9	7	7
10	Мексика	1761	1788	10	9	9	10	10	11
11	Южная Корея	1651	1899	11	11	11	11	11	10

вой десятке в 2000–2005 гг. В нее входили как промышленно развитые, так и развивающиеся страны из числа крупных производителей отливок. Как правило, это большие страны по численности населения. Самая маленькая по этому показателю страна в списке – Южная Корея (население ~50 млн человек).

Доля суммарного объема производства отливок стран первой десятки в мировом производстве неуклонно повышалась от 79,6 % в 2000 г. до 84,6 % в 2005 г. Повышение доли этой группы стран в мировом выпуске отливок обусловлено быстрым ростом их производства в таких странах, как Китай, Индия, Бразилия и Россия.

Снова начинает возрастать разница в объемах выпуска отливок 1-й и 10-й стран группы лидеров. В 1970–1980 гг., когда наша страна (СССР) была безоговорочным лидером по производству отливок, эта разница была в 14...17 раз [3]. К 2000 г. указанный показатель снизился до 7,4, а к 2005 г., когда Китай вырвался существенно вперед (см. рис. 2, кривая *9*) увеличился до 12,86.

Не менее интересны данные производства отливок на душу населения (табл. 2) – показателю более точно, чем просто объем выпуска отливок, характеризующему сопоставимый уровень промышленного развития тех или иных стран [3, 4].

Состав стран в табл. 2 менее стабилен, чем в табл. 1. В десятке лидеров по производству отливок на душу населения за указанные годы 13 стран. Главные отличия состава стран в табл. 2 следующие:

– полное отсутствие развивающихся стран, даже таких крупных, как Китай, Индия, Бразилия, присутствовавших все годы в табл. 1;

– наличие небольших стран, таких как Чехия, Австрия, Швеция и Словения. Но ничего удивительного в этом нет. Первые три страны давно известны своей развитой промышленностью, а Словения входит в число наиболее быстро развивающихся стран в последние годы.

Неоднократно отмечено, что по мере индустриального развития разных стран их удельные показатели (производство отливок на душу населения) сближаются [3–5]. В итоге в развитых странах с приблизительно одинаковым набором отраслей, потребляющих литые заготовки, эти показатели достаточно близки. А резкие различия в годовых объемах производства в таких крупных и малых странах оказываются связанными, главным образом, с разной численностью населения в них. Если в начале 1950-х гг. разница в этом показателе для шести рассмотренных стран была больше, чем в 10 раз, то в 1999–2000 гг. указанная разница сильно сократилась и составляла всего 1,5–1,6 раза.

Разница в значениях удельного показателя для стран 1-й десятки в 2000–2005 гг. (см. табл. 2) изменяется от 1,60 до 2,18, что свидетельствует о сопоставимом уровне промышленного развития указанных стран. Следует подчеркнуть, что при этом, например, в 2005 г. по сравнению с крупнейшей по населению страной в списке – США (~300 млн человек), население Швеции меньше в 33 раза, Австрии в 36 раз, а объем производства отливок меньше в 37,7 и 37,6 раза соответственно.

Таким образом, вполне обоснован не только дальнейший рост производства отливок по мере промышленного развития таких стран, как Китай, Индия и

2. Страны–лидеры выпуска отливок на душу населения в 2000–2005 гг.

№ п/п	Страна	Выпуск отливок, кг/(чел·год), по годам		Место в выпуске отливок на человека по годам					
		2000	2005	2000	2001	2002	2003	2004	2005
1	Тайвань	58,29	64,13	1	2	2	2	2	2
2	Германия	55,25	61,60	2	3	3	3	3	3
3	Япония	49,49	52,30	3	5	9	4	5	5
4	США	47,69	42,98	4	7	8	9	7	7
5	Франция	45,24	39,04	5	6	4	8	8	10
6	Чехия	43,60	50,93	6	4	6	6	4	6
7	Италия	41,88	42,14	7	8	7	7	9	8
8	Словения	40,43	81,57	8	1	1	1	1	1
9	Австрия	36,66	41,80	9	10	11	11	10	9
10	Швеция	36,65	38,21	10	13	13	12	12	12
11	Южная Корея	35,12	38,99	11	12	12	10	11	11
12	Испания	34,50	31,61	12	9	10	14	13	13
13	Россия	33,40	53,13	13	11	5	5	6	4

Бразилия (см. табл. 1), но и выход в перспективе Индии на ведущие позиции в мире вслед за Китаем. Логично также состоявшееся перемещение России на место перед Японией и предсказание того, что Бразилия в будущем может занять место вслед за США. Конечно, все это справедливо, если сегодняшнее соотношение численности населения рассматриваемых стран существенно не изменится.

Сопоставление выпуска отливок в России [5, 6] и в шести рассмотренных странах (см. рис. 2) показало, что еще в 1980-е гг. он был выше , чем в любой из этих стран, в том числе и США. Причем население страны (в то время РСФСР) было в 2 раза меньше, чем в США, объем промышленного производства по данным ЦСУ СССР был почти в 2,5 раза ниже. Существенное превосходство в производстве отливок было обусловлено объективными и во многом субъективными причинами.

Среди объективных причин следующие:

– различие в масштабах территории рассматриваемых стран, что влекло за собой повышенные затраты на ее обслуживание (дороги, транспорт, другие коммуникации);

– смещение идентичных этапов экономического развития по времени, что выражалось в разной значимости отдельных отраслей, потребляющих отливки, в конкретный период. В СССР до конца 1970-х гг. продолжался этап относительно интенсивного промышленного развития. В шести рассмотренных странах этот этап закончился раньше.

Важные субъективные причины:

– недостаточное развитие в то время в стране конкурирующих отраслей по материалам и технологиям изготовления заготовок (производство профильного проката, цветной и порошковой металлургии, непрерывной разливки стали, производства пластмасс, как заменителей металла и др.);

– завышенная масса литых деталей аналогичных типов машин в сравнении с зарубежными из-за пониженных свойств литого металла и культуры производства отливок;

– особенности социальной и технической политики, проводимой в ряде отраслей промышленности, что сопровождалось повышением массы потребляемых литых деталей (сдерживание производства индивидуальной техники – легковых автомобилей, мотоциклов, легкой строительной и сельхозтехники; предпочтительный выпуск грузовых автомобилей повышенной грузоподъемности и т.д.).

Эти вопросы подробно изложены в работе [5].

Поэтому отмеченное превосходство России в выпуске отливок в тот период нельзя считать положительным, а уменьшение объема их производства в 1990-е гг. – однозначно отрицательным. Падение выпуска отливок началось еще в середине 1980-х гг. (см. рис. 2), когда наше промышленное производство, хотя и замедленными темпами, продолжало расти. Например, среднегодовые темпы прироста промышленной продукции в 1986–1990 гг. составляли 2,5 %, тогда как в 1971–1975 гг. – 7,4 %. Падение выпуска отливок в тоннах при росте промышленного производства отражало положительное влияние факторов, объединяемых общим последствием – опережающим уменьшением металлоемкости промышленной продукции.

В 1990-е гг. к влиянию этих факторов добавилось резкое падение всего промышленного производства, вызванное политическими изменениями в стране и мире, что естественно сопровождалось обвальным снижением объема выпуска отливок. Однако, несмотря на драматизм ситуации, сокращение производства в различных отраслях было неравномерным и обуславливалось разными причинами.

Разрядка международной напряженности и, как следствие, сокращение расходов на оборону привели к снижению в середине 1990-х гг. производства традиционной военной техники более чем на 60 %. В остальных отраслях сильнее всего уменьшилось производство продукции, которая была мало пригодна для индивидуального использования физическими лицами, оказавшимися на время основными потребителями на новом рынке (например, производство мощных тракторов, большегрузных автомобилей упало в 8–12 раз). Сюда же относились изделия устаревших моделей и параметров, ощутивших сильную конкуренцию более современных иностранных товаров, появившихся на нашем рынке.

Меньше всего пострадали: топливно-энергетический комплекс – ТЭК (производство электроэнергии упало только на 21,8 %, добыча угля на 35,4 %, а газа – на 3,7 %), выплавка цветных металлов, предприятия, обслуживающие железнодорожный транспорт, производство автобусов для муниципального транспорта, сдерживаемый ранее выпуск легковых автомобилей и т.д. Другими словами, в процессе резкого падения промышленного производства происходила его определенная объективно необходимая реструктуризация.

Динамика изменения выпуска отливок в России (см. рис. 2, кривая *8*) показала, что во второй половине 1990-х гг. падение производства в отраслях, потребляющих литые детали, закончился. Минимальный объем производства в стране был в 1997 г. (4,5 млн т), после чего он стал быстро увеличиваться и в 2005 г. рост выпуска от низшего уровня составил 69,3, а в 2006 г. – 70,0 %. Однако последний процесс не простое восстановление производства отливок после кризиса.

В 2006 г. ВВП страны уже почти достиг уровня докризисного 1990 г., а промышленное производство составило ~80 % от соответствующего объема в 1990 г. При простом воспроизведении в 2006 г. ситуации 1990 г. по структуре потребления отливок, а их выпуск составил бы около 10,0 млн т, а не так как реально 7,68 млн т. Это свидетельствует о существенных структурных изменениях, происходящих также в производстве отливок.

Литейное производство отливок России унаследовало от советского периода структуру выпуска отливок по сплавам, заметно отличавшуюся от имевшейся в других крупных промышленно развитых странах. Не повторяя подробный анализ [7], отметим основные различия в структурах в 1990 г.:

– большое превышение доли стальных отливок в общем объеме. В России – 24,2 % (табл. 3); средневзвешенный процент по шести странам – 7,6 %, при максимуме в США – 10 %, минимуме в Италии – 4,9 % (табл. 4);

– отставание в производстве отливок из высокопрочного чугуна (ВЧ). В России доля ВЧ в общем объеме отливок из чугуна – 3,3 %; средневзвешенный процент по шести странам – 31,4 %, при максимуме во Франции – 46,1 %, минимуме в Италии – 12,9 %;

– отставание в производстве отливок из цветных сплавов. В России – 6,4 %; средневзвешенный процент по шести странам – 15,4 %, при максимуме в Италии – 28,1 %, минимуме во Франции 12,8 %.

Если говорить о продолжающихся тенденциях изменения рассматриваемой структуры в промышленно развитых странах, то это прежде всего:

– продолжающийся рост доли ВЧ в общем объеме отливок из чугуна. Средневзвешенный процент по шести странам в 2005 г. – 43,6 %, причем во Франции это уже более 50 %, а в США – близко к 50 %;

– возрастание доли отливок из цветных сплавов в общем объеме. Средневзвешенный процент по шести странам в 2005 г. – 22,7 %, при одновременном увеличении в цветных сплавах доли алюминиевых сплавов;

– в общем объеме отливок из цветных сплавов появляется статистически значимая доля магниевых сплавов, хотя, например, во Франции и Великобритании сведения по отливкам из магниевых сплавов пока еще включают в общую графу с алюминиевыми сплавами;

– сокращение доли отливок из энергоемкого ковкого чугуна (КЧ), вытесняемого более экономичным ВЧ. Средневзвешенный процент по шести странам в 2005 г. – 0,9 %. В середине прошлого века эта величина была более 6,0 %.

Такие же тенденции отчетливо проявляются и в изменении структуры выпуска отливок по сплавам и в России, за исключением доли отливок из КЧ, которая у нас за прошедшие годы остается практически неизменной.

С 1990 по 2005 г. в России доля ВЧ в чугунном литье возросла в 4,18 раза, отливок из цветных сплавов в общем объеме их производства – в 2,5 раза. Увеличился процент алюминиевых сплавов в объеме отливок из цветных сплавов. И наоборот снизилась на 54 % доля стальных отливок. Причем существенные изменения происходили не только в период подъема экономики, но и в годы спада производства. Последнее характерно и для других стран и обусловлено тем, что обычно кризис меньше затрагивает прогрессивные, более эффективные сферы. В данном случае эффект особенно заметен на примере роста абсолютного объема и доли выпуска отливок из ВЧ (см. табл. 3).

Таким образом, совершенно очевидно – происходит интенсивное сближение структуры выпуска отливок по типам сплавов в России с другими промышленно развитыми странами.

В России выпуск отливок на душу населения после минимального значения в 1997 г. (~30 кг/чел) значительно увеличился и является оптимальным на современном этапе для развитых стран.

Отмеченные тенденции в развитии литейного производства России в ближайшие годы будут сохраняться, что отвечает общим закономерностям развития техники и технологии.

3. Изменение структуры выпуска отливок по типу сплава в России в 1990–2005 гг.

Год	Размерность	Всего отливок	Всего чугуна	СЧ	ВЧ	КЧ	Легированный чугун	Сталь	Всего цветных сплавов	Алюминиевые сплавы	Магниевые сплавы	Медные сплавы	Цинковые сплавы	Другие сплавы
1990	тыс. т	13394	9295	8478	308	509	–	3241	857	535	–	–	–	–
	%	100	69,4					24,2	6,4	4,0				
			100	91,2	3,3	5,5			100	62,4				
2000	тыс. т	4850	3500	–	420	–	–	960	390	–	–	–	–	–
	%	100	72,2		8,6			19,8	8,0					
			100		12,0				100					
2005	тыс. т	7620	5200	3480	720	280	720	1200	1220	920	70	160	20	50
	%	100	68,2	45,7	9,4	3,7	9,4	15,7	16,1	12,1	0,9	2,1	0,3	0,7
			100	66,9	13,8	5,4	13,9		100	75,4	5,7	13,1	1,7	4,1

4. Изменение структуры выпуска, %, отливок по типу сплава в различных странах

Страна	Год	Всего отливок	Всего чугуна	СЧ	ВЧ	КЧ	Сталь	Всего цветных сплавов	Алюминиевые сплавы	Магниевые сплавы	Медные сплавы	Цинковые сплавы	Другие сплавы
США	1990	100	75,7				10,0	14,3					
			100	59,6	37,2	3,2		100	68,3	0,7	14,9	14,6	1,4
	2000	100	70,1				9,3	20,6					
			100	55,7	42,3	2,0		100	68,4	2,5	10,8	11,5	6,8
	2005	100	68,0				10,0	22,0					
			100	50,8	48,3	0,9		100	73,4	3,6	10,3	11,0	1,7
Япония	1990	100	78,8				6,6	14,6					
			100	70,9	24,6	4,5		100	83,9	0,01	10,4	5,3	0,4
	2000	100	74,5				4,2	21,3					
			100	55,8	42,3	1,99		100	90,1	0,006	6,5	2,8	0,6
	2005	100	71,5				4,2	24,3					
			100	58,5	40,3	1,2		100	91,2	–	6,0	3,3	0,5
ФРГ	1990	100	79,3				5,2	15,5					
			100	68,1	28,4	3,5		100	72,3	1,0	13,8	11,4	1,5
Германия	2000	100	77,8				3,7	18,5					
			100	61,7	37,3	1,0		100	76,6	2,5	10,8	9,4	0,7
	2005	100	78,5				3,9	17,6					
			100	61,6	37,1	1,3		100	81,9	3,0	9,4	6,3	0,4
Франция	1990	100	81,2				6,0	12,8					
			100	53,0	46,1	0,9		100	77,2		8,2	13,3	1,3
	1999	100	80,7				5,5	13,8					
			100	51,5	48,0	0,5		100	81,7	–	7,0	10,1	1,2
	2005	100	79,3				4,8	15,9					
			100	48,3	51,6	0,1		100	85,3		7,0	6,7	1,0
Великобритания	1900	100	78,4				7,9	13,7					
			100	62,2	35,6	2,2		100	57,2		20,6	22,2	–
	1999	100	84,2				5,1	10,7					
			100	54,1	44,2	1,7		100	82,0	0,7	7,9	9,4	–
	2005	100	71,8				8,9	19,3					
			100	58,7	40,0	1,3		100	84,5		6,1	8,6	0,8
Италия	1989	100	67,0				4,9	28,1					
			100	84,5	12,9	2,6		100	71,7	0,3	16,1	11,6	0,3
	2000	100	59,3				3,2	37,5					
			100	70,9	28,2	0,9		100	74,8	1,0	13,6	10,5	0,1
	2005	100	56,8				2,9	40,3					
			100	63,9	35,5	0,6		100	83,8	1,2	1,6	6,8	6,6
По шести странам	1990*	100	77,0	50,4	24,2	2,4	7,6	15,4	11,3	0,1	2,1	1,8	0,1
			100	65,3	31,4	3,3		100	73,4	0,5	13,5	11,6	1,0
	2000**	100	73,0	41,8	30,0	1,2	6,4	20,6	15,7	0,3	2,1	1,9	0,6
			100	57,3	41,1	1,6		100	76,1	1,6	10,1	9,1	3,2
	2005	100	70,6	39,1	30,8	0,7	6,7	22,7	18,4	0,5	1,7	1,7	0,4
			100	55,5	43,6	0,9		100	81,0	2,0	7,6	7,5	1,9

*Данные по Италии за 1989 г.

**Данные по Франции и Великобритании за 1999 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кен Керджин.** Прогноз развития литейного производства в мире // Литейное производство. 2006. № 8. С. 34.
2. **Баландин Г.Ф., Беликов О.А., Гини Э.Ч. и др.** Литейное производство за рубежом // Справочник. Инженерный журнал. 2000. № 6. С. 15.
3. **Гини Э.Ч.** О пользе систематической статистики по литейному производству // Литейное производство. 1997. № 11. С. 36.
4. **Гини Э.Ч.** Литейное производство в XX веке. Анализ итогов // Литейное производство. 2002. № 7. С. 6.
5. **Гини Э.Ч.** Литейное производство России среди других промышленно развитых стран // Литейное производство. 2005. № 11. С. 2.
6. **Дибров И.А.** Состояние и перспективы развития литейного производства России // Литейщик России. 2005. № 5. С. 6.
7. **Гини Э.Ч.** Прогноз некоторых тенденций развития литейного производства России // Литейное производство. 1995. № 11.

Энрико Челсович Гини, канд. техн. наук

И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.П. Мочалов, С.А. Бедарев, В.И. Клопов *(Сибирский государственный индустриальный университет, ЗАО "Изолит", г. Новокузнецк)*

Геометрические размеры лабораторных вагранок, шихты и топлива

Показано влияние высоты вагранки на высоту холостой колоши и на глубину кислородной зоны. Для вагранок необходимо согласовывать их высоту с размерами кусков шихты, удельными расходами кокса и дутья.

This article is dedicated the influence of the cupola height on the bed charge height and on the depth of oxygen zone. It is necessary to adjust cupolas height with sizes of pieces of charge, coke rate and blowing.

В работе [1] дана эмпирическая зависимость, связывающая высоту холостой колоши ($H_{х.к}$) с внутренним диаметром вагранки ($Д_в$)

$$H_{х.к} = 0{,}45 + 0{,}7Д_в. \quad (1)$$

Зависимость (1) справедлива для высот ($H_в$) вагранок и их диаметров ($Д_в$) в соответствии с нормальным рядом, приведенным ниже:

$Д_в$, м	0,85	1,10	1,35	1,70	2,10	2,65
$H_в$, м	5,0	5,25	5,50	5,85	6,35	6,80
$H_{х.к}$, м по (1)	1,05	1,22	1,39	1,64	1,95	2,25

Для производственных печей размер кусков шихты примерно одинаков. В состав шихты входит: неразделанный чушковый передельный и литейный чугуны, бой изложниц, собственный возврат, чугунный и стальной лом. Для прогрева такой шихты при плавке высота шахты должна составлять $H_ш$ = 3,8...4,0 м при расходах кокса K = 14...15 % и дутья q = = 110...120 м^3/(м^2·мин); размер кусков кокса $Д_к$ = = 40...80 мм.

Лабораторные вагранки и вагранки участков художественного литья не могут иметь высоту шахты $H_ш \approx$ ≈ 3,8...4,0 м из-за небольшой высоты данных участков и диаметров печей (меньше 0,85 м). Для таких вагранок необходимо согласовывать их высоту с размерами кусков шихты, кокса, удельными расходами кокса и дутья.

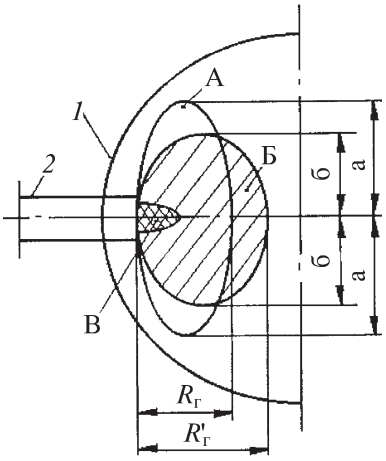
В области фурм у вагранок отсутствует зона разрыхления коксовой насадки из-за недостаточной кинетической энергии дутья. Газовые потоки в этой области движутся потенциально [1].

При потенциальном течении размеры очага горения (рисунок, зона А) по всем координатным осям одинаковы $R_г = a = h$, где h – размер очага по вертикальной оси. С увеличением скорости дутья у торца фурмы появляется зона В, которая имеет бóльшую порозность, чем порозность глубинных областей коксовой насадки, что приводит к увеличению радиального размера очага горения ($R'_г > R_г$) и уменьшению размера в поперечном направлении б < а (зона Б).

Глубина кислородной зоны ($h_{к.з}$) определяется аналитической зависимостью [2]

$$h_{к.з} = 1{,}41Д_к \mathrm{Re}^{0,2}, \quad (2)$$

где $Д_к$ – средний размер кусков кокса; $\mathrm{Re} = \frac{Д_к v_0}{\nu} \frac{T_г}{T_0} \frac{1}{1-\varepsilon_к}$; v_0 – скорость в пустой шахте; ν – кинематическая вязкость; $T_г$, T_0 – температура соответственно газа и дутья; $\varepsilon_к$ – порозность слоя (отношение объема пор к общему объему слоя).



Газовые потоки в области фурм

Для малых вагранок средний размер кусков кокса будет меньше, чем для производственных печей. Учитывая, что критерий Рейнольдса должен быть одинаков для лабораторных и производственных вагранок, из выражения (2) имеем

$$h^{л}_{к.з} = h^{п}_{к.з}\,\frac{Д^{л}_{к}}{Д^{п}_{н}}\left(\frac{Re_{1л}}{Re_{1п}}\right)^{0,2}, \qquad (3)$$

где индексы "л и "п" относятся соответственно к лабораторным и промышленным печам.

Для определения параметров воздуходувной установки необходимо определить падение давления (Δp) в слое кокса и шихтовых материалов, находящихся в шахте печи до уровня засыпки. По работе [1] падение давления равно:

$$\Delta p = \psi\,\frac{1-\varepsilon}{\varepsilon^3}\,\frac{H}{Д}\,\frac{T_г}{T_0}\,\frac{\rho v_0^2}{2}, \qquad (4)$$

где H – высота слоя; ρ – плотность воздуха при нормальных условиях; ψ – коэффициент сопротивления:

$$\psi = 3{,}61 + \frac{300}{Re}. \qquad (5)$$

Общее падение давления в слоях кокса и шихты равно

$$\Sigma\Delta p = \Delta p_к + \Delta p_ш = \left(\psi_к\,\frac{H_{х.к}}{Д_к}\,\frac{T_{г.к}}{T}\,\frac{1-\varepsilon_к}{\varepsilon_к^3} + \psi_ш\,\frac{H_ш}{Д_ш}\,\frac{T_{г.ш}}{T_0}\,\frac{1-\varepsilon_ш}{\varepsilon_ш^3}\right)\frac{\rho v_0^2}{2}, \qquad (6)$$

где $T_{г.к}$, $T_{г.ш}$ – температура соответственно кокса и шихты в очаге горения.

Используя для расчета формулу (2), следует учитывать, что $h_л$ не может быть больше $Д_в$ в выражении (3). Для производственных вагранок $h_{к.з}$ = 0,35...0,40 м. Меньшие значения относятся к скоростям выхода дутья из фурм $v_{ср}$ = 25...30 м/с, большие – $v_{ср}$ = = 45...50 м/с.

Для определения связи между высотой зоны нагрева шихты ($H_{шл}$) лабораторной вагранки и средним размером кусков шихты ($Д_{шл}$) необходимо проанализировать выражение для относительной высоты этой зоны*

$$B = \frac{1-\exp[-1(1-W_1/W_2)(\alpha F/W_1)]}{1-(W_1/W_2)\exp[-1(1-W_1/W_2)(\alpha F/W_1)]}, \qquad (7)$$

где W_1, W_2 – удельные теплоемкости соответственно газа и шихты; α – коэффициент теплообмена, отнесенный к поверхности куска шихты; F – площадь теплообмена:

$$F = 6(1-\varepsilon_ш)\frac{H_{шл}}{Д_{шл}}, \qquad (8)$$

где $H_{шл}$ – высота зоны нагрева; $\varepsilon_ш$, $Д_{шл}$ – соответственно порозность слоя и средний размер кусков шихты.

В соответствии с первой теоремой для подобных теплофизических процессов безразмерные критерии и числа должны быть равны:

$$B_л = B_п;\ \frac{W_{1л}}{W_{2л}} = \frac{W_{1п}}{W_{2п}}; \qquad (9)$$

$$\frac{\alpha_л F_л}{W_{1л}} = \frac{\alpha_п F_п}{W_{1п}}. \qquad (10)$$

Из (9) имеем

$$W_{1л} = \frac{W_{2л} W_{1п}}{W_{2п}}. \qquad (11)$$

Подставляя (11) в (10), получаем

$$\frac{\alpha_л F_л}{W_{2л}} = \frac{\alpha_п F_п}{W_{2п}}. \qquad (12)$$

Из выражений (9) – (12) получаем равенства

$$W_{2л} = W_{2п};\ W_{1л} = W_{1п};\ \alpha_л F_л = \alpha_п F_п. \qquad (13)$$

По Б.И. Китаеву

$$\alpha = \alpha_V\,\frac{Д_ш}{7{,}5(1-\varepsilon_ш)}, \qquad (14)$$

* Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. М., 1977.

Исходные и расчетные параметры лабораторных вагранок

$Д_в$, м	$H_в$, м	$H^л_{х.к}$ (1), м	$h^л_{к.з}$ (2), м	$Д_{кл}$, м	$Д_{шл}$ (16), м	$\Delta p_к \cdot 10^{-5}$, Па (6)	$\Delta p_ш \cdot 10^{-5}$, Па (6)	$\Sigma\Delta p \cdot 10^{-5}$, Па (6)
0,20	2,2	0,601	0,175	0,03	0,0314	0,130	0,081	0,211
0,25	2,4	0,617	0,175	0,03	0,0366	0,134	0,075	0,209
0,30	2,6	0,633	0,175	0,03	0,0396	0,137	0,076	0,213
0,35	2,8	0,645	0,175	0,03	0,044	0,140	0,078	0,218

где $\alpha_V = 186 v_0^{0,9} \overline{T}_г Д_ш^{-0,75} M$ – коэффициент теплоотдачи, отнесенный к 1 м^3 слоя шихты; $\overline{T}_г$ – средняя температура газа в зоне теплообмена; M – доля мелочи в шихте.

Используя выражения для α_V и (14), равенства (9), (12), (13), имеем искомую зависимость

$$\left(\frac{Д_{шл}}{Д_{шп}}\right)^{0,75} = \frac{H_{шл}}{H_{шп}}. \qquad (15)$$

Для всего нормального ряда вагранок и доменных печей высота подогрева шихты $H_{д.п} = 4$ м. Подставляя это значение в (15), получаем

$$Д_{шл} = Д_{шп}\left(\frac{H_{шл}}{4}\right)^{1,33} = 0,158 Д_{шп} H_{шл}^{1,33}. \qquad (16)$$

В таблице дана взаимосвязь исходных и искомых параметров для лабораторных вагранок.

Для расчета были использованы следующие постоянные параметры: $T_{г.к} = 2100$ К; $T_{г.ш} = 1200$ К; $\varepsilon_к = 0,5$; $\rho = 1,3$ кг/м^3; $v_0 = 2,0$ м/с; $H_{шп} = 4$ м; $h^п_{к.з} = 0,4$ м. Воздуходувная установка с учетом потерь давления в воздухопроводной системе должна иметь номинальные параметры: $p = 350$ мм вод. ст.; $Q = 3 \cdot 10^3$ м^3/ч.

В лаборатории Сибирского государственного индустриального университета установлена вагранка с внутренним диаметром $Д_в = 0,219$ м и полезной высотой $H_в = 2,4$ м. Вагранка обслуживается вентилятором ($p = 400$ мм вод. ст.) с $Q = 3 \cdot 10^3$ м^3/ч.

Для плавок используется металлургический кокс и шихта с размерами кусков $Д_{кл} = 0,02...0,04$ м; $Д_{шл} = 0,03...0,05$ м.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Селянин И.Ф., Маркс Г.Л.** Ваграночный процесс с оптимальным распределением дутья по высоте зоны горения. Новокузнецк: Изд-во СибГГМА, 1996. 218 с.

2. **Селянин И.Ф., Степанов А.И.** К расчету объема зон горения в шахтных печах // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 12. С. 12–14.

Иван Филиппович Селянин, д-р техн. наук;
Андрей Владимирович Феоктистов, канд. техн. наук;
Сергей Павлович Мочалов, д-р техн. наук;
Сергей Александрович Бедарев, инженер;
Виктор Иванович Клопов, главный инженер

Подписка на журнал

«Заготовительные производства в машиностроении»

на II полугодие 2008 г.

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

По всем вопросам обращайтесь в редакцию журнала.

Тел.: (495) 268-47-19, факс: (495) 269-48-97
E-mail: zpm@mashin.ru

Подписку можно также **оформить в любом почтовом отделении.**

Подписные индексы: **81580** – *в каталоге «Роспечать»;*
39205 – *в каталоге «Пресса России»;*
60261 – *в каталоге «Почта России»*

Н.В. Коберник *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Изготовление износостойких покрытий аргонодуговой наплавкой композиционного материала алюминиевый сплав АК12М2МгН – частицы SiC

Исследован процесс аргонодуговой наплавки износостойких покрытий с применением присадочного материала из дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе сплава АК12М2МгН, армированного 5 % об. частиц SiC. Рассмотрены две схемы аргонодуговой наплавки, различающиеся способами введения присадочного материала. Методами металлографического анализа и измерения твердости показано, что при введении присадочного материала по переднему фронту ванны в наплавленном слое сохраняется равномерное распределение армирующей фазы. Результаты испытаний на сухое трение скольжения показали, что коэффициент трения наплавленного композиционного материала ниже, а износостойкость выше, чем у литого композиционного материала того же состава.

The process of argon-arc welding fuse on a dispersion-hardened composition materials on the basis of Al-Si alloy reinforced with 5 % vol. of SiC particles has been investigated. Two techniques of the fusing process, implying different ways of added material injection, were considered. Metallographic analysis and hardness measurement revealed that when the added material is injected on the front face of the melt bath, uniform distribution of reinforcing particles in weld pad still persists. Results of dry friction tests showed a lower value of friction factor and high wear resistance of the composite material as compared to cast composite materials the same structure.

Введение. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы (КМ) с алюминиевой матрицей, армированной частицами карбида кремния, при испытании на трение и износ имеют высокие результаты [1]. При соответствующем выборе матричных сплавов, упрочняющих частиц и их объемной доли такие КМ обладают низким коэффициентом трения и высокой задиростойкостью. Кроме высоких триботехнических характеристик дисперсно-упрочненные КМ обладают целым комплексом полезных физических и технологических свойств.

Важным направлением дальнейших работ является создание из таких КМ износостойких, антифрикционных покрытий на деталях, работающих в экстремальных условиях. Известны работы по нанесению композиционных покрытий методами дуговой наплавки [2], сварки взрывом [3], лазерного оплавления композиционных смесей из порошков алюминия и армирующих наполнителей [4].

Данная работа является продолжением исследований, начатых в работе [2], в которой дуговую наплавку выполняли присадкой из КМ состава: АМг1 + 5 % об. SiC. В настоящем исследовании для дуговой наплавки изготовляли прутки из КМ с матрицей из алюминиевого сплава АК12М2МгН (11...13 % Si; 1,5...3 % Cu; 0,3...0,6 % Mn; 0,85...1,35 % Mg; < 0,5 % Zn; 0,05...1,2 % Ti; 0,3...1,3 % Ni; < 0,8 % Fe; < 0,2 % Cr; < 0,1 % Sn; Al – остальное, ГОСТ 1583–93), армированной частицами карбида кремния. Средний диаметр частиц SiC составлял 28 мкм, их объемная доля 5 %.

Особенностью наплавки данного КМ по сравнению с ранее исследованной в работе [2] является легирование алюминиевой матрицы кремнием в количестве 11...13 %. Согласно данным [5–7] наличие кремния в алюминиевой матрице КМ, армированной частицами SiC, значительно ограничивает протекание реакций взаимодействия армирующих частиц с расплавом матрицы в стационарных условиях.

Однако в условиях дуговой наплавки, когда время пребывания КМ при температурах выше температуры плавления ограничено, а расплав значительно перегрет, влияние кремния может проявиться иначе. Этому вопросу и уделено внимание в настоящей работе. Износостойкость и трибологические свойства наплавленных покрытий сопоставлены с таковыми литого КМ того же состава.

Методика эксперимента. Дисперсно-упрочненные композиционные покрытия изготовляли методом аргонодуговой наплавки. В качестве наплавочного материала применяли прокатанные прутки из литых КМ с матрицей из алюминиевого сплава АК12М2МгН.

КМ получали методом механического замешивания частиц в расплав [1]. Армирующим наполнителем были частицы карбида кремния зеленого (ГОСТ 26327–84). Такой метод получения КМ осно-

ван на введении тугоплавких керамических дисперсных частиц в жидкометаллическую ванну при интенсивном механическом перемешивании.

Перед замешиванием порошки выдерживали в печи при температуре 550...600 °С в течение 2 ч для сушки, выжигания случайных органических загрязнений и окисления свободного кремния. Замешивание проводили дисковой мешалкой со скоростью 600 мин$^{-1}$ в течение 45...60 с. Температура расплава жидкой матрицы составляла (1023±10) К. По окончании подачи порошка перемешивание продолжали 15...20 с.

Перед разливкой в кокиль композиционную смесь выдерживали в плавильной печи без перемешивания 5...10 мин для уменьшения количества газовых включений. После заливки в кокиль композиционного расплава получали заготовки размером 8×50×120 мм.

Затем заготовки разрезали на полосы и подвергали сортовой прокатке в калибрах до образования прутков квадратного сечения размером 2×2 мм и длиной 500 мм [8]. После прокатки прутки подвергали термообработке (отжиг при 400 °С, 2 ч).

Наплавку проводили на подложку из алюминиевого сплава АМг6 толщиной 5 мм.

Применяли две различные схемы наплавки: I – присадочный материал подавали по переднему фронту ванны (рис. 1, *а*); II – присадочный материал подавали в хвостовую часть ванны расплава (рис. 1, *б*). Наплавку проводили на переменном токе с использованием вольфрамового электрода диаметром 4 мм, ток дуги I = 150 А, напряжение на дуге $U_д$ = 18 В, скорость наплавки $v_н$ = 13 м/ч и расход защитного газа $A_г$ = = 12 л/мин.

Структуру наплавленного материала исследовали методами оптической микроскопии. Твердость по Бринеллю измеряли на универсальном приборе "Wilson Wolpert 930 N" вдавливанием шарика диаметром 2,5 мм при нагрузке 620 Н.

Испытания на сухое трение скольжения проводили на установке УМТ-1 для оценки фрикционной теплостойкости (ГОСТ 23.210–80) по схеме осевого нагружения кольцевых образцов при удельных нагрузках 0,23...0,59 МПа и скоростях скольжения 0,38...1,88 м/с с использованием контртел из стали 40Х (>45 HRC).

Образцы для испытаний изготовляли путем дуговой наплавки кольцевых валиков на пластины из сплава АМг6 толщиной 15 мм. Из наплавленных заготовок вырезали втулки с внешним диаметром 28 мм, внутренним диаметром 20 мм и высотой 15 мм.

Результаты испытаний сопоставляли с данными, полученными на образцах из матричного сплава и литого КМ того же состава, что и присадочный материал. Поведение образцов при сухом трении оценивали по коэффициенту трения и условиям перехода в задир. Износостойкость определяли по потере массы путем взвешивания образцов до и после испытания с точностью ±0,5·10^{-3} г.

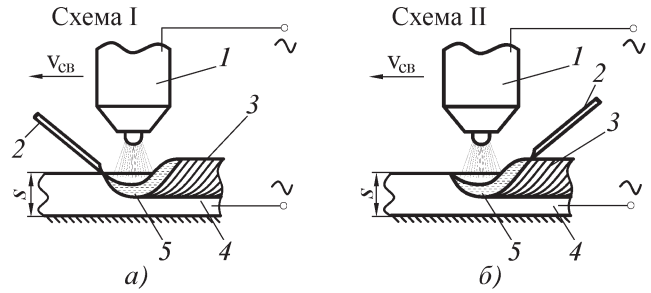


Рис. 1. Схемы аргонодуговой наплавки с разными способами введения присадочного материала:
а – по переднему фронту сварочной ванны; *б* – в хвостовую часть сварочной ванны; *1* – горелка; *2* – присадочный материал; *3* – наплавленный слой; *4* – подложка; *5* – ванна расплавленного металла; $v_{св}$ – скорость сварки; *s* – толщина подложки

Первый этап трибонагружения длительностью 15 мин при осевой нагрузке 1,3 МПа и скорости скольжения 0,38 м/с считали приработочным.

Результаты и обсуждение. На рис. 2 приведена микроструктура валика, наплавленного по схеме I, при которой присадочный материал подавали по переднему фронту сварочной ванны. Видно, что частицы армирующей фазы полностью сохраняются в наплавленном слое и даже сохраняют свою скольную огранку. Кроме того, частицы достаточно равномерно распределяются по длине и поперечному сечению валика.

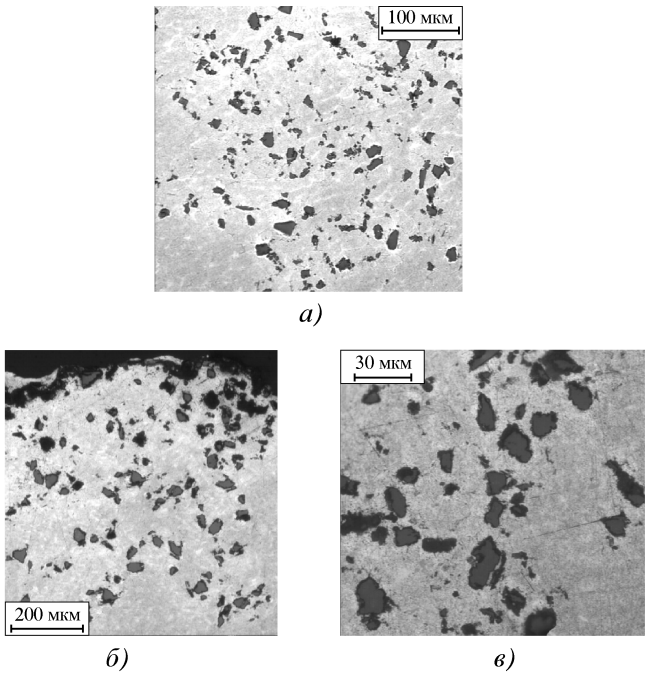
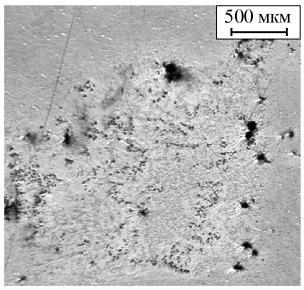
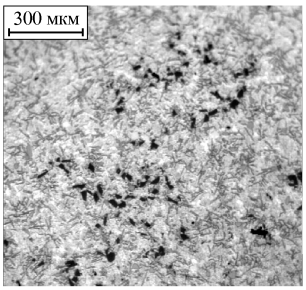


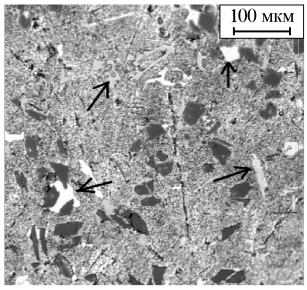
Рис. 2. Микроструктура валиков, наплавленных по схеме I:
а – у линии сплавления; *б* – верхняя часть валика; *в* – центральная часть валика



а)



б)



в)

Рис. 3. Микроструктура валиков, наплавленных по схеме II: *а* – у линии сплавления; *б* – верхняя часть валика; *в* – центральная часть валика

Согласно [2] при наплавке по данной схеме присадочного материала из КМ с матрицей АМг1 наблюдали интенсивное взаимодействие армирующей фазы с расплавом матрицы с образованием двойного (Al_4C_3) и тройного (Al_4SiC_4) карбида алюминия. Такое отличие структуры покрытия при использовании для присадки различных КМ, по-видимому, связано с повышенным содержанием кремния в сплаве матрицы АК12М2МгН (12 % Si в сплаве АК12М2МгН; < 0,05 % Si в сплаве АМг1). Легирование матрицы таким количеством кремния предотвращает протекание реакций взаимодействия частиц SiC и алюминиевого сплава в условиях дуговой наплавки.

Данные о благоприятном влиянии кремния на ограничение взаимодействия расплава матрицы и армирующих частиц SiC приведены в работах [6–8].

На рис. 3 показана микроструктура валика, наплавленного по схеме II, при которой присадочный материал подавали в хвостовую часть ванны. Из-за низкой температуры ванны и повышенной вязкости наплавленный КМ плохо перемешивается со сплавом подложки, что приводит к неравномерному распределению армирующей фазы по объему валика. По мнению авторов статьи, причиной высокой вязкости расплава при наплавке КМ АК12М2МгН + 5 % об. $SiC_{(28)}$ являются образование в ванне кристаллов первичного кремния (кристаллы Si показаны стрелками на рис. 3, *в*) и даже возникновение каркасной структуры Si–SiC. Местом преимущественного зарождения кристаллов кремния могут быть зоны локального обогащения расплава кремнием вокруг частиц SiC [8].

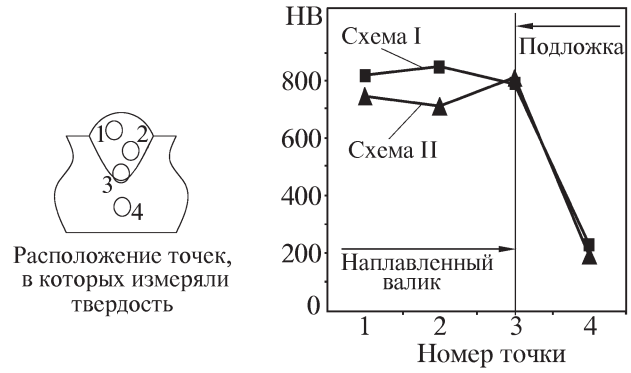


Рис. 4. Твердость HB поперечного сечения наплавленного образца

При наплавке по схеме I вследствие более высокого нагрева ванны ее жидкотекучесть достаточна для равномерного заполнения частицами всего объема расплава. Этому же способствует большая длительность нахождения частиц в расплаве. В обоих случаях частицы SiC сохраняют скольную огранку, что свидетельствует о слабом взаимодействии с расплавом. Карбиды алюминия отсутствуют.

Результаты измерения твердости наплавленного КМ представлены на рис. 4.

Полученные результаты показали, что при подаче присадочного материала по переднему фронту ванны (схема I) вследствие легирования матрицы кремнием деградации наполнителя не происходит. Равномерное распределение частиц SiC по объему наплавленного валика обеспечивает стабильные значения твердости. Незначительное уменьшение твердости на линии сплавления связано с особенностями кристаллизации КМ [9].

При подаче присадочного материала в хвостовую часть ванны (схема II) армирующая фаза сохраняется в объеме наплавленного валика, однако распределена неравномерно, что отражается на значениях твердости.

Таким образом, можно сделать вывод, что при дуговой наплавке покрытий присадочным материалом, содержащим кремний эвтектической концентрации и близкой к ней, предпочтительной является схема наплавки с введением присадки по переднему фронту ванны.

Результаты трибологических испытаний матричного сплава АК12М2МгН, КМ на его основе, содержащего 5 % об. $SiC_{(28)}$, и наплавленных этим КМ образцов приведены в таблице.

Видно, что армирование сплава АК12М2МгН частицами SiC уменьшает коэффициент трения. Существенным является расширение диапазона трибонагружения по нагрузкам и скоростям скольжения и возрастание стойкости против задира.

Коэффициент трения образцов, полученных наплавкой КМ, ниже, чем при испытаниях исходных

Коэффициент трения матричного сплава, литого КМ и наплавленных этим КМ образцов

Материал	Удельная нагрузка, МПа	Скорость скольжения, м/с			
		0,38	0,75	1,25	1,88
АК12М2МгН	0,23	0,166	0,156	0,16	–
	0,35	–	–	0,187 (6 мин)*	
АК12М2МгН + 5 % об. $SiC_{(28)}$	0,23	0,141	0,150	0,156	–
	0,35	–	–	0,086	
	0,47			0,072	0,061
	0,59			–	0,1 (2,5 мин)*
АК12М2МгН + 5 % об. $SiC_{(28)}$ (наплавка)	0,23	0,056	0,112	0,123	–
	0,35	–	–	0,079	
	0,47			0,062	0,066
	0,59			–	0,048

*Длительность этапа до перехода в задир.

литых КМ. Данный эффект может быть связан с усилением межфазных связей частица–матрица и частичной сфероидизацией частиц в процессе дуговой наплавки и диспергированием структуры матрицы. В выбранном диапазоне трибонагружения наплавленный образец не переходил в задир.

По потере массы образцов в условиях трибонагружения (удельная нагрузка 0,23 МПа, скорость скольжения 0,38 м/с) была рассчитана интенсивность изнашивания материала $I_m = \Delta_m/L$, где Δ_m — потеря массы; L — путь трения. Результаты измерения интенсивности изнашивания I_m приведены на рис. 5.

Испытания на износ показали, что значения интенсивности изнашивания как образцов из литого КМ, так и наплавленных слоев из КМ ниже, чем у образцов из матричного сплава АК12М2МгН, т.е. частицы SiC увеличивают износостойкость матрицы. В образцах с наплавленным слоем из КМ АК12М2МгН + + 5 % об. SiC износостойкость увеличилась по сравнению с литым КМ того же состава в 4 раза. Это, вероятно, обусловлено теми же изменениями структуры и свойств наплавленного КМ, которые были отмечены выше.

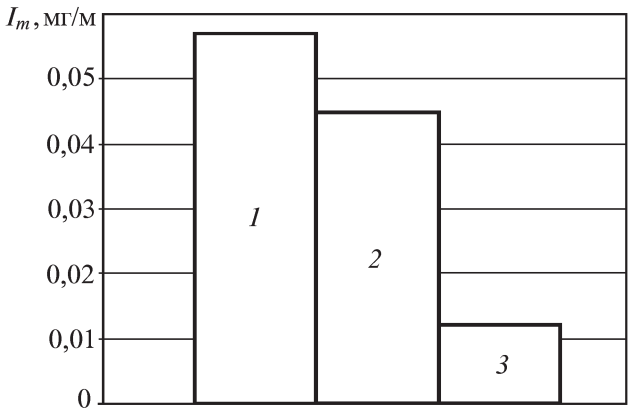


Рис. 5. Интенсивность изнашивания I_m образцов при удельной нагрузке 0,23 МПа и скорости скольжения 0,38 м/с:
1 – АК12М2МгН; *2* – АК12М2МгН + 5 % об. $SiC_{(28)}$; *3* – АК12М2МгН + 5 % об. $SiC_{(28)}$ (наплавка)

Выводы

Исследовали различные способы аргонодуговой наплавки износостойких покрытий КМ состава АК12М2МгН + 5 % об. SiC с подачей присадочного прутка по переднему фронту или в хвостовую часть сварочной ванны на подложку из сплава АМг6.

Показано, что при подаче присадки по переднему фронту сварочной ванны вследствие большого содержания Si в матрице КМ (11...13 %) интенсивное взаимодействие армирующей фазы с расплавом матрицы не происходит. Благодаря сильному нагреву и большой длительности пребывания КМ в расплавленном состоянии армирующие частицы равномерно распределяются в сварочной ванне. При подаче присадочного материала в хвостовую часть ванны нагрев КМ и время его пребывания в расплавленном состоянии уменьшаются, вязкость расплава растет, в том числе и в результате образования кристаллов первичного кремния и каркасной структуры Si–SiC, что приводит к неравномерному распределению армирующей фазы в наплавленном валике.

При дуговой наплавке КМ АК12М2МгН + 5 % об. SiC наиболее целесообразной является схема введения присадки по переднему фронту ванны, обеспечивающая сохранение и равномерное распределение

частиц армирующей фазы в наплавленных покрытиях и, как следствие, наименьший разброс значений твердости.

Результаты трибологических испытаний наплавленных покрытий из алюмоматричных КМ, армированных частицами SiC, показали, что они обладают низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К.** Дискретно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства // Металлы. 2001. № 6. С. 85–98.

2. **Аргонодуговая** наплавка дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов / Н.В. Коберник, И.В. Бродягина, Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова // ФХОМ. 2005. № 4. С. 67–71.

3. **Структура** и свойства композиционных покрытий, полученных сваркой взрывом / Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Е.Е. Ашкинази, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // ФХОМ. 2006. № 3. С. 57–62.

4. **Hu C., Baker T.N.** AA6061 Al-SiC_p Surface MMC's Produced by Laser Processing. A Comparison of the Preplacement and Injection Techniques for Introducing SiC_p // Proceedings of ICCM-10, Whistler, B.C., Canada, August 1995. P. 183–190.

5. **Взаимодействие** металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, П. Шебо, А.В. Панфилов. М.: Наука, 1993. 272 с.

6. **Interfacial** reactions between SiC and aluminium during joining / T. Iseki, T. Kameda, T. Maruyama // Journal of Materials Science. 1984. 19. P. 1692–1698.

7. **The melt structures** above the liquidus in SiC_p/Al composite // Tongxiang Fan, Zhongliang Shin, Di Zhang, Renjie Wu / Journal of Materials Science. 1999. 34. P. 59–64.

8. **Получение** сварочного материала из дисперсно алюмоматричного композиционного материала методом сортовой прокатки / Ф.Р. Карелин, В.Ф. Чопоров, З.Н. Портная, Т.А. Чернышова, И.В. Покузеева // Сб. статей по материалам Первой междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов". Москва, 2006. С. 241–243.

9. **Чернышов Г.Г., Чернышова Т.А.** Дуговая сварка дискретно армированных композиционных материалов с алюминиевыми матрицами: структура и свойства сварных соединений // Литейное производство. 2004. № 5. С. 5–9.

Николай Владимирович Коберник, инженер

Е.Н. Ерёмин, Ю.О. Филиппов, Д.Г. Покровский, А.С. Лосев, А.Е. Ерёмин
(Омский государственный технический университет)

Износостойкая наплавка ножей горячей резки металлопроката

Рассмотрена технология плазменно-дуговой наплавки ножей горячей резки металлопроката. Описана установка для наплавки. Проведена оценка стойкости наплавочных материалов в условиях работы при повышенных температурах. Приведены результаты эксплуатационных испытаний наплавленных ножей.

The technique of plasma-arc hardsurfacing of knives for hot metal cutting is considered. The hardsurfacing machine is described. Rigidity of deposited materials being operated in conditions of high temperature is evaluated. The results of exploiting tests of deposited knives are given.

Расширение кузнечно-штамповочного производства, обеспечение высокой точности получаемых поковок и увеличение производительности кузнечно-прессовых машин выдвигает проблему повышения стойкости рабочего инструмента на одно из первых мест. Стойкость штампового инструмента в значительной степени определяет и себестоимость получаемых поковок.

Одним из эффективных способов повышения стойкости штампов является применение наплавки рабочих поверхностей износостойкими сплавами [1].

Объектом исследований были ножи горячей резки проката. Резку проводили на пресс-ножницах марки "Эрфурт" (Германия) силой 10 МН. Раскрою подвергали прокат диаметром 60...200 мм из легированной стали марок 50Г, 20Х2Н4А, 38ХС и др.

Ножи горячей резки металла работают в тяжелых условиях. Высокие температуры (до 800 °С), частая смена нагревания и охлаждения, большие давления (достигающие 1100 МПа), схватывание обрабатываемого металла с инструментом и абразивное воздействие вызывают интенсивный износ ножей.

Характерными причинами выхода из строя являются смятие режущих кромок, появление разгарных трещин, налипание обрабатываемого металла, пластический сдвиг слоев металла на боковых поверхностях ножа. Наплавочный материал для восстановления и повышения стойкости такого инструмента должен обеспечивать высокую твердость 55...60 HRC, износостойкость, сопротивление смятию и красностойкость.

По штатной технологии ножи горячей резки проката изготовляются из стали ДИ-32 (5Х2НМФ). Стойкость таких ножей составляет 800...1000 резов.

Общепринятые методы наплавки (покрытыми электродами, плавящимся электродом под флюсом и в защитном газе) имеют определенные достоинства. Однако для всех них харак-

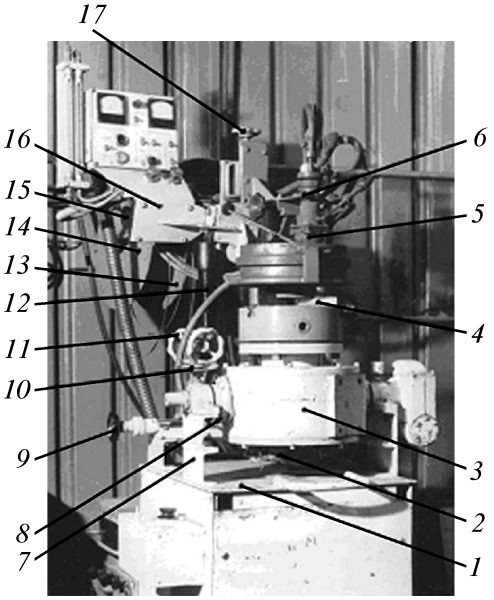


Рис. 1. Установка плазменно-дуговой наплавки УПДН-1

терны наличие большой зоны термического влияния и значительное перемешивание наплавленного металла с основным. В этом отношении более гибким и универсальным является плазменно-дуговая наплавка [2].

Для плазменно-дуговой наплавки ножей горячей резки металла различных типоразмеров и кольцевых вырубных матриц создана универсальная установка, общий вид которой приведен на рис. 1.

Установка состоит из станины *1*, стойки *12* с кронштейном *16*, на котором закреплен плазмотрон *6*, суппортов *8*, *9*, *11*, *17* для настройки горелки относительно наплавляемой поверхности ножа, механизма подачи проволоки *15*, сдвоенной катушки для порошковой проволоки *13*, *14*, вращателя *3* с патроном *4* и планшайбой *5* для закрепления наплавляемого ножа и блока управления.

Вращатель *3* крепят к станине *1* с помощью стоек *7*. Конструкция вращателя позволяет менять угол его наклона, который фиксируется стопором *10*. Токоподвод осуществляется двумя щетками *2*, установленными в нижней части корпуса вращателя. Блок управления размещен в станине установки и предназначен для стабилизации скоростей вращения наплавляемой детали и подачи проволоки, управления зажиганием дежурной и основной дуги, подачи защитного и плазмообразующего газов, отключения установки в конце работы.

Для облегчения зажигания основной дуги при увеличенных расстояниях между плазмотроном и изделием предусмотрено кратковременное повышение напряжения между электродом и изделием от 75 до 220 В благодаря использованию разрядной конденсаторной батареи. В качестве источника питания применяли сварочный выпрямитель типа ВДУ-504-1.

Техническая характеристика установки плазменно-дуговой наплавки УПДН-1

Максимальный диаметр наплавки, мм	400
Сварочный ток, А	500
Скорость вращения стола, об/мин	0,1...3
Диаметр присадочной проволоки, мм	2...5
Скорость подачи присадочной проволоки, м/ч	10...100
Габаритные размеры установки, мм	800×1200×1700

Одной из основных задач исследований был выбор работоспособного наплавочного материала. Для наплавки штампов горячего деформирования широкое применение нашли теплостойкие стали с карбидным упрочнением, в частности, 25Х5МФС, 3Х2В8, 5Х4В3Ф и т.п.

Наплавка такими материалами имеет существенные недостатки, такие как необходимость предварительного подогрева детали до наплавки и медленного охлаждения после наплавки, трудность обработки наплавленного металла вследствие повышенной твердости и др. Кроме того, стойкость этих материалов во многих случаях уже не удовлетворяет требования производства.

В последнее время в качестве наплавочных материалов получили применение стали мартенситно-стареющего класса с интерметаллидным упрочнением, обладающие высокой прочностью, красностойкостью, повышенной твердостью и обеспечивающие возможность проводить механическую обработку наплавленного слоя без предварительной термообработки.

В связи с этим для повышения стойкости ножей-вставок горячей резки металлопроката исследовали мартенситно-стареющие стали в сравнении со штамповыми сталями наиболее известных марок.

На первом этапе работы проведены сравнительные исследования на образцах следующих сталей: 5Х2НМФ, 3Х2В8; Н6К15М14ТС, Х10Н15К7М5ТЮ. Их оценку проводили по изменению твердости от поверхности в глубь металла, макро- и микроструктуре. Изучали также склонность материалов к трещинообразованию в процессе наплавки и способность к упрочнению в результате термической обработки. Немаловажным фактором являлась также возможность механической обработки наплавленного сплава.

Все рассматриваемые штамповые стали обеспечивали после наплавки высокую твердость (55... 62 HRC). Металл, наплавленный мартенситно-стареющими сталями, имел более низкую твердость (≈40...45 HRC), позволяющую проводить механическую обработку наплавленного слоя режущим инструментом. После старения при температуре 500 °С в течение 2 ч твердость мартенситно-стареющих сталей повысилась до 55...60 HRC.

Для оценки работоспособности в условиях циклических изменений температур и давлений проведены сравнительные стендовые испытания по методике В.Ф. Коростелева. Слой металла наплавляли на образцы размером 50×20×10 мм из стали 40Х, подвергали необходимой упрочняющей термообработке и шлифовали. Для создания в образцах объемного напряженного состояния на поверхность образца устанавливали высокотемпературный нагреватель диаметром 10 мм, через который пропускался ток плотностью 160 А/мм^2, совмещая в одном цикле нагрев и контактное давление. Температуру циклически изменяли в интервале 800...200 °С, давление 200...500 МПа, число циклов нагружения 50...1000. После испытания образцы проходили внешний осмотр, разрезали и подвергали исследованиям.

Результаты исследований показали, что при циклическом воздействии на наплавленный металл температуры и давления происходит его разупрочнение. С увеличением числа циклов нагружения для сталей с карбидным упрочнением наблюдали монотонное снижение твердости: 3Х2В8 – от 59...60 до 44...45 HRC; 5Х2НМФ – от 56...57 до 38...40 HRC (рис. 2).

У мартенситно-стареющих сталей после небольшого числа циклов нагружения интенсивность разупрочнения резко снижается, а общий уровень твердости после термоциклирования существенно выше, чем у сталей с карбидным упрочнением.

Наилучшую термостойкость показал металл, наплавленный сталью Х10Н15К7М5ТЮ. После 1000 циклов нагружения твердость на поверхности составляет 50...52 HRC, в последующих по глубине слоях колеблется в интервале 52...54 HRC, а на глубине ≈1,8 мм – в интервале 55...57 HRC.

При этом в металле, наплавленном штамповыми сталями, после 500...1000 циклов появляются и растут трещины. В металле, наплавленном мартенситно-стареющими сталями, трещи-

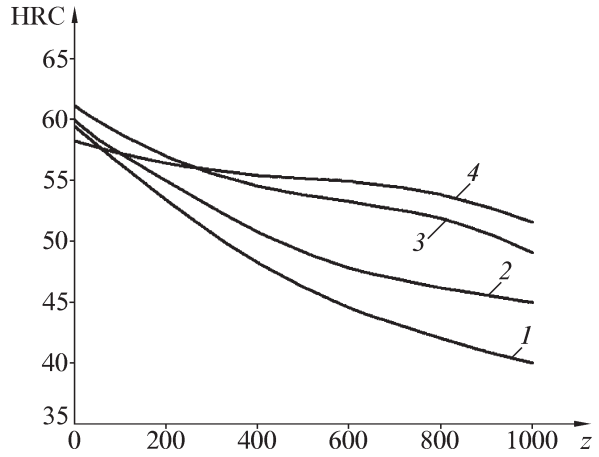


Рис. 2. Термостойкость наплавленного металла после 1000 циклов (*z*) нагружения:
1 – 5Х2НМФ; *2* – 3Х2В8; *3* – Н6К15М14ТС; *4* – Х10Н15К7М5ТЮ

ны полностью отсутствуют, смятие поверхности незначительно. Меньшее разупрочнение стали Х10Н15К7М5ТЮ вызвано тем, что под действием температуры и давления происходит выделение упрочняющих интерметаллидных фаз.

Рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования показали, что в этой стали кроме γ′-фазы состава $Ni_3(Al, Ti)$ выделяется еще и многокомпонентная стабильная R-фаза состава $Mo_{14}Cr_{11}(Fe, Co, Ni)_{28}$ [3]. Эти фазы равномерно распределены на линиях скольжения и субграницах безуглеродистого мартенсита, что повышает прочностные характеристики наплавленного металла [1].

Для проведения испытаний в эксплуатационных условиях на созданной наплавочной установке были наплавлены ножи сталями 3Х2В8, Н6К15М14ТС и Х10Н15К7М5ТЮ. Для наплавки изготовили присадочный материал в виде порошковой проволоки.

Перед наплавкой проводили разделку кромок ножей: ширина разделки 15 мм; глубина 6 мм; угол скоса 10°. Разделку проводили на токарном станке двух одновременно зажатых в патрон ножей расточным резцом марки Т5К10.

Применяли плазменно-дуговую наплавку комбинированным способом, которая обеспечивает высокую прочность сцепления наплавленного слоя с основным металлом при малом его проплавлении. Проводили одновременную наплавку в один проход двух ножей, образующих кольцо при установке их на планшайбе вращателя. Во внутреннюю полость ножей устанавливали формирующее устройство.

Оптимальный режим наплавки:
– ток, А
  электрод-изделие 300
  электрод-проволока 120
  электрод-сопло 30
– скорость, м/ч:
  подачи присадочной проволоки 70
  наплавки . . . . . 4...5
– расстояние, мм:
  от сопла до изделия 18
  от сопла до проволоки 10
– расход, л/ч:
  плазмообразующего газа 130
  защитного газа 900
– диаметр присадочной проволоки, мм 3,0

Общий вид наплавленных ножей с внутренним формирующим устройством показан на рис. 3.

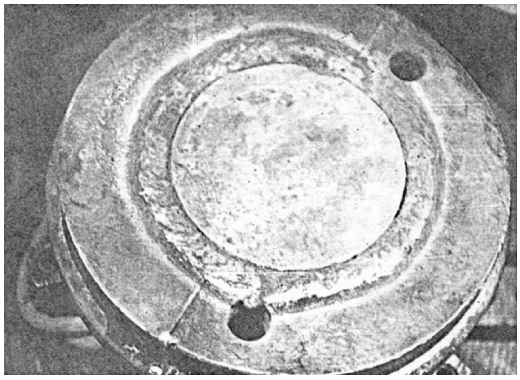


Рис. 3. Общий вид наплавленных ножей

Твердость металла, наплавленного мартенситно-стареющими сталями, составляет 41...43 HRC, а сталью 3Х2В8 – 60...62 HRC. Механическую обработку наплавленного металла из мартенситно-стареющих сталей проводили непосредственно после наплавки без термообработки, а из стали 3Х2В8 после отжига при 1050 °С (твердость снизилась до 39...41 HRC).

Упрочнение наплавленного металла осуществляли следующей термической обработкой: ножи с наплавкой мартенситно-стареющими сталями – старение при 500 °С, 3 ч (твердость после старения стали Н6К15М14ТС – 60...62 HRC, а стали Х10Н15К7М5ТЮ – 56...58 HRC); ножи с наплавкой из стали 3Х2В8 – закалка при 1000 °С, охлаждение в масло, отпуск при 500 °С (твердость 57...59 HRC).

Результаты производственных испытаний на пресс-ножницах при резке круга диаметром 130 мм из стали 20Х2Н4А подтвердили результаты циклических испытаний. Наибольшую износостойкость показали ножи, наплавленные проволокой Х10Н15К7М5ТЮ, у которых после 3000 резов смятия режущей кромки практически не наблюдалось. Общая стойкость ножей, наплавленных проволокой Н6К15М14ТС, была в 3–4 раза, а проволокой Х10Н15К7М5ТЮ – в 4–5 раз выше по сравнению со стойкостью ножей из применяющейся в настоящее время стали 5Х2НМФ (800...900 резов) и, соответственно, в 2,4–2,8 и 2,7–3,3 раза – по сравнению с ножами, наплавленными проволокой 3Х2В8.

Полученные результаты позволили организовать восстановление ножей горячей резки легированных сталей диаметром до 200 мм.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Толстов И.А. и др.** Повышение работоспособности инструмента горячего деформирования / И.А. Толстов, А.В. Пряхин, В.А. Николаев. М.: Металлургия, 1990. 143 с.

2. **Гладкий П.В. и др.** Плазменная наплавка (обзор) / П.В. Гладкий, Е.Ф. Переплетчиков, И.А. Рябцев // Технология машиностроения. 2007. № 4. С. 41–49.

3. **Тарасенко Л.В., Шалькевич А.Б.** Фазовый состав и упрочнение сталей системы Fe–Cr–Ni–Co–Mo с мартенситно-аустенитной структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 4. С. 32–37.

Евгений Николаевич Ерёмин, д-р техн. наук;
Юрий Олегович Филиппов, инженер;
Дмитрий Геннадьевич Покровский, инженер;
Александр Сергеевич Лосев, инженер;
Андрей Евгеньевич Ерёмин, инженер

УДК 621.643/.644-987.001.24(035)

Я.М. Виторский, В.Я. Дмитриев, С.Г. Комаишко, Г.Н. Кулик, М.В. Моисей, К.В. Суздаль *(ОАО "Дефорт", Санкт-Петербург)*

Освоение производства колен реактора установок для изготовления полиэтилена высокого давления

Приведены прочностные расчеты автофретированного колена установки для производства полиэтилена высокого давления. Освоены технологии выплавки, ковки, термообработки и глубокого сверления труб ∅95×27,5×6000 мм из стали 30Х2Н2МФА-Ш, их гибки и автофретирования, а также гибки колен рубашки из труб ∅273×12 мм и ∅299×30 мм и сборки колен реактора на рабочие давления 250 МПа.

A batch of reactor elbows for making high-pressure polyethylene was made. Strength analysis has shown that in order to maintain the construction reliability autofrettage of high-pressure pipes is required. An optimum pressure for autofrettage was calculated. Alike, a technology of production the elbows mentioned above was developed and possible ways of its improvement were analyzed.

Продуктом переработки нефти, наряду с другими, является этилен, из которого в результате полимеризации изготовляют дефицитный полиэтилен. Этот процесс проходит при температурах до 340 °С и давлении до 320 МПа.

До недавнего времени трубчатые реакторы и их составные элементы, способные работать при указанных термомеханических параметрах, поставлялись из Германии [2].

К настоящему времени изготовление основных элементов трубчатых реакторов для производства полиэтилена высокого давления (колена, прямые секции, продуктовые холодильники) освоено ОАО "Дефорт". В данной статье обобщен опыт изготовления наиболее сложного и ответственного элемента установки производства полиэтилена высокого давления – колена реактора.

Конструкция и расчеты на прочность

Колено реактора установки для производства полиэтилена высокого давления (рис. 1) состоит из колена трубы высокого давления *1*, рубашки *2*, патрубков укрепления *3*, торцевых втулок *4*, запорных полуколец *5*, присоединительных штуцеров *6* и фиксирующих бобышек *7*. Технические характеристики колена высокого давления и рубашки [3, 4] представлены в табл. 1.

Трубы высокого давления для колен изготовляют из стали 30Х2Н2МФА-Ш в соответствии с требованиями ТУ 1301-001-32003846–2001 "Трубы бесшовные из сталей марок 30Х2Н2МФА-Ш и 12Х13 для установок производства полиэтилена высокого давления". Химический состав стали приведен в табл. 2, механические свойства – в табл. 3.

Поскольку колена реактора изготовляют как ремонтные для импортных установок, изменить их конструкцию (например, увеличить толщину стенок)

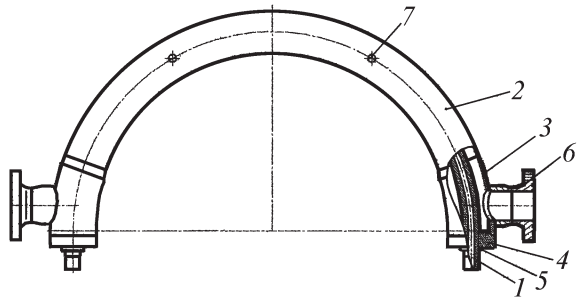


Рис. 1. Эскиз колена реактора установки для производства полиэтилена высокого давления

1. Технические характеристики

Характеристика	Значение	
	Колено	Рубашка
Назначение	Транспортировка продукта	
Прокачиваемая среда	Смесь этилена и полиэтилена	Вода
Плотность (при рабочем давлении), кг/м^3	505	1120
Температура, °С:		
расчетная	340	230
рабочая	230	До 230
Давление, МПа:		
рабочее	235	До 5,5
расчетное	250	6,4
пробное	420	8,9
Класс опасности по ГОСТ 12.1.005–88 и ГОСТ 12.1.007–76	4	–
Предел воспламенения, % об.:		
нижний	2,7	–
верхний	3,4	–
Пожароопасность по ГОСТ 12.1.044–89	Пожароопасный	–
Скорость коррозии поверхности, мм/год:		
внутренней	≤0,01	≤0,05
наружной	≤0,05	–
Прибавка толщины стенки для компенсации коррозии за расчетный срок эксплуатации, мм	1,2	1,0
Режим работы	Непрерывный	
Число циклов нагружения за весь срок эксплуатации, не более	1680	
Расчетный срок эксплуатации	20 лет	
Масса, кг	870	

нельзя. Поэтому были выполнены расчеты конструкции на прочность по отечественным стандартам [1, 6].

Проверка выполнения условия прочности трубы высокого давления ∅95 с толщиной стенки 27,5 мм из стали 30Х2Н2МФА-Ш показала, что прочность, согласно нормативам Российской Федерации, не обеспечивается:

$$p \le [p] = \varphi[\sigma]^{\text{т}} \ln[(D - 2c_2 - c_4)/(d + 2c_1 + 2c_3)] =$$
$$= 1 \cdot 273 \cdot \ln[(9{,}5 - 2 \cdot 0{,}1 - 0{,}19)/(4{,}0 + 2 \cdot 0{,}02 + 2 \cdot 0{,}16)] =$$
$$= 201 \text{ МПа},$$
$$250 \text{ МПа} > 201 \text{ МПа},$$

где $[p]$ – допускаемое давление; $\varphi = 1$ – коэффициент прочности сварного шва (сварные швы отсутствуют); $[\sigma]^{\text{т}} = \sigma_{\text{в}}/2{,}6$ – допустимый предел прочности при температуре 340 °С; c_1 и c_2 – прибавка на коррозионный износ соответственно внутренней и наружной поверхностей за расчетный срок службы 20 лет; c_3 и c_4 – технологические прибавки, компенсирующие допуски соответственно на толщину стенки и наружный диаметр; D, d – соответственно наружный и внутренний диаметры трубы.

Для обеспечения требуемого запаса прочности без увеличения толщины стенки трубы предложено трубу автофретировать (автоскреплять). Для этого трубу нагружают таким давлением, при котором ее внутренние слои переходят в пластичное состояние, тогда как внешние находятся еще в упругом. После снятия давления получается предварительно напряженная конструкция с напряжениями сжатия на внутренних слоях трубы. Это позволяет снизить ее металлоемкость и повысить рабочее давление.

Давление, требуемое для автофретирования ($p_{\text{а}}$), рассчитывается из условия [6]:

$$1{,}1 p_{\text{пробн}} \le p_{\text{а}} \le \chi^{20} \sigma_{\text{в}}^{20} \ln(\beta_{\text{р}})/1{,}5,$$

где χ^{20} принимают равным 1 для сталей с отношением $\sigma_{0,2}^{\text{т}}/\sigma_{\text{в}}^{\text{т}} = 650/710 = 0{,}92 \ge 0{,}7$ ($\sigma_{0,2}^{\text{т}}$, $\sigma_{\text{в}}^{\text{т}}$ – соответственно условный предел текучести и предел прочности при 340 °С); $\beta_{\text{р}}$ – отношение наружного диаметра к внутреннему.

2. Химический состав стали 30Х2Н2МФА-Ш и уровень загрязненности неметаллическими включениями

Массовая доля элементов, %									Вид неметаллических включений	
Углерод	Кремний	Марганец	Хром	Никель	Молибден	Ванадий	Фосфор	Сера	Оксиды и силикаты	Сульфиды
							Не более		Допустимый балл, средний/максимальный	
0,27...0,33	0,17...0,37	0,25...0,45	1,55...1,85	1,80...2,20	0,30...0,50	0,30...0,50	0,012	0,012	1,5/2	1,75/2

3. Механические свойства труб из стали 30Х2Н2МФА-Ш на продольных образцах

Механические свойства при температуре								
+20 °С					+340 °С			–50 °С
$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	*KC*V, Дж/см^2	$\sigma_{0,2}/\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	*KC*V, Дж/см^2
Не менее					Не более	Не менее		
750	950	12	50	40	0,92	650	710	20

Таким образом давление автофретирования должно находиться в пределах:

$$462 \text{ МПа} \le p_а \le 548 \text{ МПа}.$$

Однако следует отметить, что это условие определяет диапазон значений давления автофретирования без учета влияния температурных напряжений на напряженно-деформированное состояние автоскрепленного колена. Для определения оптимального значения давления автофретирования необходимо учитывать величины эквивалентных напряжений в стенке колена, возникающих при совместном действии давления и температурного градиента в сочетании с остаточными напряжениями от автофретирования.

При эксплуатации колена реактора имеют место следующие температурные режимы:

а) температура рабочая номинальная в колене на входе в реактор – 160 °С, в рубашке – 220 °С;

б) температура рабочая номинальная в колене на выходе из реактора – 320 °С, в рубашке – 230 °С;

в) температура расчетная в колене – 340 °С, в рубашке – 240 °С;

г) максимально допустимый перепад температур по стенке колена при наружном обогреве 147 °С.

В соответствии с этими данными выполнен расчетный анализ напряженно-деформированного состояния стенки колена при давлениях автофретирования от 500 до 750...800 МПа и с учетом каждого варианта температурных условий эксплуатации при рабочем давлении 250 МПа. Результаты расчетов приведены на рис. 2–5.

Анализ результатов расчетов показывает:

– при температурном режиме 160/220 °С (рис. 2) минимальное (для вышеуказанных давлений автофретирования) значение интенсивности напряжения в стенке колена реактора 361 МПа при давлении автофретирования 710 МПа;

– при температурном режиме 320/230 °С (рис. 3) минимальное (для вышеуказанных давлений автофретирования) значение интенсивности напряжения в стенке колена реактора 325 МПа при давлении автофретирования 500 МПа;

– при температурном режиме 340/240 °С (рис. 4) минимальное (для вышеуказанных давлений автофретирования) значение интенсивности напряжения в стенке колена реактора 324 МПа при давлении автофретирования 500 МПа;

– при максимально допустимом температурном перепаде по стенке колена при наружном обогреве 147 °С минимальное (для вышеуказанных давлений автофретирования) значение интенсивности напряжения в стенке колена реактора составляет 321 МПа при давлении автофретирования 800 МПа (рис. 5).

Таким образом, при различных температурных режимах эксплуатации оптимальные значения давления автофретирования находятся в диапазоне от 500 до

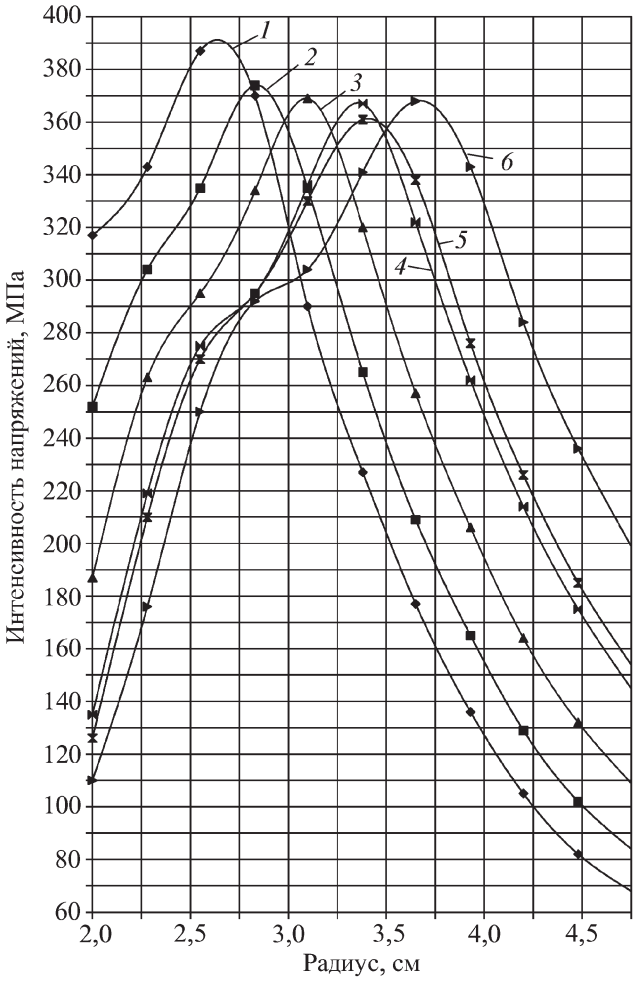


Рис. 2. Распределение интенсивности напряжений по толщине стенки колена реактора при перепаде температур 160/220 °С и рабочем давлении 250 МПа при различных значениях давления автофретирования:
1 – 550 МПа; *2* – 600 МПа; *3* – 650 МПа; *4* – 700 МПа; *5* – 710 МПа; *6* – 750 МПа

800 МПа. В связи с этим в качестве оптимального значения давления автофретирования надо выбрать значение, при котором при всех температурных режимах эксплуатации интенсивность напряжений стремилась бы к минимуму.

Анализ графиков рис. 2–5 позволил рекомендовать в качестве оптимального давления автофретирования 600 МПа, при котором максимальное значение интенсивности напряжений не превышает 400 МПа. При температурных режимах 160/220 °С, 320/230 °С и 340/240 °С значения интенсивности напряжений в стенке колена реактора соответственно равны 374, 351 и 353 МПа. При максимально допустимом температурном перепаде по стенке колена 147 °С при наружном обогреве значение интенсивности напряжения в стенке колена реактора составляет 406 МПа.

Коэффициент запаса прочности, определяемый как отношение предела текучести материала при температуре 340 °С, равного 650 МПа, к максимальному

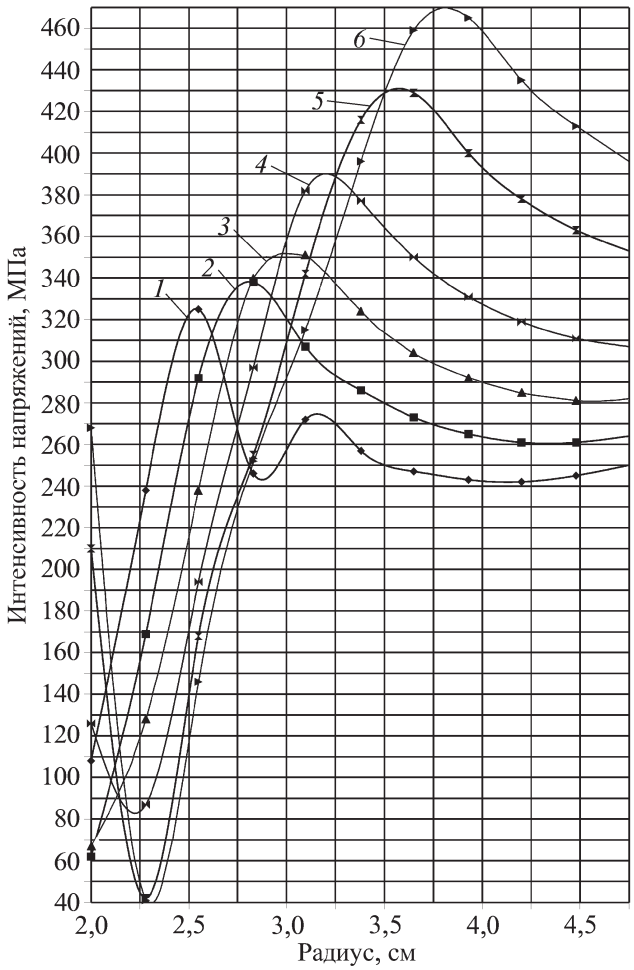


Рис. 3. Распределение интенсивности напряжений по толщине стенки колена реактора при перепаде температур 320/230 °С и рабочем давлении 250 МПа при различных значениях давления автофретирования:
1 – 500 МПа; *2* – 550 МПа; *3* – 600 МПа; *4* – 650 МПа; *5* – 710 МПа; *6* – 750 МПа

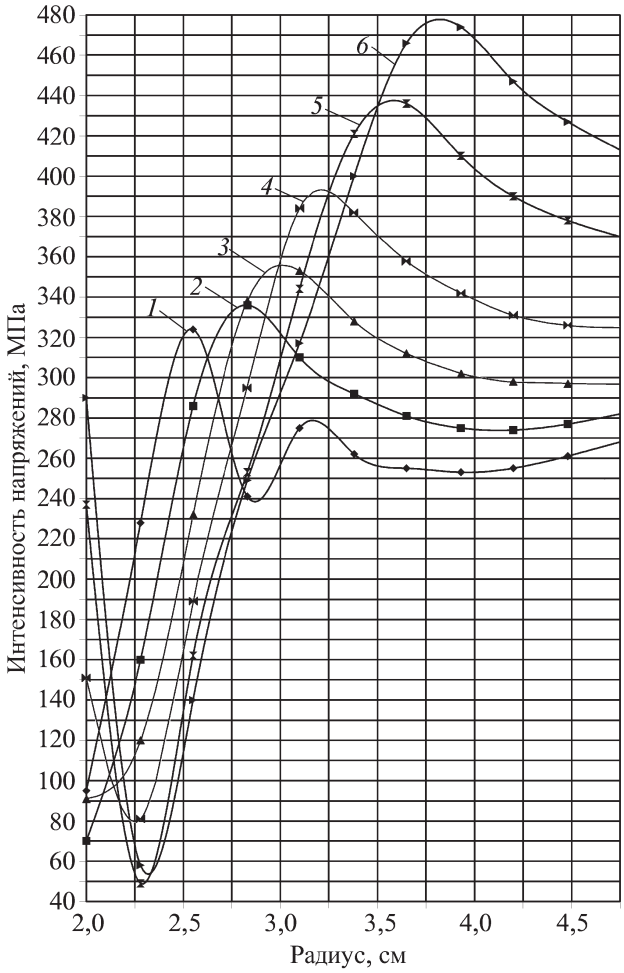


Рис. 4. Распределение интенсивности напряжений по толщине стенки колена реактора при перепаде температур 340/240 °С и рабочем давлении 250 МПа при различных значениях давления автофретирования:
1 – 500 МПа; *2* – 550 МПа; *3* – 600 МПа; *4* – 650 МПа; *5* – 710 МПа; *6* – 750 МПа

значению интенсивности напряжений 410 МПа составляет 1,58. Для дальнейших расчетов, выполняемых в соответствии с [6], принимается значение давления автофретирования, равное 600 МПа. При выборе давления автофретирования проводится проверка выполнения следующих условий [6]:

1. Интенсивность деформаций на внутренней поверхности трубы колена при автофретировании должна быть меньше допустимой величины

$$(\varepsilon_{i,r})_{\text{а}} \le \ln[1/(1-\psi^{20})]/20,$$

где ψ^{20} – относительное сужение материала при температуре 20 °С; для стали 30Х2Н2МФА-Ш $\psi^{20} = 50$ %, тогда $(\varepsilon_{i,r})_{\text{а}} \le 0{,}0346$.

Полученная расчетом интенсивность деформации по толщине стенки трубы колена при автофретировании представлена на рис. 6. Значение интенсивности

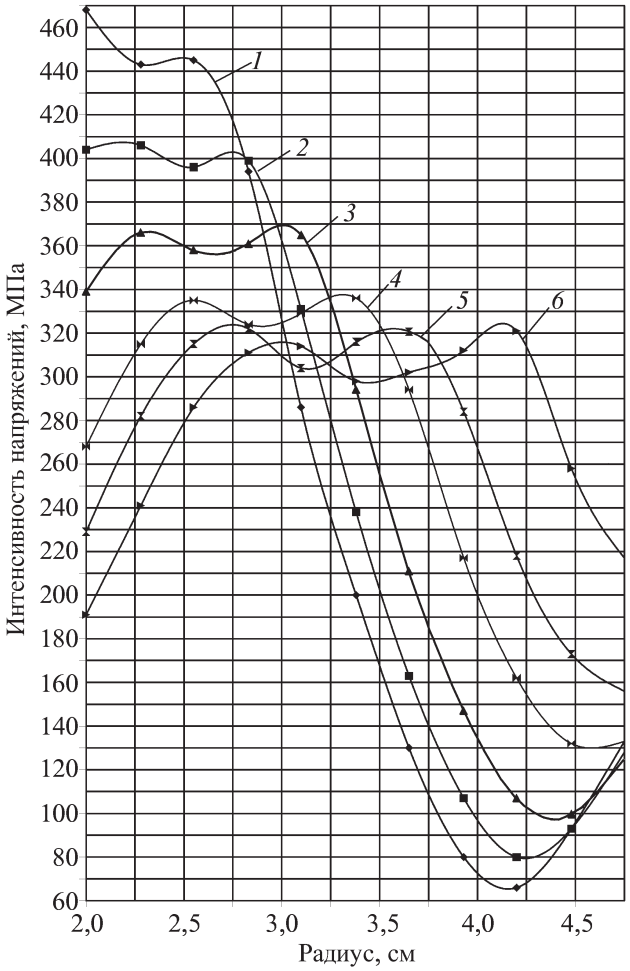


Рис. 5. Распределение интенсивности напряжений по толщине стенки колена реактора при максимальном перепаде температур 147 °С и рабочем давлении 250 МПа при различных значениях давления автофретирования:
1 – 550 МПа; *2* – 600 МПа; *3* – 650 МПа; *4* – 710 МПа; *5* – 750 МПа; *6* – 800 МПа

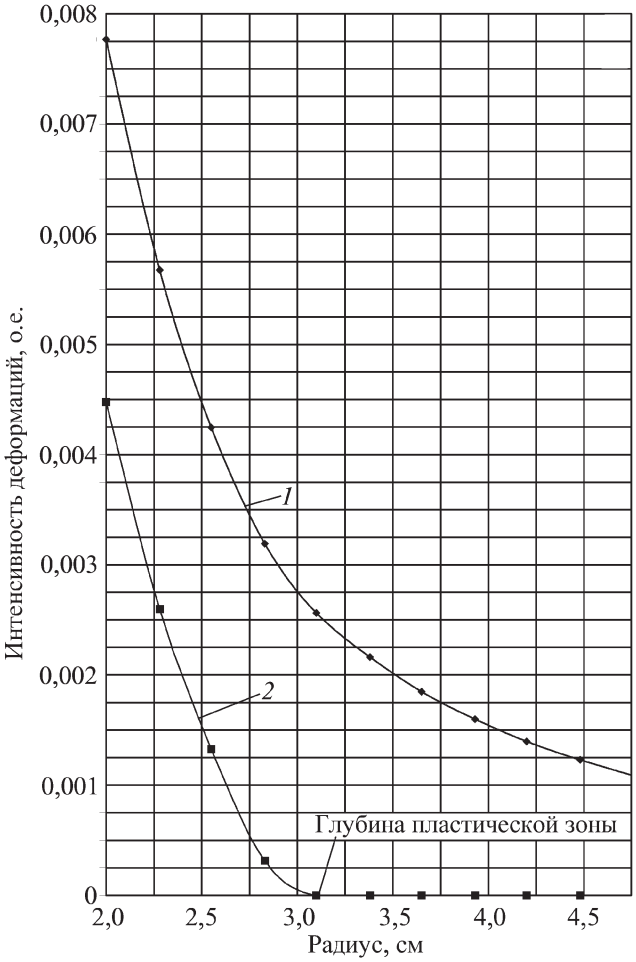


Рис. 6. Распределение интенсивности деформаций по толщине стенки колена при давлении автофретирования 600 МПа:
1 – полной; *2* – пластической

деформации на внутренней поверхности трубы колена при автофретировании равно 0,0078, следовательно, это условие выполнено.

2. После сброса давления автофретирования на внутренней поверхности трубы колена не должно возникнуть вторичных пластических деформаций, поэтому

$$p_а \le 1{,}15\sigma_т^{20}(\beta_р^2 - 1)/\beta_р^2 =$$
$$= 1{,}15 \cdot 750 \cdot (2{,}375^2 - 1)/2{,}375^2 = 710 \text{ МПа},$$

следовательно, условие выполнено.

3. При автофретировании пластическая зона не должна превышать 50 % толщины стенки трубы колена

$$(\beta_п - 1)/(\beta_р - 1) \le 0{,}5.$$

Глубина пластической зоны в соответствии с результатами расчета, представленными на рис. 6, составляет 1,1 см (радиус 3,1 см и $\beta_п$ = 1,55) или 40 % толщины стенки, следовательно, условие выполняется.

Изготовление труб высокого давления

Технология производства труб высокого давления из стали 30Х2Н2МФА-Ш состоит из выплавки стали электрошлакового переплава (ЭШП), изготовления трубной заготовки и дальнейшей ее обработки.

Поскольку трубной промышленности не удалось освоить производство труб высокого давления [2], трубы изготавливались нами из поковок методом глубокого сверления. Трубную заготовку для такого процесса можно получать свободной ковкой, прокаткой или ковкой на радиально-ковочной машине (РКМ).

Использование свободной ковки затруднено по технико-экономическим показателям, так как поковка, имеющая чистовой размер ∅95×6000 мм, будет иметь поковочный размер ∅125×6080 мм и потребует-

ся несколько выносов при ковке. Это значительно удорожает заготовку.

Прокаткой получаются самые дешевые заготовки, но партия при этом должна быть несколько десятков тонн.

При радиальной ковке размер поковки ∅115×6080 мм, но иногда появляются дефекты в виде центральной или кольцевой рыхлости. Учитывая, что сердцевина поковки высверливается, по мнению германской фирмы UHDE, радиальная ковка является наиболее перспективным способом получения поковок для изготовления труб высокого давления.

В нашем случае слитки ЭШП проковывали на прессе свободной ковки до размера ∅210×4000 мм. После ковки контролировали соответствие металла требованиям технических условий по химическому составу и неметаллическим включениям. Результаты контроля соответствовали нормам, представленным в табл. 2. Затем поковки обдирали до ∅190 мм, резали пополам и ковали на РКМ до размера ∅114×5700 мм.

Перед термообработкой в вертикальной печи трубную заготовку подвергали обязательной обдирке и снятию фасок. Термообработка состояла из закалки в полимерном составе с температуры 920 °С и отпуска при температуре 640 °С. После термообработки твердость (285...335 НВ) замеряли на каждой заготовке с шагом по длине около 1,5 м. От двух заготовок, самой мягкой и самой твердой в указанных пределах, отрезали темплеты для изготовления образцов для испытания механических свойств. Они соответствовали требованиям табл. 3. Заготовки подвергали правке с обеспечением прогиба не более 2 мм на всей длине. Далее следовала обточка, сверление с двух сторон на диаметры 37 и 35 мм соответственно. При сверлении методами ультразвукового контроля постоянно отслеживалось нахождение инструмента в теле заготовки. Расточку труб производили на диаметр 39,7 мм.

Изготовленные трубы осматривали снаружи визуально, внутри с помощью эндоскопа (×4). Таким образом была освоена технология глубокого сверления труб с отношением длины к внутреннему диаметру более 150.

На наружной и внутренней поверхностях труб не допускаются трещины, плены, рванины и расслоения. Возможна пологая холодная зачистка этих дефектов, не выводящая трубы за предельные отклонения по размерам. Допускаются забоины, царапины и риски без острых кромок, не выводящие за предельные отклонения по размерам.

Все трубы перед чистовой расточкой отверстия, после удаления дефектов на наружной поверхности, подвергали ультразвуковой дефектоскопии на механизированной установке.

Настройку чувствительности ультразвуковой аппаратуры производили по продольным рискам длиной не менее 25 мм и глубиной 0,5 мм, нанесенным с внутренней и наружной поверхностей испытуемого образца. Трубы с дефектами, не выходящими на наружную или внутреннюю поверхность, сигнал от которых превышает сигнал от соответствующей риски, подлежат выбраковке. Трубы с дефектами, выходящими на внутреннюю поверхность, подвергают расточке и повторному ультразвуковому контролю, при котором трубы подлежат выбраковке, если в местах первичного обнаружения дефектов фиксируются сигналы, превышающие уровень шумов.

Для удаления с внутренней поверхности труб всех концентраторов напряжений, на которых возможно зарождение трещин при циклическом характере работы с нагружением до 250 МПа, осуществлялось шлифование. Данная операция выполнялась на установке, позволяющей плавно варьировать скорость вращения инструмента до 15000 мин$^{-1}$ с использованием шкурок различной зернистости, монтируемых на прижимах головки шлифовальной машины. Шероховатость поверхности контролировали с помощью эндоскопа.

После шлифования от обоих концов каждой трубы отрезали по одному темплету длиной 30 мм для испытания на сплющивание. Втулки сплющивали до высоты 85 мм между плоскопараллельными плитами. После сплющивания на образцах не должно быть трещин и надрывов. На этих же темплетах проводили контроль шероховатости и макроструктуры. Шероховатость труб должна быть в пределах Ra = 0,2...0,4 мкм по внутренней поверхности и не более Ra = 3,2 мкм по наружной поверхности. В макроструктуре не допускается видимых без специальных приборов подусадочной рыхлости, пузырей, флокенов, раковин, расслоений, плен и трещин.

При контроле диаметров и толщины стенки измерения проводили на обоих концах каждой трубы в двух взаимно-перпендикулярных направлениях.

При положительных результатах контроля на концах труб нарезали резьбу, а также протачивали цилиндрические участки для выполнения горячей посадки торцевых втулок и установки запорных полуколец. Длину резьбы выполняли с припуском 80 мм для крепления оснастки при автофретировании.

Изготовление колен высокого давления

Гибка трубы высокого давления производится на трубогибе последовательным "бульдозерным" методом с проверкой получаемой геометрии по шаблону. Для изгиба трубы в одной плоскости на ее край монтируется лазерный уровень. Резьба закрывается втулками. При данной операции следили, чтобы на поверхности трубы не появились замятины, так как на таких дефектах может начаться коррозия под напряжением, которая иногда обнаруживается на различных энергетических установках [5]. Учитывая это, гибка должна осуществляться по очень мягкой схеме с малыми углами загиба.

После достижения требуемых размеров проводится отпуск колена при температуре 560±10 °С для сня-

тия остаточных напряжений после гибки. Величина остаточных напряжений, как показали проведенные исследования, может достигать в нейтральном слое $\sigma_{0,2}$. Перед посадкой в печь колена, для предохранения внутренней поверхности от окисления, заполняли инертным газом (аргон в/ч) с герметизацией специальными уплотнениями.

При отпуске температуру контролировали не только печными термопарами, но и термопарами, установленными на поверхности металла. После отпуска производили обмер колен и, если размеры изменились, колено необходимо было соответствующим образом догнуть.

Завершающая стадия изготовления колена – автофретирование.

Автофретирование труб производится внутренним гидравлическим давлением по схеме нагружения "труба с закрытыми концами". Предельно допустимые деформации наружного диаметра не должны превышать 0,35 мм. Деформации замеряются в сечении, расположенном в середине длины трубы. Выдержка под давлением автофретирования не менее 1 мин. Скорость нарастания и снятия давления не регламентируется. Процесс автофретирования производится в заглубленном стенде. Правильность проведения процесса контролируется на каждой трубе по результатам нагружения расчетным давлением 600 МПа. Критерием годности трубы является отсутствие остаточных деформаций наружного диаметра трубы после снятия давления при контрольном нагружении.

Контроль параметров процесса автофретирования и контрольного нагружения осуществляется комплексом контрольно-измерительной аппаратуры, обеспечивающим измерение давления в канале трубы с точностью 1 % и деформаций наружной поверхности трубы с точностью ±0,01 мм. Визуальное наблюдение за уровнем давления в канале трубы при автофретировании осуществляется при помощи манометра класса 1.0 по ГОСТ 2405–88.

В завершение размер резьбы доводится до чертежного с фаской под линзовое соединение.

Изготовление элементов конструкции, работающих под давлением 5 МПа, и сборка колена

Гибка рубашки, изготавливаемой из трубы размером ∅273×12 мм по ГОСТ 8731–74, 8732–78 гр. В из стали 20, выполнена на трубогибочном станке с использованием индуктора ТВЧ и спреера. Торцевые втулки получены из поковок стали 20 ∅299 мм гр. V КП 215 ГОСТ 8479–70. Фланцы – стандартизированное изделие по ГОСТ 12821–80. Патрубок укрепления штампуется по разработанной ранее технологии.

Для патрубков присоединительных штуцеров использовали трубу из стали 20 размером ∅245×32 мм ГОСТ 8731–74, 8732–78 гр. В, с последующей расточкой после приварки к фланцу до толщины стенки, равной 28 мм. Сварной шов проверяли с помощью УЗК. Обработку сопрягаемой поверхности штуцера с патрубком укрепления производили на токарном станке с использованием оригинального приспособления.

После изготовления всех элементов конструкцию собирали последовательно на специальном стенде. Сварка рубашки осуществлялась комбинированным способом. Корневой шов – дуговой сваркой неплавящимся электродом и присадочной проволокой 08Г2С в атмосфере аргона, последующие слои – электродуговой сваркой электродом Э50А. После сварки швы зачищали и подвергали УЗК.

Далее колено высокого давления вставляли в рубашку, и на него горячей запрессовкой надевали торцевые втулки. Перед надеванием втулки (в обойме) нагревали до температуры 300 °С в индукционной муфельной шахтной печи. Температуру на муфеле измеряли двумя термопарами и она находилась в пределах 500 °С. Затраты времени на нагрев – 1...2 ч. От печи к месту горячей посадки торцевые втулки транспортировались мостовым краном. При других температурно-временных параметрах произвести горячую посадку запорных втулок оказалось невозможно.

Таким образом операция установки торцевых втулок складывалась не только из времени на транспортировку, но и на установку запорных полуколец, для чего торцевая втулка продвигалась далее своего стационарного положения, в канавку колена вкладывались запорные полукольца и обратным перемещением втулки полукольца фиксировались в ее расточке.

Швы между торцевыми втулками и патрубками укрепления сваривались электродуговым способом электродами Э50А.

Завершающая операция сборки колена – это вварка бобышек с последующей проверкой шва вокруг них цветной дефектоскопией.

Для окончательного контроля качества сборки и работоспособности колена проводили гидравлические испытания рубашки давлением, равным 8,9 МПа, и внутренней трубы давлением 420 МПа. Испытания проводили в заглубленном стенде.

Обсуждение полученных результатов

Произведены конструкторские работы и прочностные расчеты колен реактора установки для производства полиэтилена высокого давления. В технологию их изготовления заложена многоступенчатая проверка работоспособности конструкции: расчетная, контроль используемых материалов, пооперационный ультразвуковой и другие виды неразрушающего контроля и гидравлические испытания готового изделия.

В ходе работы спроектированы, изготовлены и освоены: механизированный стапель ультразвукового контроля, установка для внутреннего шлифования труб ∅95×27,5 мм, приспособление для подготовки сопрягаемой поверхности штуцеров ∅245×28 мм, технология гибки труб высокого давления, штамповки и последующей механической обработки патрубков укрепления. Разработан процесс и произведено автофретирование труб высокого давления.

Технология разработана для условий мелкосерийного производства колен высокого давления. Большинство этапов работы выполнены на универсальном оборудовании, а также в кооперации с предприятиями, имеющими в своем составе сталеплавильное, ковочное и термическое производства.

При выплавке, ЭШП и ковке получены удовлетворительные результаты. Проблемы возникали при термообработке труб из стали 30Х2Н2МФА-Ш. Твердость и механические свойства были обеспечены только после повторной термообработки.

Проблемы с термообработкой длинномерных труб на оборудовании других предприятий у ОАО "Дефорт" встретились не первый раз. Поэтому было принято решение создать собственную установку для закалки труб высокого давления с нагревом токами высокой частоты (ТВЧ) и спреерным охлаждением.

Второе узкое место в представленной технологии – горячая посадка запирающих втулок. Для данной операции необходима малогабаритная печь, имеющая не такой большой градиент температур и которую можно располагать рядом с местом, где производится горячая запрессовка.

ЛИТЕРАТУРА

1. **РД 26-01-44–78** с изм. № 1 от 01.07.90 г. Детали трубопроводов на давление свыше 10 до 100 МПа. Нормы и методы расчета на прочность.

2. **Виторский Я.М., Комаишко С.Г.** АООТ "Дефорт" при ФГУП "ЦНИИМ" – производитель импортозамещающей продукции // ЦНИИ материалов – 90 лет в материаловедении. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2002. С. 140–144.

3. **Правила** устройства и безопасной эксплуатации трубопроводов пара и горячей воды. ПБ 10-573-03. СПб.: ЦОТПБСП, 2003. 112 с.

4. **Правила** устройства и безопасной эксплуатации технологических трубопроводов (ПБ 03-585-03). Сер. 03. Вып. 25. М.: ФГП "Научно-технический центр по безопасности в промышленности Госгортехнадзора России", 2004. 152 с.

5. **Паршин А.М., Тихонов А.Н., Васильев Ю.С. и др.** Материаловедение. Технология конструкционных материалов. Радиационное материаловедение: Учебник для вузов / Под ред. А.М. Паршина и А.Н. Тихонова. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. 331 с.

6. **Кузнецов А.М., Лившиц В.И., Хисматуллин Е.Р. и др.** Сосуды и трубопроводы высокого давления: Справочник: 2-е изд. Иркутск, 1999. 600 с.

7. **Патент** на полезную модель "Штамп" № 64539 (заявка 2007108057/22(008766) от 21.02.2007 г.).

Ярослав Михайлович Виторский, заместитель ген. директора;
Валерий Яковлевич Дмитриев, канд. техн. наук;
Сергей Георгиевич Комаишко, ген. директор;
Георгий Николаевич Кулик, гл. металлург;
Михаил Вильгельмович Моисей, гл. конструктор;
Константин Валерьевич Суздаль, гл. технолог

И.А. Бурлаков *("НИИД", ФГУП ММПП "Салют", Москва)*

Ротационная вытяжка деталей газотурбинных двигателей

Рассмотрена возможность применения метода ротационной вытяжки для изготовления деталей газотурбинных двигателей из высокопрочных материалов на универсальном и специализированном оборудовании. Приведены схемы раскатных головок. Показаны образцы полученных деталей и механические характеристики металла готовых деталей.

The application of the flow forming and spinning processes for the manufacture of the jet engines components made of high strength materials is considered using both the universal and special equipment. The rolling heads design and samples of processed components and their strength properties are given.

К ротационным методам обработки металлов относятся холодная и горячая ротационная вытяжка, раскатка, сферодвижная штамповка, обработка на радиально-обжимных машинах.

Ротационная вытяжка является одним из видов ротационной обработки металлов и заключается в получении полых осесимметричных деталей из плоских или предварительно деформированных заготовок методом локального приложения деформирующей на-

грузки и позволяет получать детали сложных форм из самых разнообразных материалов [1].

Реализация локального очага дает возможность получать за один проход высокие значения деформации (до 60...70 %), что делает процесс особенно эффективным при единичном и мелкосерийном производстве. Стоимость инструментального оснащения ротационно-вытяжного оборудования существенно ниже стоимости штампов и с увеличением габаритных размеров деталей эффективность данного метода обработки возрастает.

С учетом совершенствования ротационно-вытяжного оборудования, выпускаемого ведущими зарубежными компаниями (фирмами Leifeld, MTV Metall Technic (Германия), DENN (Испания) и др.), процесс находит дальнейшее развитие и применяется для холодной и горячей, в том числе изотермической вытяжки, обработки самых различных материалов, в том числе сложнолегированных сталей, титановых и никелевых сплавов.

Известно, что ротационной вытяжкой получают полые заготовки с постоянной и переменной толщиной стенки, имеющие диаметр до 4000 мм, толщину стенки до 70 мм и длину до 6000 мм.

Данный метод можно применять для изготовления бесшовных тонкостенных оболочек и точных заготовок пустотелых осесимметричных деталей типа валов газотурбинных двигателей, колец, труб, цилиндров гидропневмоаппаратуры, втулок, контакторов агрегатов и т.д. из деформируемых холодной ротационной вытяжкой алюминиевых и титановых сплавов, углеродистых, коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и сплавов.

Ротационная вытяжка на универсальном оборудовании. Для ротационного формообразования полых осесимметричных цилиндрических деталей типа стаканов, цилиндров, колпаков, втулок часто целесообразно применять универсальные токарно-винторезные станки типа 16К20, 16К30, оснащенные раскатными устройствами с планетарным движением формообразующих элементов (роликов или шариков) (рис. 1). В качестве исходных заготовок применяют трубы, вытянутые из листа заготовки в виде стакана, механообработанные поковки.

Ротационная вытяжка заготовок осуществляется на оправке, укрепленной в шпинделе станка. Оправку и ролики изготовляют из сталей типа ХВГ, 40Х, после термообработки их твердость должна составлять 58...62 HRC. Шарики подбирают в соответствии с ГОСТ 3722 и с учетом того, что их диаметр должен быть равен 5...10 толщинам стенки обрабатываемой заготовки. Опорные кольца рекомендуется изготовлять из стали ШХ15 с последующей термообработкой до твердости 58...60 HRC.

Расчет рабочего инструмента для роликовых и шариковых устройств приведен в работе [2] . Расчет геометрических параметров роликов выполняли в соответствии с отраслевым стандартом.

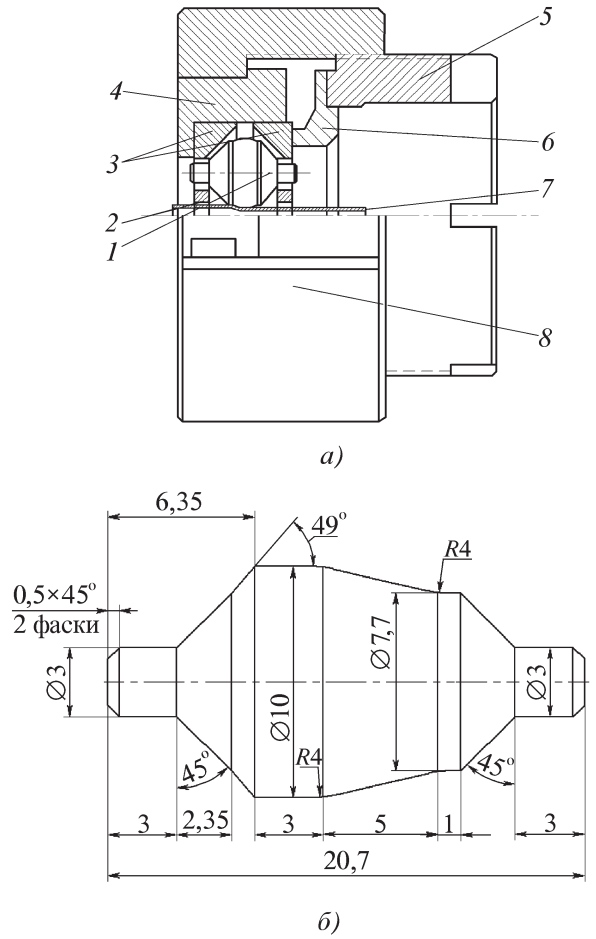


Рис. 1. Устройство для ротационной вытяжки с планетарным движением роликов:
а – раскатная головка; *1* – деформирующий ролик; *2* – сепаратор; *3* – опорные кольца; *4* – кольцо; *5* – регулировочная гайка; *6* – крышка; *7* – заготовка; *8* – корпус; *б* – формообразующий ролик

Накопленные экспериментальные данные (рис. 2), обработанные по методу наименьших квадратов, позволяют получать детали по 6-му квалитету, и этот процесс часто используют в качестве финишной операции.

Приведенные данные получены при ротационной вытяжке цилиндрической заготовки диаметром 50 мм из стали 30ХГСА роликовой раскатной головкой и могут быть использованы для качественной оценки. Точность получаемых деталей в каждом случае зависит от конкретных условий обработки: геометрических параметров заготовки, качества изготовления раскатного устройства, степени утонения и величины подачи при ротационной вытяжке.

Деформирующие ролики *1* (см. рис. 1, *а*), вставленные в сепаратор *2*, зажимаются опорными кольцами *3*. Опорные кольца установлены в кольцо *4*, вставленное в корпус *8*. Зажим опорных колец, с помощью которого происходит установка зазора между ролика-

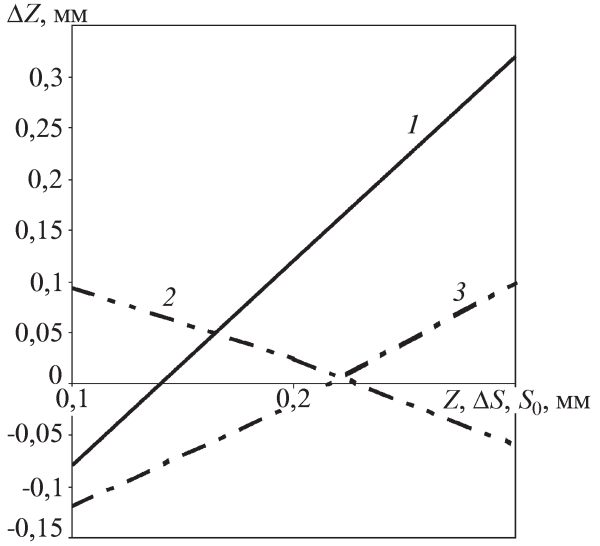


Рис. 2. Изменение исходного зазора ΔZ в зависимости от его исходного значения Z (*1*), степени утонения стенки ΔS (*2*) и ее исходной толщины S_0 (*3*):
$Z = D_{опр} - D_{вн.заг}$, $\Delta S = S_0 - S_к$, $D_{опр}$ – наружный диаметр оправки; $D_{вн.заг}$ – внутренний диаметр заготовки; $S_к$ – толщина стенки заготовки после ротационной вытяжки

ми, осуществляется регулировочной гайкой *5* через крышку *6*. Зазор между роликами определяет конечный диаметр полученной детали.

Раскатная головка закреплена в резцедержателе токарного станка. Основным требованием при установке раскатной головки является малое отклонение по соосности относительно оси шпинделя токарного станка. В соответствии со стандартными рекомендациями значение несоосности раскатной головки относительно оси станка не должно превышать ±0,02 мм.

Достоинствами этой раскатной головки являются дешевизна и простота в изготовлении и эксплуатации. К недостаткам следует отнести высокую погрешность при установке зазора (до 0,05 мм), вызванную установкой зазора вручную. Помимо этого, из-за неудачной системы крепления головки на станке при превышении определенного значения обжатия (для данного случая – внедрение более чем на 0,5 мм на сторону) на один проход происходит смещение резцедержателя и нарушение соосности головки.

Использование раскатной головки оправдано при изготовлении деталей небольшими партиями и отработке технологических режимов.

Ротационная вытяжка на специализированном оборудовании. Для серийного выпуска деталей с применением ротационной вытяжки можно использовать модернизированный станок 16А20ФЗС (рис. 3), конструктивно состоящий из станка *1*, раскатной головки *2*, блока ЧПУ *3* и гидростанции *4*.

Принцип действия промышленного образца раскатной головки (рис. 4 и 5) не отличается от принципа

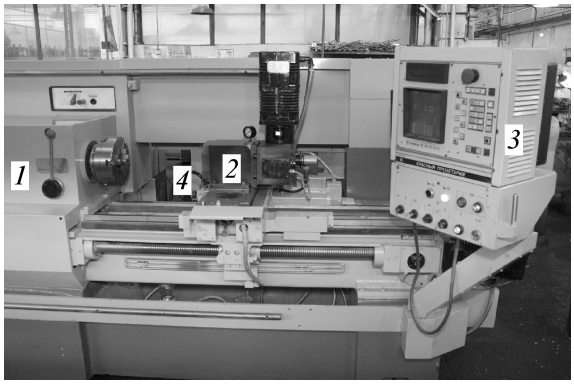


Рис. 3. Установка ротационной вытяжки на базе станка 16А20ФЗС

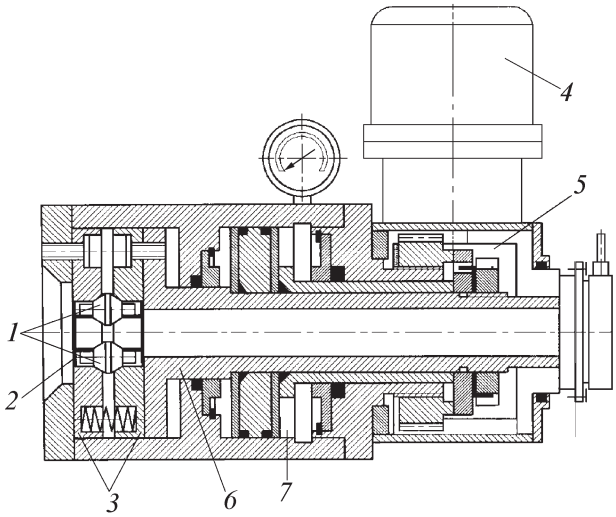


Рис. 4. Схема промышленного образца раскатной головки

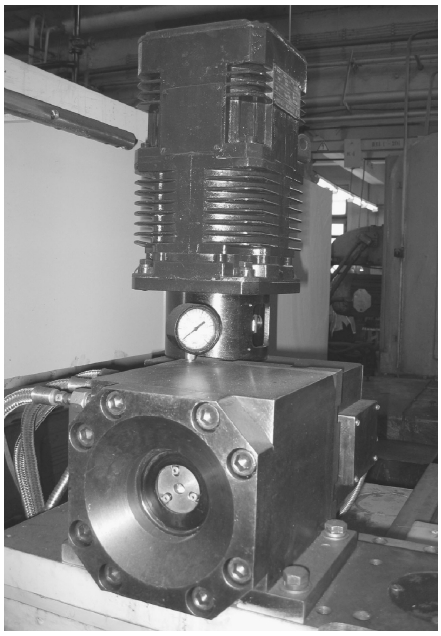


Рис. 5. Внешний вид раскатной головки специализированного станка

действия простой раскатной головки: ролики *1*, удерживаемые сепаратором *2*, зажимаются опорными кольцами *3*.

Рис. 6. Образцы деталей, полученных ротационной вытяжкой

В отличие от опытного образца установка зазора производится с помощью управляемого ЧПУ электродвигателя *4* через редуктор *5*, передающего поступательное движение валу *6*, сжимающему опорные кольца *3*. После установки опорных колец *3* в необходимое положение в гидроцилиндр *7* подается давление, окончательно фиксируя ролики *1*.

Достоинствами установки являются высокая точность позиционирования роликов, широкие возможности программирования процесса, возможность создания достаточно высоких рабочих сил (до 10 кН).

К недостаткам следует отнести невозможность регулирования зазора в процессе ротационной вытяжки, не вполне удачную конструкцию корпуса, не позволяющую обрабатывать детали длиной менее 70 мм.

Оправка используется на последнем переходе и служит, в первую очередь, для предохранения заготовки от прогиба на установившейся стадии.

Для позиционирования заготовки в патроне шпинделя использовали разрезную цангу. Второе назначение цанги – предохранение заготовки от повреждения губками патрона. В цангу можно вкладывать подкладку в виде стального цилиндра соответствующего диаметра, в том случае, если длина необработанной части детали невелика и возникает опасность касания корпуса раскатной головки губками шпинделя.

Ротационная вытяжка с осевой подачей раскатной головки в диапазоне f = 70...100 мм/мин и частотой вращения шпинделя 200...300 об/мин позволяет получать заготовки форсунок (рис. 6) с требуемыми точностными параметрами и механическими свойствами (табл. 1).

1. Усредненные механические свойства сплава ХН60ВТ после ротационной вытяжки

E, ГПа	$\sigma_{0,05}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_5	ψ
	МПа			%	
174,3	918,9	954,2	1388,6	4,53	16,53

Такие заготовки применяют при производстве деталей топливных и масляных систем газотурбинных двигателей.

В качестве исходных заготовок использованы трубы из сплава ХН60ВТ, изготовленные согласно ТУ 14-3-571–77 "Трубы бесшовные холоднодеформированные из сплава ХН60ВТ (ЭИ868)".

Традиционно для изготовления деталей такого типа используют технологию обжима в штампах. Трубная заготовка после резки на мерные длины, зачистки и проточки фасок проталкивается через матрицы с последовательно уменьшающимся диаметром. В зависимости от соотношения длины деформированного и недеформированного участков для обжима на требуемый диаметр требуется от пяти до десяти переходов.

Для повышения устойчивости процесса перед деформированием исходные заготовки заливают изнутри расплавом серы. По окончании процесса деформирования полученную деталь полируют на абразивном круге и чистят от наполнителя внутреннюю поверхность.

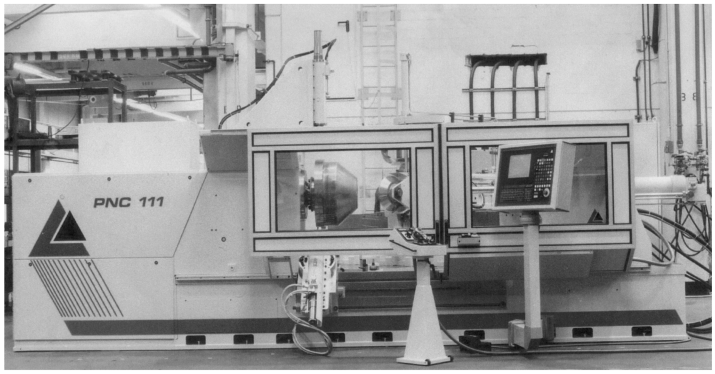
Недостатками такой технологии являются высокие трудоемкость и стоимость оснастки и инструмента.

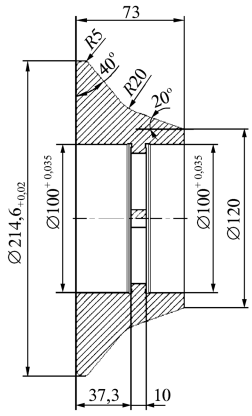
Предложенная технология ротационной вытяжки благодаря снижению трудоемкости изготовления изделий и затрат на производство оснастки составляет свыше 1,5 млн руб. в год.

Для устранения перечисленных недостатков разработали технологический процесс изготовления указанного класса деталей ротационной вытяжкой с применением универсального оборудования и специализированных станков.

Изготовление деталей типа оболочки методом ротационной вытяжки. Деталь является элементом камеры сгорания, изготовляемого из жаростойкого и жаропрочного листового материала на никелевой основе ХН62ВМТЮ (ЭП708-ВД).

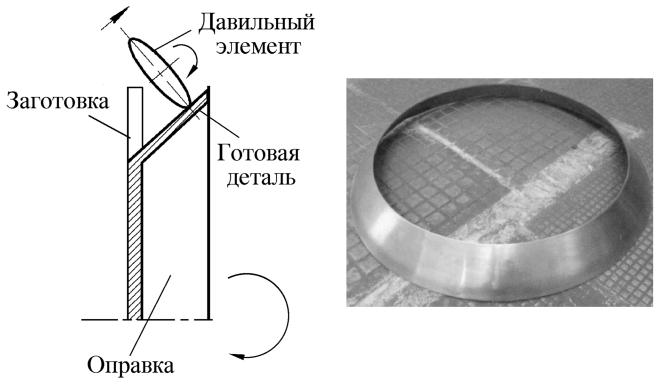
По существующей серийной технологии заготовку оболочки изготовляют автоматической сваркой в стык трех заготовок в среде защитных газов с после-





а) *б)*

Рис. 7. Ротационно-вытяжной станок PNC-111 фирмы Leifeld (*а*) и формообразующий ролик (*б*)



а) *б)*

Рис. 8. Схема ротационной вытяжки (*а*) и заготовка обечайки после зачистки и подрезки торцов (*б*)

дующей зачисткой сварных швов. Исходные заготовки получают вырубкой из листа толщиной 2,8 мм. Требуемые геометрические размеры обеспечивают формовкой в штампе, а после термической обработки – калибровкой в штампе.

К недостаткам технологии относятся высокая трудоемкость и снижение прочностных характеристик детали за счет трех сварных швов.

Применение ротационной вытяжки для получения указанной детали позволяет исключить перечисленные недостатки.

Для формообразования использовали однороликовый ротационно-вытяжной станок PNC-111 (рис. 7, *а*). Геометрические параметры формообразующего ролика рассчитывали в соответствии с паспортом на оборудование и корректировали на основе получаемых результатов по точности.

Максимальный диаметр обрабатываемых заготовок на данном станке составляет 1200 мм, максимальная толщина (для углеродистых сталей) – 10 мм, наибольшая высота получаемых деталей – 800 мм.

Станок оснащен четырехпозиционной инструментальной головкой, фланцедержателем, центрирующим устройством, распылителем смазочно-охлаждающей жидкости и дополнительным гидроцилиндром для подрезки фланца. Станок может работать в ручном и автоматическом режимах. С помощью программы "OPUS" возможно программирование станка с персонального компьютера графическими редакторами.

Ротационную вытяжку выполняли по схеме, приведенной на рис. 8.

Исходную заготовку для последующей ротационной вытяжки изготовляли из листа толщиной 4,0 мм лазерной резкой. Требования к ней соответствовали техническим условиям на листовой металл (ТУ 14-1-3556).

Формообразование осуществлялось с помощью заранее составленной программы роликом (см. рис. 7, *б*), при этом заготовка фиксировалась на оправке прижимом силой 100 кН.

Значения основных показателей механических свойств и микроструктуры, полученные ротационной вытяжкой на образцах деталей после термообработки (образцы 1.1 и 1.2) в среднем несколько выше результатов, полученных на образцах деталей, изготовленных по серийной технологии (образцы 2.1 и 2.2) (табл. 2).

Типовые детали, изготовленные на станке PNC-111, приведены на рис. 9.

2. Результаты сравнительных испытаний образцов сплава ХН62ВМТЮ, полученных ротационной вытяжкой и по серийной технологии

Номер образца	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ, %	Балл зерна по ГОСТ 5639
	МПа			
1.1	714	1163	28,8	4...6
1.2	716	1159	33,3	3...6
2.1	751	1147	26,0	1...5
2.2	745	1153	28,4	1...5

Рис. 9. Типовые детали, изготовленные на станке PNC-111

Качество поверхности заготовок после ротационной вытяжки. Качество наружной поверхности заготовок зависит от геометрии и качества изготовления формообразующих роликов, качества поверхности исходных заготовок и режимов обработки. Увеличение степени утонения стенки и осевой подачи ведет к снижению качества поверхности. Правильно подобранные для конкретных условий технологические режимы обеспечивают параметр шероховатости Ra = 0,16 мкм и выше.

Выводы

1. Ротационную вытяжку можно эффективно применять для изготовления деталей из простых и сложнолегированных сталей, а также никелевых сплавов, в том числе для газотурбинных двигателей. Экономический эффект получен вследствие снижения расхода материалов и трудоемкости, а также устранения из технологической цепочки изготовления дорогостоящих штампов.

2. Процесс ротационной вытяжки можно реализовать на универсальном токарном оборудовании и современном оборудовании, оснащенном программным управлением.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Могильный Н.И.** Ротационная вытяжка оболочковых деталей на станках. М.: Машиностроение, 1983. 190 с.

2. **Юдин Л.Г., Яковлев С.П.** Ротационная вытяжка цилиндрических оболочек. М.: Машиностроение, 1984. 127 с.

Игорь Андреевич Бурлаков, канд. техн. наук

А.С. Езжев, О.А. Белокуров, А.Н. Лёгких *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Разработка технологического процесса штамповки переводников для насосно-компрессорных труб

Выполнен анализ альтернативных вариантов штамповки переводников и выбран оптимальный с учетом большой номенклатуры переводников. Проведено математическое моделирование процессов штамповки.

It was done the research of the alternative variants of the press forming and was chosen optimal variant subject to large nomenclature of the subs. It also was performed the computer simulation of the press forming processes.

Для соединения труб в нефтяной промышленности применяют переводники, которые являются ответственными деталями, нагруженными при эксплуатации внутренним давлением и внешними силами, вызывающими в них изгиб и растяжение. Изготовляют их из качественной хромоникелевой углеродистой стали 40ХН. Для соединения труб разного диаметра применяют переводники переходные, один конец которых имеет внутреннюю резьбу (муфта), другой – наружную (ниппель) (рис. 1).

В настоящее время переводники изготовляют из качественной хромоникелевой стали 40ХН обработкой резанием из трубной заготовки, при этом имеет место большой отход металла в стружку, так как муфтовый и ниппельный концы переводника различаются по диаметру в соотношении 1,2...1,6. Например,

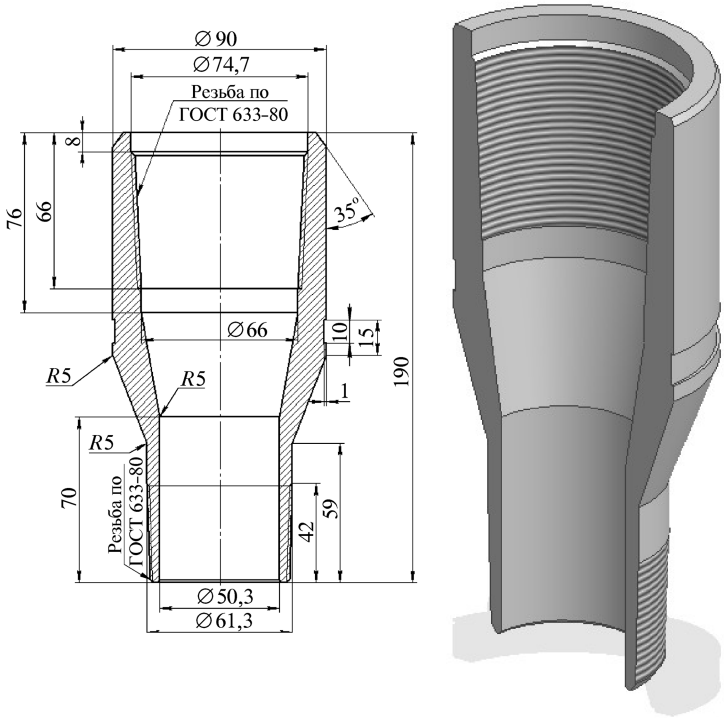


Рис. 1. Чертеж переводника П73×60 и его осевой продольный разрез

для переводника П73×60 при обработке резанием коэффициент использования металла $K_и$ = 35.

По сравнению с обработкой резанием процесс штамповки является более производительным и менее трудоемким, обеспечивает уменьшение отхода металла в 2–3 раза и улучшение комплекса механических характеристик переводника. Поэтому задача перехода технологии изготовления переводников с обработки резанием на штамповку является актуальной с точки зрения повышения эффективности производства, снижения трудоемкости и экономии металла.

Были разработаны следующие альтернативные варианты штамповки переводника [1] с их последующим анализом на основе моделирования в программном комплексе QForm:

комбинированное выдавливание из сплошной цилиндрической заготовки;

обратное выдавливание из сплошной цилиндрической заготовки;

комбинированное выдавливание из трубной толстостенной заготовки;

раздача трубной заготовки;

обжим трубной заготовки;

обжим трубной заготовки с одновременным утонением;

обжим трубной заготовки с последующим утонением;

обжим предварительно подготовленной трубной заготовки.

Выбор оптимального техпроцесса штамповки переводников осуществляли на основе следующих критериев: наибольший коэффициент использования металла; простота процесса штамповки и технологической оснастки; наименьшие энергосиловые параметры процесса.

Кроме того, учитывали также пожелания предприятия-заказчика, такие как предпочтение в использовании трубной заготовки, осуществление штамповки в холодном состоянии, минимальное число переходов и возможность быстрой переналадки штампов, что существенно в связи с большой номенклатурой переводников.

В качестве объекта исследований для отработки технологии штамповки выбран переводник П73×60. Математическое моделирование процесса штамповки переводника П73×60 проведено в программном комплексе QForm 2D (ООО "КванторФорм") [2].

Ниже приведены схемы технологических процессов и краткие выводы по результатам моделирования.

Комбинированное выдавливание из сплошной цилиндрической заготовки (рис. 2). Процесс является двухпереходным: на первом переходе производится двустороннее выдавливание, на втором переходе – удаление перемычки (прошивка).

Моделирование данного процесса показало, что нижняя полость между пуансоном *2* и матрицей *3* является труднозаполнимой, в связи с чем процесс протекает успешно только при наличии верхнего упора, ограничивающего течение металла вдоль верхнего пуансона. Процесс является энергоемким и может осуществляться только вгорячую. Требуется съемник с верхнего пуансона.

Обратное выдавливание из сплошной цилиндрической заготовки (рис. 3). Обратное выдавливание является процессом энергоемким, особенно, если нужно получить высокую поковку. Выдавливание требует предварительного нагрева заготовки до ковочной температуры. В конце процесса деформирования получа-

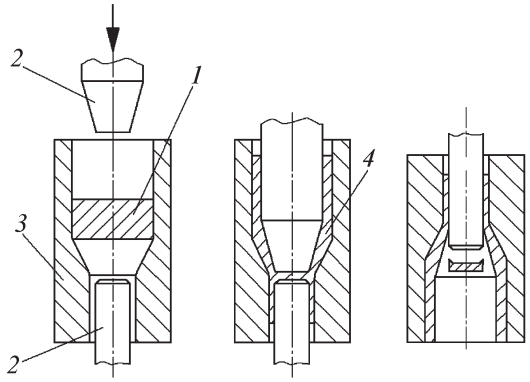


Рис. 2. Схема комбинированного выдавливания из сплошной заготовки:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь

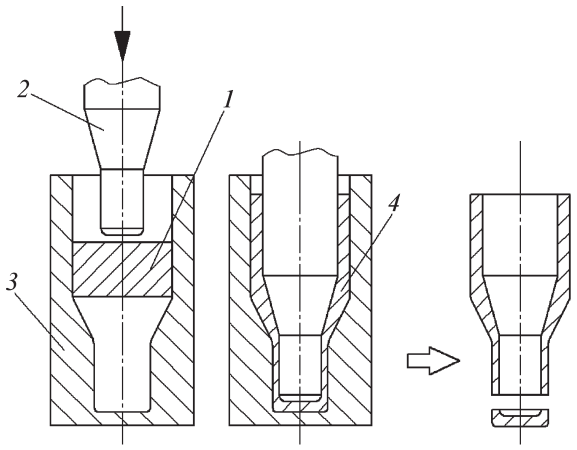


Рис. 3. Схема обратного выдавливания из сплошной заготовки:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь

ется поковка в виде стаканчика переменного сечения, имеющего донышко, которое необходимо отрезать, например, на токарном станке. Таким образом, процесс является двухпереходным.

Моделирование варианта показало, что такой процесс может быть реализован успешно, но является энергоемким даже при штамповке вгорячую. Уменьшение энергоемкости требует увеличения толщины донышка, т.е. отхода металла.

Комбинированное выдавливание из трубной толстостенной заготовки (рис. 4). Выдавливание производится ступенчатым пуансоном с течением металла в кольцевые щели между пуансоном и матрицей, однако в отличие от варианта со сплошной цилиндрической заготовкой наличие отверстия в заготовке позволяет получить деталь без перемычки. Требуется нагрев заготовки. Процесс является однопереходным.

Моделирование показало, что процесс протекает успешно только при наличии верхнего упора, ограничивающего течение металла вверх, поскольку нижнюю полость (ниппельная часть заготовки) трудно заполнить. В связи с этим процесс обладает высокой энергоемкостью. Требуется съемник с пуансона.

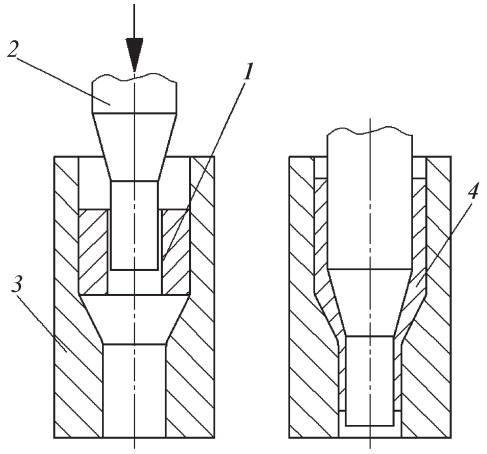


Рис. 4. Схема комбинированного выдавливания из трубной толстостенной заготовки:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь

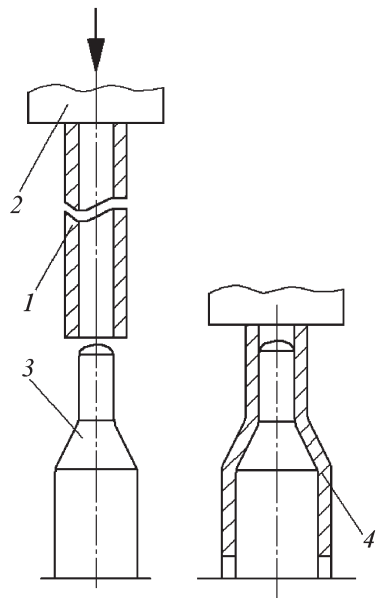


Рис. 5. Схема раздачи трубной заготовки:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь

Раздача трубной заготовки (рис. 5). При этой операции трубная заготовка выбирается по меньшему диаметру переводника (ниппелю).

Коэффициент раздачи для переводника П73×60 получается больше предельного, т.е. возможны продольные трещины. Кроме того, моделирование показало, что заготовка при деформировании теряет устойчивость, образуются складки. Муфтовая часть получается с более тонкой стенкой, чем ниппельная, а требуется противоположная разнотолщинность.

Обжим трубной заготовки (рис. 6). Размеры трубной заготовки приняли равными размерам муфтовой части переводника.

Моделирование проводили с получением внутреннего диаметра ниппельной части, равному внутренне-

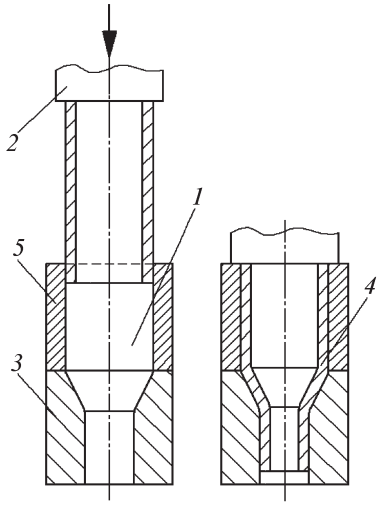


Рис. 6. Схема обжима трубной заготовки:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь; *5* – направляющая втулка

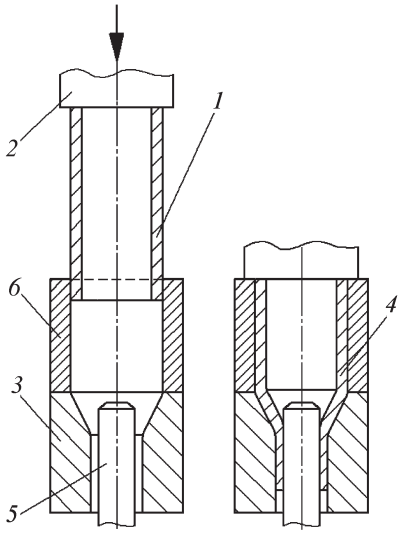


Рис. 7. Схема обжима трубной заготовки с утонением стенки за один переход:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь; *5* – оправка; *6* – направляющая втулка

му диаметру детали. В этом случае наружный диаметр ниппельной части получается значительно больше требуемого и необходима механическая доработка. Процесс протекает успешно вхолодную, требует небольшой силы деформирования. Кроме того, очевидна простота конструкции штампа, в котором роль пуансона может осуществлять, например, верхняя подвижная плита пресса (траверса).

С точки зрения рассмотренных выше критериев технологический процесс получения переводника с помощью операции обжима является оптимальным. Этот вариант требует дальнейшего, более тщательного изучения. Поскольку после обжима требуется механическая обработка наружного диаметра ниппельной части переводника, возникает вопрос о целесообразности выполнения обжима с утонением стенки, чтобы уменьшить припуск на механическую обработку.

Обжим трубной заготовки с одновременным утонением (рис. 7). При данной схеме обжима заготовка, обжимаемая в матрице, проталкивается в кольцевой зазор между оправкой *5* и матрицей *3*, размер которого меньше толщины стенки исходной заготовки и соответствует толщине стенки ниппельной части переводника.

Моделирование показало, что заготовка в процессе деформирования теряет устойчивость, сминается, образуются поперечные складки и такой вариант реализовать невозможно.

Обжим трубной заготовки с последующим утонением стенки (рис. 8). Процесс осуществляется за два перехода. На первом переходе выполняется обжим трубной заготовки с получением требуемого наружного диаметра ниппельной части. При этом внутренний диаметр ниппеля получается меньше требуемого. На втором переходе производится прошивка на требуемый диаметр.

Моделирование показало возможность реализации такого варианта.

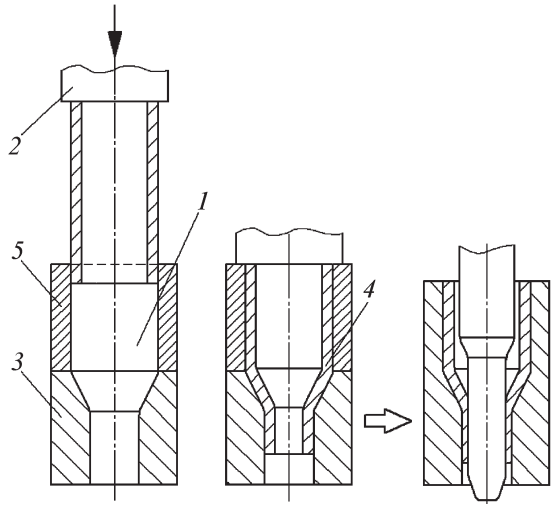


Рис. 8. Схема обжима трубной заготовки с утонением стенки за два перехода:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь; *5* – направляющая втулка

Обжим предварительно подготовленной трубной заготовки (рис. 9). Конец трубной заготовки можно предварительно обточить снаружи на такую толщину стенки, чтобы при обжиме на заданный наружный диаметр ниппельной части одновременно получался бы и заданный внутренний диаметр. Схема такого способа представлена ниже.

Моделирование показало, что операция проходит успешно, а этот способ обладает преимуществами перед рассматриваемыми выше.

Выводы по анализу альтернативных вариантов штамповки переводников. Из анализа всех рассмотренных вариантов сделан вывод о том, что оптимальным способом получения поковки переводника является обжим трубной заготовки, причем обжим можно осуществлять по трем вариантам:

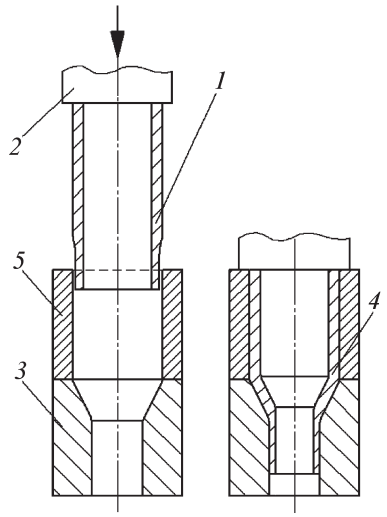


Рис. 9. Схема обжима предварительно подготовленной трубной заготовки:
1 – заготовка; *2* – пуансон; *3* – матрица; *4* – деталь; *5* – направляющая втулка

Вариант 1. Обжим трубной заготовки с получением требуемого внутреннего диаметра ниппельной части. При таком способе потребуется механическая обработка ниппельной части переводника для получения заданного наружного диаметра (см. рис. 6).

Вариант 2. Обжим трубной заготовки с получением требуемого наружного диаметра ниппельной части с последующей прошивкой на требуемый внутренний диаметр (см. рис. 8).

Вариант 3. Обжим предварительно подготовленной трубной заготовки (см. рис. 9) (обточка конца заготовки на расчетный диаметр и высоту).

Далее выполнено моделирование в QForm для трех рассмотренных выше вариантов обжима.

Данными для моделирования являются: материал заготовки – алюминий марки АД0 (для имитации поведения стали в горячем состоянии) и сталь марки 40ХН [3]; фактор трения* (0,15...0,3); параметры оборудования (гидравлический пресс ПБ-476 силой 1,60 МН, скорость рабочего хода 2,7 мм/с). Размеры заготовки для операции обжима по 1-му варианту представлены на рис. 10, *г*, размеры штамповой оснастки определены по чертежу поковки (рис. 10, *б*).

На рис. 11 показана конечно-элементная сетка и распределение средних напряжений в поковке переводника, полученной моделированием в QForm по 1-му варианту обжима (фактор трения 0,15). Аналогичные результаты получены для стали 40ХН. На выноске I показаны раструб и диаметральный зазор Δd при обжиме, что говорит о хорошей сходимости результатов моделирования с теорией.

Деформирование проходит без потери устойчивости заготовки. Горловина имеет размеры: внутренний диаметр $d_в$ = 50,14 мм; толщина стенки S = 13,02 мм. Сила деформирования при обжиме составила: для алюминия АД0 – 0,11 МН; для стали 40ХН – 0,7 МН в холодном состоянии и 0,1 МН в горячем состоянии.

Центрирование трубной заготовки в штампе при обжиме осуществлялось направляющей втулкой *5* (см. рис. 6), которая играет роль наружного подпора, ограничивающего возможную потерю устойчивости заготовки в процессе деформирования. При контакте заготовки с втулкой возникают силы трения, которые увеличивают деформирующую силу, однако высота выступающей из втулки *5* свободной части заготовки, на которой происходит потеря устойчивости, понижается, что уменьшает вероятность потери устойчивости.

Моделирование обжима с подпором на алюминии АД0 и стали 40ХН с фактором трения 0,15 показало, что процесс проходит без потери устойчивости. Геометрические размеры горловины имеют такие же значения искажений, как и при обжиме без подпора.

* Фактор трения является характеристикой напряжения трения. По гипотезе Зибеля напряжение трения – это доля от напряжения пластического сдвига, величину этой доли характеризует фактор трения, он изменяется от 0 до 1.

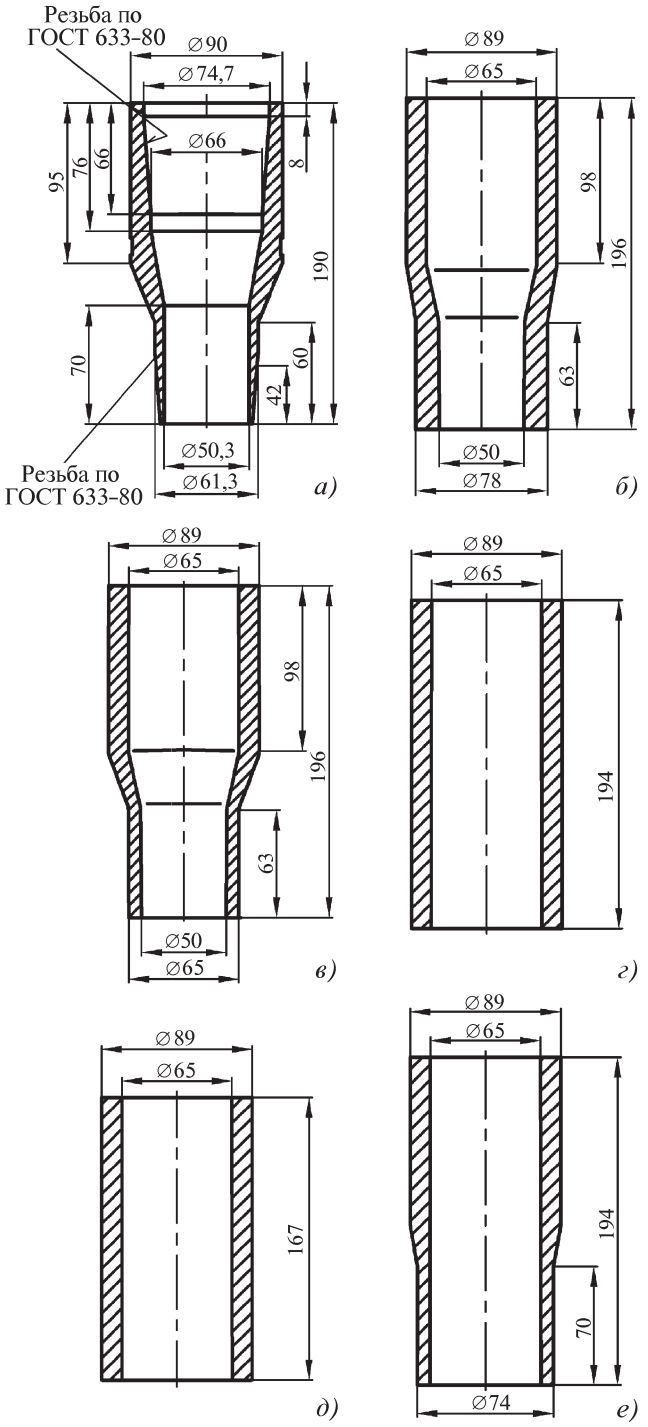


Рис. 10. Чертежи:
а – переводника П73×60; *б* – поковки по 1-му варианту; *в* – поковки по 2-му и 3-му вариантам; *г* – заготовки по 1-му варианту; *д* – заготовки по 2-му варианту; *е* – заготовки по 3-му варианту

При увеличении фактора трения от 0,15 до 0,3, несмотря на наличие подпора наблюдается потеря устойчивости с образованием зажима (рис. 12). Увеличение фактора трения приводит также к значительному росту силы деформирования. На выноске I показан

радиус свободного изгиба на входе (отрыв металла от стенки матрицы), который наблюдают на практике, что подтверждает хорошую сходимость результатов моделирования с реальным процессом.

Компьютерное моделирование обжима проведено для гидравлического пресса П-476 со скоростью рабочего хода 2,7 мм/с, а также для сравнения при скорости 50 мм/с. Моделирование показало, что в исследованном диапазоне скорость деформирования не оказывает значительного влияния на процесс обжима поковки переводника.

Моделирование обжима по 2-му варианту для материала АД0 на заданный наружный диаметр горловины диаметром 65 мм *без подпора стенки* показало потерю устойчивости. Варьирование угла конуса матрицы для нахождения оптимального угла, при котором возможен обжим без потери устойчивости, не дало положительного результата.

Моделирование обжима по 2-му варианту для стали 40ХН с *подпором стенки* заготовки по всей наружной поверхности показало, что заготовка на первом переходе не теряет устойчивости, стенка заготовки утолщается до 12,91 мм, а сила деформирования составляет 0,35 МН.

На рис. 13 показано моделирование второго перехода штамповки по 2-му варианту.

Использование прошивного пуансона со сферической головкой приводит к утяжке и разрыву деформированной стенки, т.е. получить данную поковку, используя прошивной пуансон со сферической головкой, невозможно.

Использование конического прошивного пуансона с углом ко-

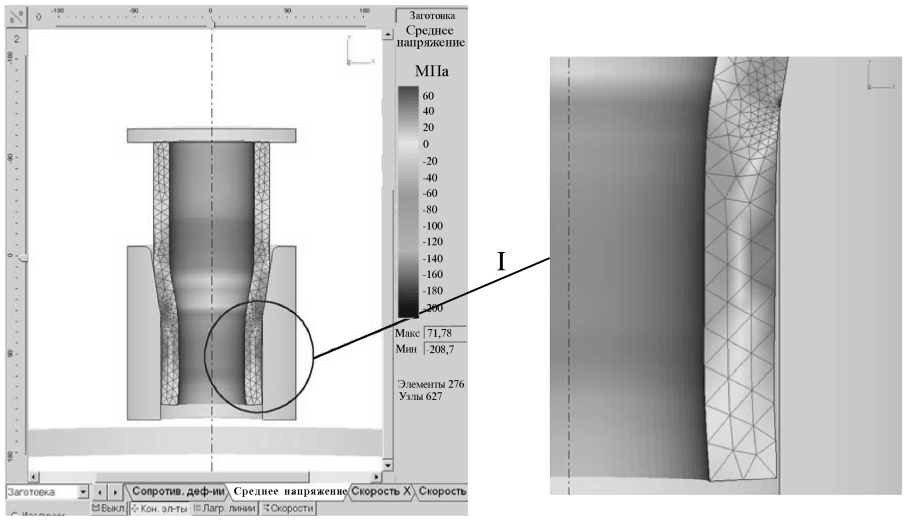


Рис. 11 . Поковка переводника, полученная обжимом по 1-му варианту (I – образование раструба)

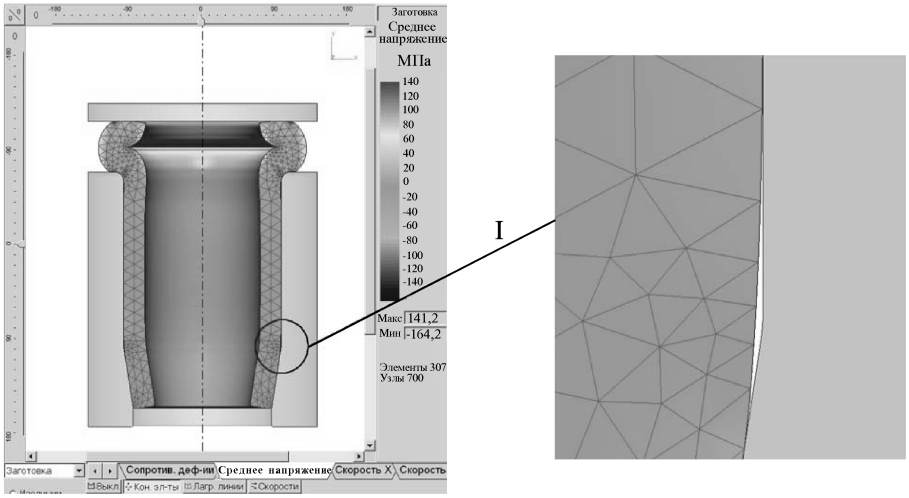
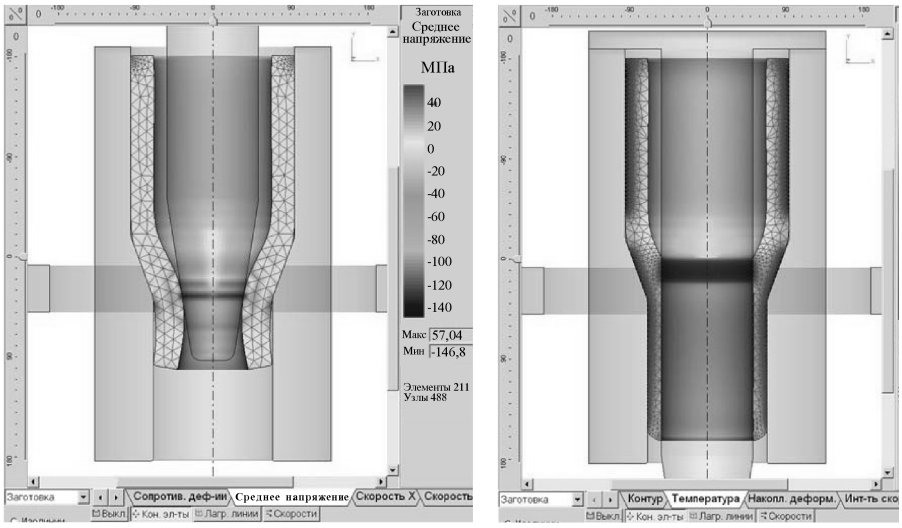
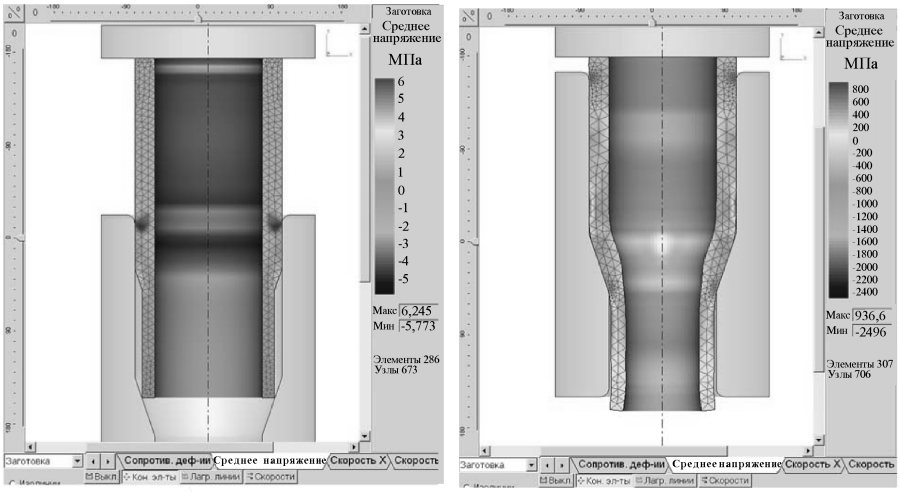


Рис. 12. Потеря устойчивости заготовки из алюминия АД0 с фактором трения 0,3 при обжиме с подпором по 1-му варианту (I – радиус свободного изгиба спрямления)



а) *б)*

Рис. 13. Обжим с утонением стенки горловины (второй переход) заготовки из стали 40ХН в горячем состоянии коническим пуансоном (угол конуса 10°):
а – исходное положение; *б* – поковка переводника



а) *б)*

Рис. 14. Обжим на стали 40ХН в холодном состоянии с предварительной обточкой стенки заготовки:
а – исходная заготовка; *б* – поковка переводника

нуса 10° (рис. 13, *б*) позволяет получить заданное утонение стенки без утяжки металла.

Наиболее перспективным вариантом технологии для производства переводников является 3-й вариант – обжим в холодном состоянии с предварительной обточкой стенки заготовки до 7,5 мм на ее концевой части. Обжим производится в матрице с внутренним диаметром 65 мм.

Моделирование на стали 40ХН (рис. 14) показало, что обжим проходит без потери устойчивости с получением поковки переводника с требуемыми размерами горловины: $d_в$ = 44,64 мм; S = 9,00 мм.

Моделирование показало, что по данному варианту технологии могут быть изготовлены все типоразмеры переводников заданной номенклатуры.

Выводы

1. Показано, что оптимальным технологическим процессом для штамповки переходных переводников является процесс обжима из трубной заготовки.

2. Трение играет существенную роль в процессе обжима. Так, при факторе трения 0,15 процесс проходит успешно, при факторе трения 0,3 заготовка теряет устойчивость.

3. Изменение скорости деформирования в диапазоне 2,7... 50 мм/с не оказывает влияния на процесс формообразования и силу деформирования.

4. Результаты моделирования процесса обжима из трубной заготовки с наружным диаметром 89 мм и толщиной стенки 12 мм (П73×60) показали, что обжим трубной заготовки с получением заданного внутреннего диаметра 50 мм проходит без потери устойчивости стенки даже при отсутствии ее наружного подпора. Однако такой процесс требует последующей механической обработки ниппельной части переводника для получения требуемого наружного диаметра.

5. Получить поковку переводника П73×60 с заданным диаметром ниппельной части возможно за два перехода. На первом переходе заготовка обжимается на наружный диаметр горловины 65 мм с подпором по всей длине заготовки, на втором переходе осуществляется утонение стенки прошивным пуансоном с конической формой головки (угол конуса 10°).

6. Предпочтительным является технологический процесс обжима трубной заготовки с обточкой конца на наружный диаметр 65 мм на длине 70 мм. В этом случае за одну операцию получается поковка переводника, с размерами максимально приближенными к размерам готовой детали. Поскольку в номенклатуре имеются переводники с одинаковыми наружными диаметрами ниппельных концов, то их можно штамповать в одной матрице с соответствующим очком.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Попов Е.А., Ковалёв В.Г., Шубин И.Н.** Технология и автоматизация листовой штамповки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. 480 с.

2. **Биба Н.В., Стебунов С.А.** QForm: руководство пользователя. Версия 2.2. М.: Квантор-Софт, 2001. 65 с.

3. **Сопротивление** пластической деформации металлов и сплавов: справочник / П.И. Полухин, Г.Я. Гун, А.М. Галкин. М.: Металлургия, 1983. 352 с.

Альберт Сергеевич Езжев, канд. техн. наук;
Олег Александрович Белокуров, канд. техн. наук;
Антон Николаевич Лёгких, инженер

УДК 621.981

С.В. Филимонов *(ООО "Спецтехнология", г. Ульяновск),*
В.И. Филимонов, А.В. Филимонов *(Ульяновский государственный технический университет)*

Автоматизированные линии производства гнутых профилей

Рассмотрена концепция создания и особенности линий для изготовления гнутых профилей методом интенсивного деформирования.

The article discusses the concept and the features of the automated lines for roll-formed profiles manufacturing by the intensive deformation method.

В последние годы производство гнутых профилей имеет тенденцию к все более широкому применению метода интенсивного деформирования (МИД) в роликах, который имеет определенные преимущества перед традиционным профилированием и методом стесненного изгиба [1]. В частности, по отношению к традиционному профилированию число переходов сокращается примерно в два раза.

Ежегодно разработчиками МИД на отечественный рынок поставляется более 20 автоматизированных линий, на которых производят порядка 150 типоразмеров вновь осваиваемых профилей, в том числе около 30 типоразмеров эксклюзивных конфигураций. Основными потребителями гнутых профилей являются предприятия строительной индустрии, транспортного и дорожного строительства, машиностроения.

Широкая номенклатура производимых и вновь разрабатываемых конструкций гнутых профилей вызывает необходимость разработки целесообразной гаммы профилировочного оборудования, призванного удовлетворить запросы заказчика в технологическом аспекте (технологические возможности, эксплуатационная надежность и др.) при обеспечении минимума капитальных и эксплуатационных издержек.

Цель статьи – рассмотрение особенностей разработки и использования линий производства гнутых профилей на промышленных предприятиях.

Типовой состав линии производства гнутых профилей включает в себя разматывающее устройство, профилировочный станок, отрезное устройство. Расширение технологических возможностей линий достигается включением в их состав перфорирующих устройств или прессов с подвижными штампами. Состав различных типов автоматизированных линий приведен в табл. 1.

Основным формующим агрегатом линии является профилирующий/профилегибочный станок/стан, параметры которого определяются преимущественно его назначением. Профилировочные станки/станы конструкции ООО "НПО "ИДМ" (изготовитель – ООО "Спецтехнология") имеют одну рабочую зону, цельную или модульную конструкцию с приводом формующих клетей с помощью зубчатой передачи или через карданные валы. Клети выполнены съемными или в виде кассетного блока; валы монтируются консольно и замыкаются откидными "плавающими опорами". Станки/станы снабжены направляющими и правильными устройствами различных типов. Правильные устройства имеют возможность регулировки в продольном направлении (монтажная регулировка вдоль оси профилирования), по вертикали, горизонтали и вращением правильного блока вокруг оси профилирования с незначительными отклонениями в случае производства эксклюзивных профилей. Вообще, существует более двадцати параметров классификации профилировочных станков/станов, хотя в данной статье использованы лишь параметры типа станка по назначению (определяются толщиной материала заготовки) и степени его универсальности. Эти же параметры применяют и для классификации линий.

При проектировании профилировочных станков существенное значение имеет определение числа формующих клетей, межклетьевого расстояния и мощности привода. Указанные параметры определяют на основе анализа номенклатуры профилей, подлежащих изготовлению на данном оборудовании.

1. Состав автоматизированных линий конструкции ООО "НПО "ИДМ"

Агрегат, входящий в состав автоматизированной линии	Условное обозначение и состав линии					
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5	№ 6
Рулонница разматывающая	+	+	+	+	+	+
Отгибатель кромок						+
Листоправильная машина					+	+
Ножницы гильотинные						+
Пост сварки						+
Пресс с подвижным штампом пробивки					+	+
Перфорирующее устройство (пневмат.)						
Синхронизатор шага перфорации					+	
Профилировочный станок/стан	+	+	+	+	+	
Пресс с отрезным летучим штампом						+
Пила отрезная с синхронизатором					+	
Отрезное устройство (пневмат.)	+	+	+	+		
Стол приемный (с накопителем/сбрасывателем)	+	+	+	+	+	+
Электронная система управления	+	+	+	+	+	+

Обозначения:

№ 1 – узкоспециализированная (не переналаживаемая) линия "легкого" типа (толщина заготовки до 1,0 мм) (рис. 1);

№ 2 – номенклатурно-ориентированная линия "легкого" типа с кассетной сменой инструмента (толщина заготовки до 1,0 мм);

№ 3 – универсальная линия "легкого" типа (толщина заготовки до 1,5 мм) (рис. 2);

№ 4 – универсальная линия "среднего" типа (толщина заготовки до 2,5 мм) (рис. 3);

№ 5 – универсальная линия "среднего" типа с расширенными технологическими возможностями (толщина заготовки до 2,5 мм) (рис. 4);

№ 6 – номенклатурно-ориентированная линия "тяжелого" типа с расширенными технологическими возможностями (толщина заготовки до 5,0 мм) (рис. 5).

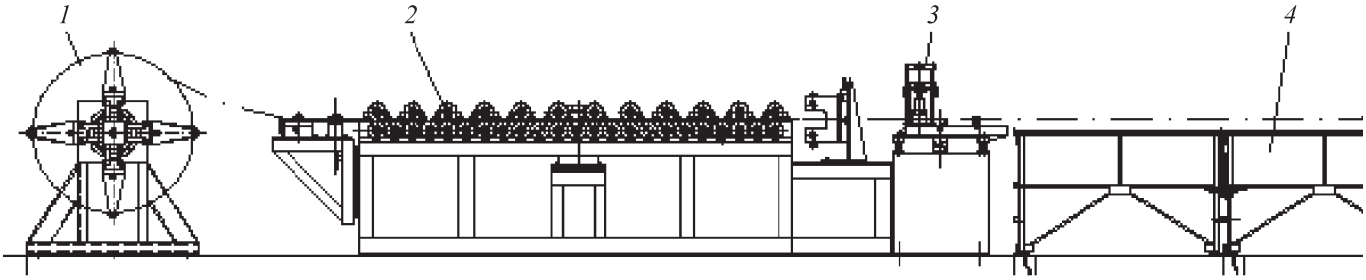


Рис. 1. Узкоспециализированная линия "легкого" типа:
1 – разматывающая рулонница; *2* – профилировочный стан; *3* – отрезное устройство; *4* – стол-сбрасыватель

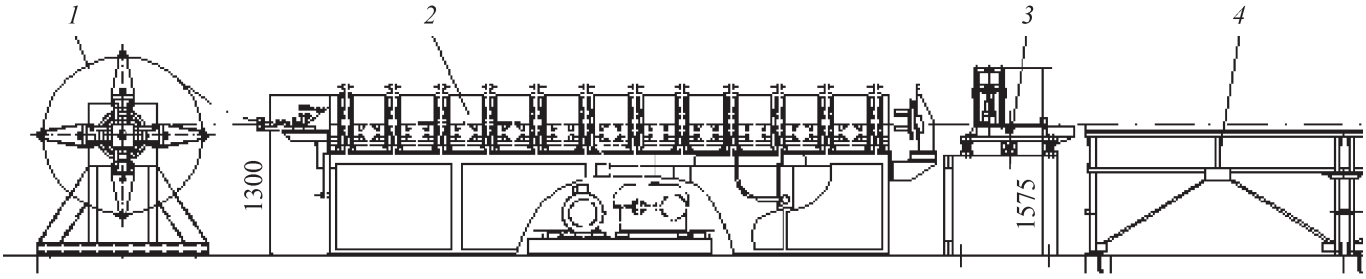


Рис. 2. Универсальная линия "легкого" типа:
1 – разматывающая рулонница; *2* – профилировочный стан; *3* – отрезное устройство; *4* – стол-сбрасыватель

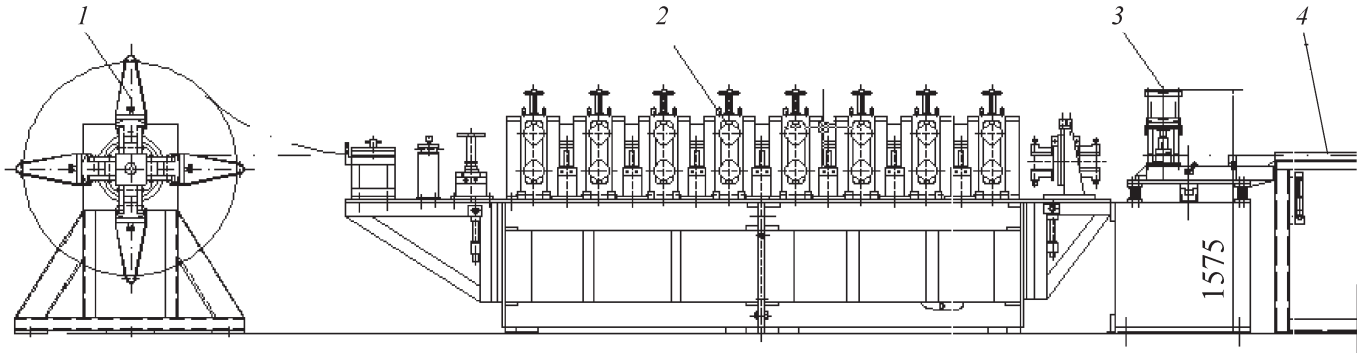


Рис. 3. Универсальная линия "среднего" типа:
1 – разматывающая рулонница; *2* – профилировочный стан; *3* – отрезное устройство; *4* – стол-сбрасыватель

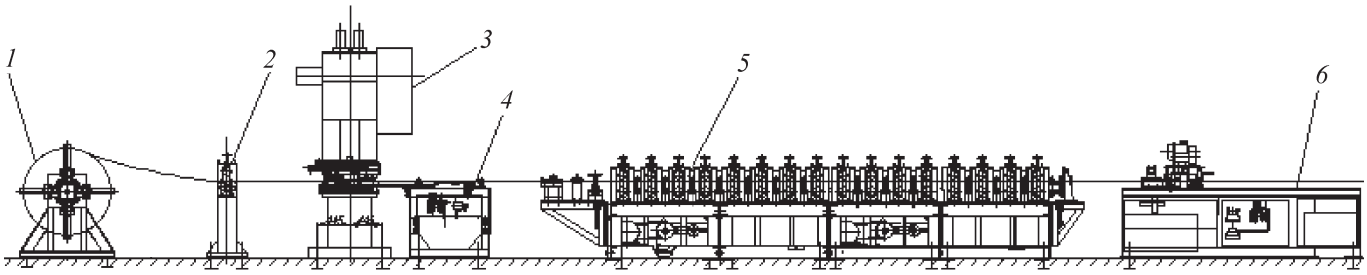


Рис. 4. Универсальная линия "среднего" типа с расширенными технологическими возможностями:
1 – разматывающая рулонница; *2* – тянущее устройство; *3* – перфорирующий пресс; *4* – синхронизирующее устройство; *5* – профилировочный стан; *6* – отрезное устройство; *7* – стол-сбрасыватель

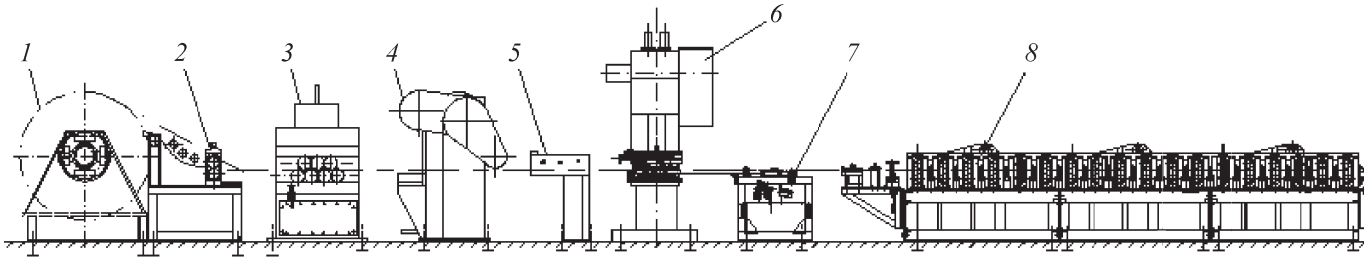


Рис. 5. Номенклатурно-ориентированная линия "тяжелого" типа с расширенными технологическими возможностями:
1 – разматывающая рулонница; *2* – тянущее устройство с отгибателем кромок; *3* – правильная машина; *4* – пресс для подрезки заготовки; *5* – подающее устройство; *6* – перфорирующий пресс; *7* – синхронизирующее устройство; *8* – профилировочный стан

Для определения числа клетей используют полуэмпирическую модель числа переходов наиболее сложного профиля, приведенного с использованием метода "локальных жесткостей" к профилю типовой номенклатуры [1]. Затем выполняют расчет числа переходов с прогонкой по толщинам заготовок из предполагаемого номенклатурного ряда. Максимальное значение числа переходов принимают за искомое. При производстве гнутых профилей из материалов с покрытием следует учитывать поправку на ослабление режима деформирования увеличением числа клетей на одну-две, если технологические меры оказываются малоэффективными [2].

Межклетьевое расстояние подсчитывают на основе модели определения протяженности зоны плавного перехода при интенсивном деформировании для наиболее сложного профиля и для профиля с максимальными габаритными размерами (точнее, подгибаемыми полками) [1, 3]. Из двух расчетных значений выбирают максимальное и после округления в сторону увеличения до ближайшего предпочтительного значения размерного ряда объявляют искомым. Задание корректного значения межклетьевого расстояния гарантирует при правильном проектировании технологии отсутствие потери устойчивости элементов профиля и переформовки заготовки.

Расчеты мощности привода станков можно проводить с использованием результатов работ [3]. При этом диаметры валов рассчитывают исходя из распирающей и тянущей сил профилирования.

Другие параметры агрегатов назначают или рассчитывают на основе технологической или конструктивной целесообразности.

Рассмотрим характеристики и функционирование только одной из универсальных линий "среднего типа" (№ 4, см. табл. 1), поскольку построение и работа других линий до известной степени аналогичны.

Для обеспечения надлежащего качества производимых на линии профилей к заготовкам – горяче- и холоднокатаным лентам мерной длины с обрезными кромками – предъявляют следующие требования: точность размера ленты по ширине – 0,2 мм; разнотолщинность ленты по ширине не более 0,05 мм; серповидность заготовки не более 1 мм на 1 м длины ленты; временное сопротивление разрыву материала заготовки не более 390 МПа.

Автоматизированная линия включает в себя следующие компоненты: 1) рулонницу Р-400×3,0; 2) стан профилегибочный универсальный СПУ-400К8×65; 3) устройство пневматическое для отрезки профиля; 4) стол-сбрасыватель; 5) систему управления.

Рулонница Р-400×3,0 предназначена для удержания, разматывания и подачи рулонного материала в профилегибочный стан. Она состоит из станины, в верхней части которой закреплен рабочий вал с колодочным тормозом. На валу расположены опоры и ограничители. Регулировку ограничителей под рабочую ширину рулона и посадочного диаметра под рулон проводят регулировочными винтами. Ниже приведены характеристики рулонницы.

Высота оси рулона над полом, мм	1200
Минимальный посадочный диаметр барабана, мм	480
Максимальный посадочный диаметр барабана, мм	620
Максимальный диаметр рулона, мм	1200
Максимальная ширина рулона, мм	400
Максимальная масса рулона, кг	3000
Габаритные размеры рулонницы, мм:	
длина	2080
ширина	1400
высота	1700
Масса рулонницы, кг	1480

Универсальный профилегибочный стан СПУ-400К8×65 предназначен для изготовления методом интенсивного деформирования в роликах мелкосортного гнутого профиля и состоит из двух секций с четырьмя профилирующими клетями каждая, направляющего устройства, правильного устройства и системы управления [5].

Основными узлами стана являются профилирующие клети. Клеть (рис. 6, *а*) представляет собой основание *1*, в котором установлены стойки *2* с перемещающимися по ним ползунами *3*. В ползунах на подшипниках качения установлены рабочие валы *4* и *6*. Перемещение нижнего ползуна в вертикальной плоскости осуществляется вращением винта *5*. Перемещение верхнего ползуна в вертикальной плоскости осуществляется вращением винта *7*. Крутящий момент рабочим валам передается от раздаточной коробки через карданные валы.

На рабочих валах клети при помощи замыкающей опоры закреплены ролики. Схема базирования формующих роликов приведена на рис. 6, *б*. Замыкающая опора представляет собой основание, в котором установлены стойки с перемещающимися ползунами. В ползунах зафиксированы концы рабочих валов профилирующей клети. Регулировка перемещения нижнего и верхнего ползунов осуществляется посредством ходовых винтов. Основные технические характеристики стана и профилирующей клети приведены ниже.

Стан

Высота поверхности станины над полом, мм	800
Расстояние от стола до нижнего вала с оснасткой, мм	200
Максимальная глубина профилирования, мм	60
Скорость профилирования, м/мин	8...10
Максимальная толщина заготовки, мм	0,5...2,0
Максимальная ширина заготовки, мм	360

Клеть профилирующая

Диаметр рабочих валов, мм	65
Длина рабочей части валов, мм	400
Регулировка верхнего вала клети по вертикали, мм	50
Межосевое расстояние между роликами с оснасткой, мм:	
минимальное	130
максимальное	190
Мощность электродвигателя стана, кВт	11
Частота вращения вала электродвигателя, об/мин	1000

Заготовка после центрирования в направляющем устройстве захватывается роликами профилирующей клети с горизонтальным расположением приводных рабочих валов. Между профилирующими клетями могут быть установлены промежуточные клети с роликами или фильерами на вертикальных осях. За последней профилирующей клетью установлено правильное устройство с роликами, которое крепится болтами к торцу станины.

Устройство пневматическое предназначено для отрезки поступающего из профилегибочного стана профиля на заданную длину без остановки линии и состоит из станины с пневматическим прессом, ресивера, блока подготовки воздуха и пневмораспределителя.

Профиль поступает из стана в матрицу, закрепленную в прессе, и по сигналу на отрезку воздух из ресивера поступает в верхнюю полость пневмоцилиндра, приводя в движение поршень с пуансоном (ножом). Сопутствующее движение каретке пресса вдоль направляющих передается профилем. По сигналу от

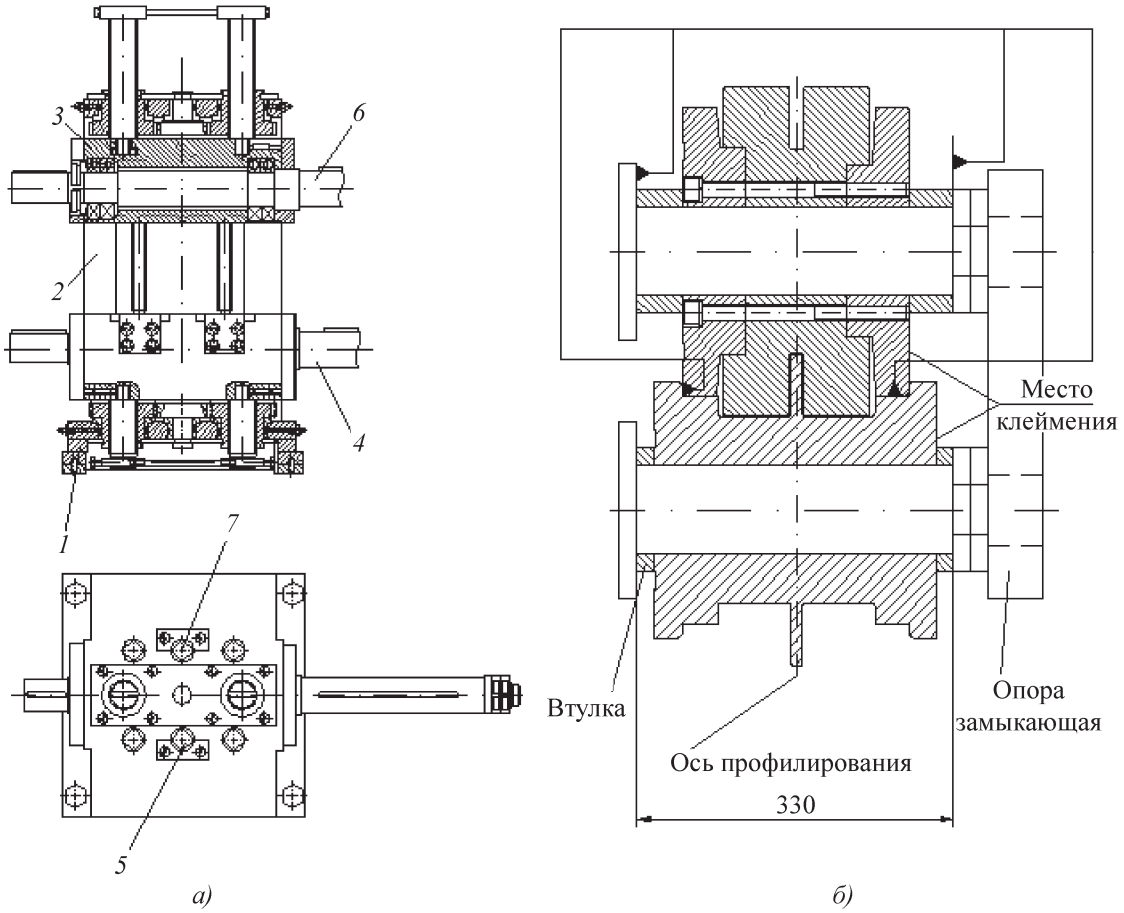


Рис. 6. Клеть профилегибочного стана:
а – устройство клети; *б* – схема базирования формующей оснастки на рабочих валах клети; *1* – основание клети; *2* – стойка; *3* – подшипниковый узел; *4* – нижний валок; *5, 7* – регулировочный винт; *6* – верхний валок

электронного блока управления происходит возврат поршня в исходное положение за счет подачи воздуха в нижнюю полость пневмоцилиндра. Возврат подвижной каретки в первоначальное положение происходит под действием пружин. Отрезанный в размер профиль поступает на стол-сбрасыватель. Характеристики пневматического устройства приведены ниже.

Максимальная ширина отрезаемой детали, мм 300
Максимальный ход поршня, мм 80
Максимальный ход каретки при работе, мм 120
Рабочее давление в пневмосистеме, МПа . . . . . 0,4...0,6
Габаритные размеры пресса, мм:
длина 830
ширина 942
высота 1450
Масса пресса, кг 42

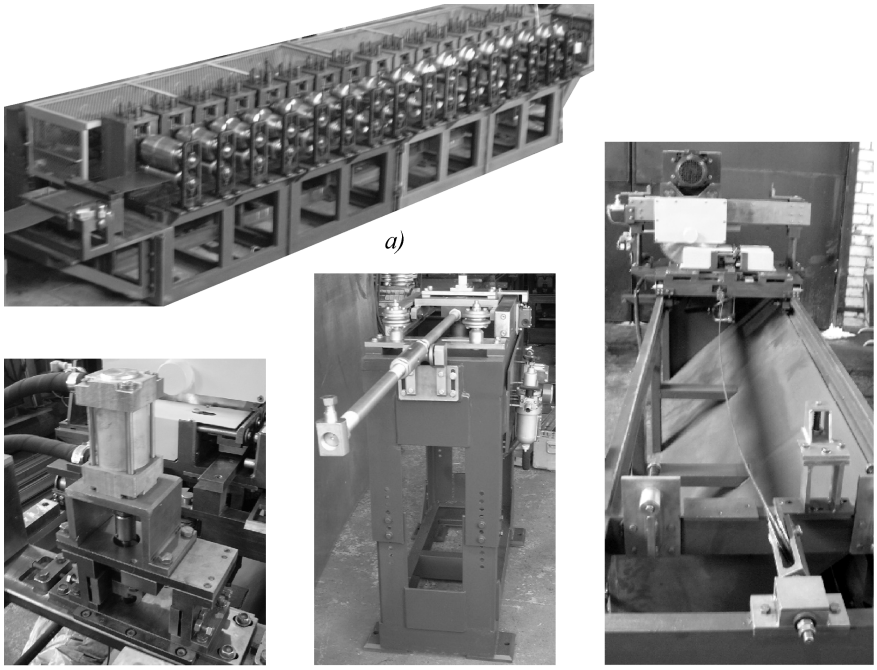
Стол-сбрасыватель предназначен для приема готовых деталей и их удаления из рабочей зоны.

Стол состоит из рамы сварной конструкции и панели, закрепленной на раме через кронштейн. Панель откидывается вниз и возвращается в исходное положение за счет работы пневмоцилиндров по сигналам от электронного блока управления.

Электронная система управления включает отсчитывающее устройство и электронный блок управления, предназначенные для задания параметров: расстояния торможения, длины отрезаемой детали, количества изготовляемых деталей, расстояния от места отрезки до стола со сбрасывателем, а также выдачи команд управления замедлением, отрезкой и столом на основе информации от соответствующих датчиков. Характеристики системы управления приведены ниже.

Напряжение питания однофазной цепи, В . . . . . 220 ±22
Номинальная частота тока, Гц . . . . . 50 ±0,5
Время непрерывной работы в сутки, ч, не более 16
Средний срок службы, лет, не менее 10
Средняя наработка на отказ, лет, не менее 2500
Дискретность установки длины, мм 1,0
Минимальная длина профиля, мм 500
Максимальная длина профиля, мм 9999

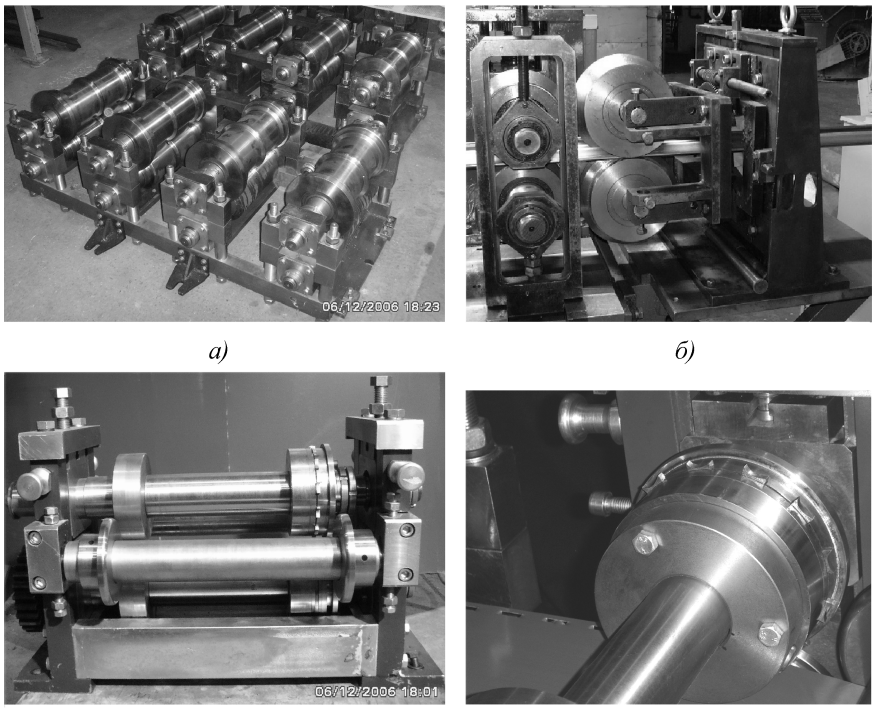
Линия может работать в режиме наладки и в автоматизированном режиме. Она обладает достаточной универсальностью, малым временем переналадки,



а)

б) *в)* *г)*

Рис. 7. Агрегаты автоматизированных линий:
а – профилегибочный стан; *б* – пневматическое устройство для отрезки и перфорации профилей; *в* – синхронизатор шага перфорации; *г* – летучая пила для отрезки профиля



а) *б)*

в) *г)*

Рис. 8. Технологическое оснащение линий:
а – съемные кассеты с формующими роликами; *б* – правильное устройство с правильной оснасткой; *в* – клеть в сборе с перфорирующими роликами; *г* – ролик с вставными пуансонами

достаточной для мелкосерийного производства производительностью, высокой надежностью, удобством эксплуатации, ремонтопригодностью и сравнительно невысокой ценой.

На рис. 7 представлено оборудование для автоматизированных линий производства профилей, а на рис. 8 – некоторые виды технологического оснащения для линий рассмотренного ряда.

Практика внедрения и эксплуатации данных линий показывает их высокую экономическую эффективность. Известны случаи получения дневной прибыли до 200 тыс. руб. при производстве эксклюзивных профилей одной линией при двухсменной работе. При рациональном использовании линий срок их окупаемости обычно не превышает одного года.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Метод, расчеты и технология интенсивного деформирования гнутых профилей типовой номенклатуры. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2004. 246 с.

2. **Илюшкин М.В., Филимонов В.И.** Интенсивная технология производства гнутых профилей из материалов с покрытием в роликах. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2006. 200 с.

3. **Филимонов В.И., Колганов И.М., Филимонов С.В.** Применение модели пластического формоизменения профилирования // Авиационная промышленность. 1996. № 3–4. С. 26–30.

4. **Филимонов В.И., Москвин А.С.** Силовые параметры при стесненном изгибе и проектировании профилегибочного оборудования // Авиационная промышленность. 1994. № 9–10. С. 5–10.

5. **Пат. РФ** на полезную модель № 50886, МПК B 21 D 5/06. Профилегибочный стан / В.А. Литвинов, А.В. Филимонов, Д.П. Зарубин, С.В. Филимонов, В.И. Лапшин. Опубл. 27.01.2006, Бюл. № 3.

Сергей Вячеславович Филимонов, канд. техн. наук;
Вячеслав Иванович Филимонов, д-р техн. наук;
Андрей Вячеславович Филимонов, инженер

К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, М.И. Алымов *(ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН)*

Тяжелые вольфрамовые сплавы, полученные из нанопорошков

Из нанопорошков тяжелого вольфрамового сплава (ТВС), синтезированных экономичным, производительным химико-металлургическим методом (удельная поверхность 0,9 м^2/г, размер частиц ~100 нм), получен компактный материал с плотностью ~17,4 г/см^3 и размером зерна вольфрама 2,4...4,6 мкм. Исследовано влияние режимов спекания на структуру, плотность и свойства сплава. Показано, что этот сплав превосходит промышленный сплав того же состава по твердости и прочности.

Compact material of ~17,4 g/cm^3 in density and 2,4...4,6 μm in tungsten grain size are prepared from heavy tungsten alloy (HTA) nanopowders (of 0,9 m^2/g in specific surface area and ~100 nm in particle size) synthesized by a cost-effective and productive chemical-metallurgical method. The structure, density, and properties of the alloy are studied as a function of sintering regime. It is shown that this alloy surpasses the commercial alloy of the same composition in hardness and strengths.

Введение. Использование тяжелых вольфрамовых сплавов (ТВС) для боеприпасов и, прежде всего, сердечников бронебойных подкалиберных снарядов (БПС) является наиболее массовым видом применения ТВС. Также они находят широкое применение в различных областях промышленности и науки (защита от излучения ряда используемых в медицине препаратов, в ядерной энергетике, машиностроении и др.) [1–3].

Традиционные отечественные и зарубежные ТВС типа ВНЖ-90 обычно содержат 90 % W; 7 % Ni; 3 % Fe. Для повышения их механических свойств в них добавляют 1...2 % Co. Одним из наиболее распространенных является сплав Н8Ж2К1, содержащий 90 % W; 7,2 % Ni; 1,8 % Fe; 1,0 % Co (рис. 1).

Этот сплав получают из средне- и крупнозернистых порошков вольфрама (средний линейный размер частицы ~15 мкм, конгломераты ≤50 мкм), внешний вид которых показан на рис. 2, *а*, путем твердофазного и жидкофазного спекания (ТФС и ЖФС соответственно) по стандартному режиму в атмосфере водорода при температурах, повышающихся до 1530 °С.

Во время спекания формируется структура из округлых зерен вольфрама (90 % мас. или ~88 % об.), окруженных Ni–Fe (Ni–Fe–Co)-связкой. Средний размер зерна составляет 25...35 мкм, отдельные зерна до 50 мкм (см. рис. 1) [3, 4, 5].

Зарубежные сплавы могут содержать от 90 до 97,5 % W при наиболее часто встречающихся значениях 92,5...96,0 % W. Содержание никеля составляет 2,8...4,9 %; железа – 0,8...2,1 %; кобальта – 1...1,5 %.

Установлено, что эффективность бронепробития ударниками при данной скорости удара зависит не от прочности и пластичности материала (эти свойства

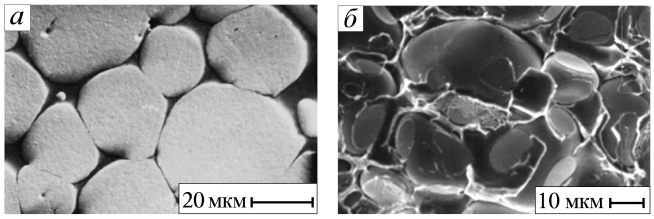


Рис. 1. Микроструктура (*а*) и поверхность разрушения (*б*) стандартного сплава (Н8Ж2К1), спеченного по заводской технологии

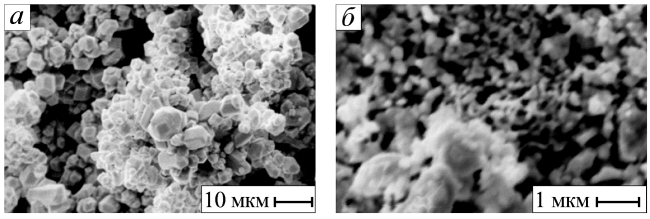


Рис. 2. Характерный вид исходных стандартных порошков вольфрама (*а*) и нанопорошка сплава 90 % W – 7,2 % Ni – 1,8 % Fe – 1 % Co (*б*)

обеспечивают целостность конструкции при выстреле), а от того, как он течет и разрушается в процессе взаимодействия с преградой.

Известно, что ударники из обедненного урана (ОУ) (например, сплав U-3/4Ti) значительно превосходят ударники из ТВС по своей проникающей способности. Способность ударника к бронепробитию определяется характером течения материала ударника при внедрении в преграду. Способность ОУ к разупрочнению при высокоскоростной деформации благодаря локализации сдвига и образованию полос адиабатического сдвига (ПАС), по которым проходит разрушение, позволяет ударнику из ОУ в процессе внедрения в преграду быстро "сбрасывать" деформированный материал и обеспечивает "самозатачивание" (образование острия в вершине) ударника в процессе его баллистического внедрения.

Стержни из высокопрочных традиционных промышленных ТВС с крупным зерном вольфрама (25...40 мкм) при внедрении сплющиваются, образуя "грибную" шляпку, что значительно ухудшает их баллистическое ударное действие, так как увеличивается диаметр кратера и уменьшается глубина проникновения в броню [6].

Однако коррозионные, экологические и политические проблемы, возникающие при использовании стержней для метания, изготовленных из ОУ, вновь повысили интерес к разработке и усовершенствованию ТВС в целом и особенно ТВС с повышенной способностью к локализации адиабатического сдвига (АС) [6].

Интересные результаты были получены при использовании комплексного метода изготовления ТВС из нанопорошка состава 86,23 % W – 11,7 % Cu – 1,58 % Al – 0,48 % Ni (с медной связкой, легированной никелем и алюминием) [7]. Исследование шероховатости стенок канала и чешуек после баллистических испытаний ударников из нового материала с размером зерна ~230 нм показало, что они подобны наблюдавшимся в опытах с ударниками из ОУ, что свидетельствует о протекании механизма разрушения ударника с нанокристаллической нетрадиционной связкой путем АС.

Сравнительный анализ данных по пробитию стальной преграды ударниками из вольфрама, ТВС и сплава U-3/4Ti показал, что ТВС-ударники занимают промежуточное положение. Это указывает на то, что связка ТВС (γ-твердый раствор Ni–Fe с ГЦК кристаллической решеткой) в определенной степени склонна к локализации деформации, обеспечивающей последующее отслаивание чешуек. Из этого следует, что ударники из ТВС могут быть не хуже, чем из ОУ (или даже лучше последних), при условии определенной доработки ТВС-ударников, а именно при использовании альтернативных связок или создании в ТВС ультрадисперсной или наноструктуры [8].

Формирование наноструктур в ударниках из ТВС усиливает склонность материала к локализации деформации и последующему разрушению путем отслаивания чешуек, что должно улучшать служебные свойства ударников. Однако одной из наиболее трудных и важных с практической точки зрения задач является разработка способа сохранения нано- или субмикронных размеров исходных порошков при получении из них компактного материала, поскольку при нагреве в процессе консолидации нанодисперсные высокоактивные порошки проявляют ярко выраженную тенденцию к ускоренному росту.

Дисперсные порошки W–Ni–Fe-сплавов получают различными способами: быстрой кристаллизацией плазменных расплавов [9, 10], криогенным размолом и механическим легированием (МЛ) в высокоэнергетических шаровых мельницах – аттриторах.

При МЛ происходит сильный наклеп как W, так и Ni+Fe, образуются композитные гранулы, в которых размер областей когерентного рассеяния уменьшается до ~10...100 нм. Однако после ТФС по стандартной технологии образцы имеют низкие механические свойства, а попытка ЖФС ведет к резкому росту зерна, что не позволяет реализовать те преимущества, которые ожидались от использования нанопорошков [7, 11].

Наиболее обнадеживающие результаты получены на образцах, скомпактированных из мелкодисперсных порошков, изготовленных криогенным размолом в аттриторе смесей порошков традиционного сплава 90 % W – 7 % Ni – 3 % Fe. Путем ТФС или кратковременного ЖФС получен полностью плотный материал (near full density) с субмикронным/микронным размером зерна, хорошими механическими свойствами на изгиб и микротвердостью [12, 13].

Однако все рассмотренные методы получения дисперсных или нанопорошков являются малопроизводительными и энергозатратными, что не позволяет использовать их для промышленного производства ТВС.

Учитывая необходимость потенциально больших объемов производства порошков ТВС был выбран экономичный, производительный, не требующий специализированного оборудования химико-металлургический метод синтеза нанопорошков [14, 15] и поставлена цель – разработать способ их консолидации до заготовок с плотностью, близкой к теоретической, и сохранить при этом мелкое зерно вольфрама.

Материалы и методы эксперимента. Нанопорошки W–Ni–Fe–Co получали путем обработки твердой вольфрамовой кислоты водными растворами солей Ni, Fe и Co различной концентрации и последующим восстановлением сухого осадка водородом и пассивацией инертным газом [14, 15]. Частицы смеси металлических порошков средним размером частиц около 300 нм представляли собой конгломераты наночастиц размером менее 100 нм (рис. 2, *б*).

Образцы диаметром 15,2 мм, высотой ~3,65 мм, плотностью ~10,0...10,4 г/см^3 изготовляли холодным

Режимы спекания и нумерация образцов

Номер образца*	ТФС в водороде	ТФС/ЖФС в вакууме 1,33 Па
1-0	800 °С, 30 мин + 1000 °С, 30 мин + 1300 °С, 30 мин	–
1-1		1450 °С, 1 ч
1-2		1480 °С, 1 ч
1-3		1510 °С, 1 ч
2-0	800 °С, 30 мин + 1000 °С, 30 мин + 1350 °С, 30 мин	–
2-1		1450 °С, 1 ч
2-2		1480 °С, 1 ч
2-3		1510 °С, 1 ч
3-0	800 °С, 30 мин + 1000 °С, 30 мин + 1350 °С, 2 ч	–
3-1		1450 °С, 30 мин
3-2		1480 °С, 30 мин
3-3		1510 °С, 30 мин

*Первая цифра означает номер серии образца, вторая цифра – номер образца в серии.

одноосным прессованием (давление прессования 400 МПа). Спекание проводили по ступенчатому режиму (таблица).

Контрольные образцы из нанопорошков спекали в водороде по близкой к стандартной технологии: ТФС при (1100±10) °С и ЖФС при (1530±10) °С. Для предотвращения водородного охрупчивания после ЖФС проводили отжиг образцов при 800...850 °С в вакууме.

Температуры протекания превращений при спекании образцов из нанопорошков и стандартных заводских W–Ni–Fe–Co-смесей порошков определяли на установке "Cetaram" в вакууме в интервале температур 700...1600 °С при нагреве со скоростью 20 °С/мин. Химический состав материала связки определяли методом микрорентгеноспектрального анализа на приборе "LEO 430". Измерения проводили на наиболее крупных участках связки размером не менее 1,5 мкм. Твердость по Виккерсу определяли при нагрузке 100 Н.

Образцы для определения механических свойств при сжатии размером 6×3×3 мм вырезали электроэрозионной резкой. Испытание на сжатие при комнатной температуре проводили на испытательной машине "ИНСТРОН 3382".

Результаты исследований и их обсуждение. Повышение температуры и времени последней ступени ТФС в водороде от 1300 °С 0,5 ч до 1350 °С 0,5 и 2 ч приводит к повышению плотности от 16,7 до 17,1 и 17,2 г/см^3 соответственно, что составляет ~96...99 % от теоретической (рис. 3). При этом происходит увеличение среднего размера зерна вольфрама от 2,3 до 2,4 и 2,9 мкм соответственно (рис. 4).

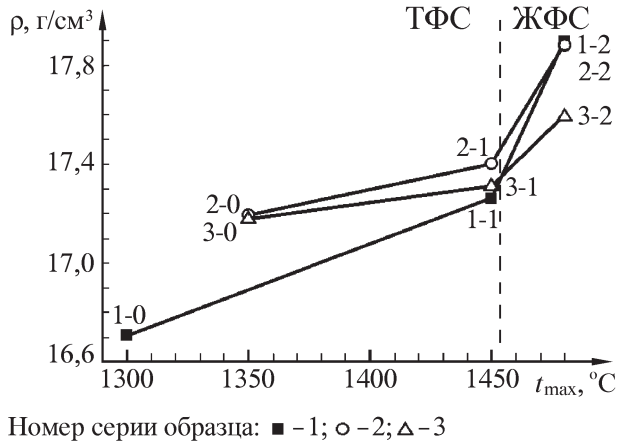


Рис. 3. Влияние максимальной температуры t_{max} спекания на плотность ρ ТВС из нанопорошков (номера образцов и режимы их спекания см. в таблице)

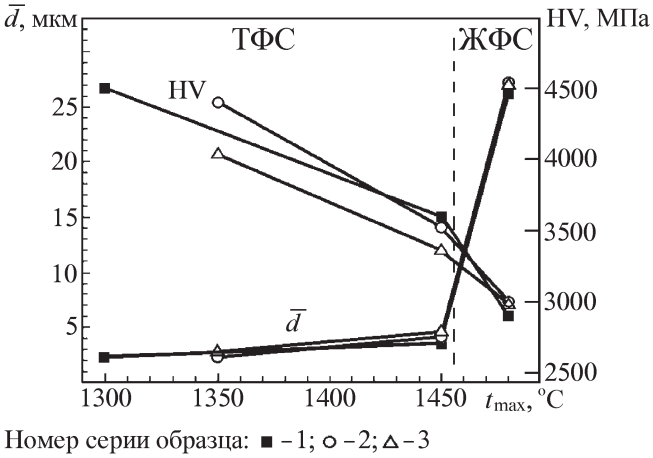


Рис. 4. Влияние максимальной температуры t_{max} спекания на размер $\bar{d}$ зерна вольфрама и твердость HV образцов ТВС из нанопорошков (режимы спекания см. в таблице)

В образцах после ТФС уже при 1350 °С практически отсутствует пористость (рис. 5, *а, б*), размер редких пор не превышает 50 нм. Образцы имеют структуру, подобную той, которая образуется после ЖФС в стандартных образцах, изготовленных по стандартной технологии: скругленные зерна вольфрама (но не такие крупные и округлые, как после ЖФС стандартных сплавов, спеченных по стандартной технологии), окруженные прослойкам Ni–Fe–Co-связки.

Эта структура, однако, не вполне совершенна: выделения Ni–Fe–Co-связки расположены равномерно по сечению образца, но могут образовывать либо "островки", соизмеримые по размерам с мелкими зернами вольфрама, либо очень тонкие прерывистые прослойки между зернами толщиной ≤50 нм (или даже цепочки ультрадисперсных включений).

После ТФС в вакууме при 1450 °С в течение 0,5...1 ч плотность образцов, спеченных в водороде

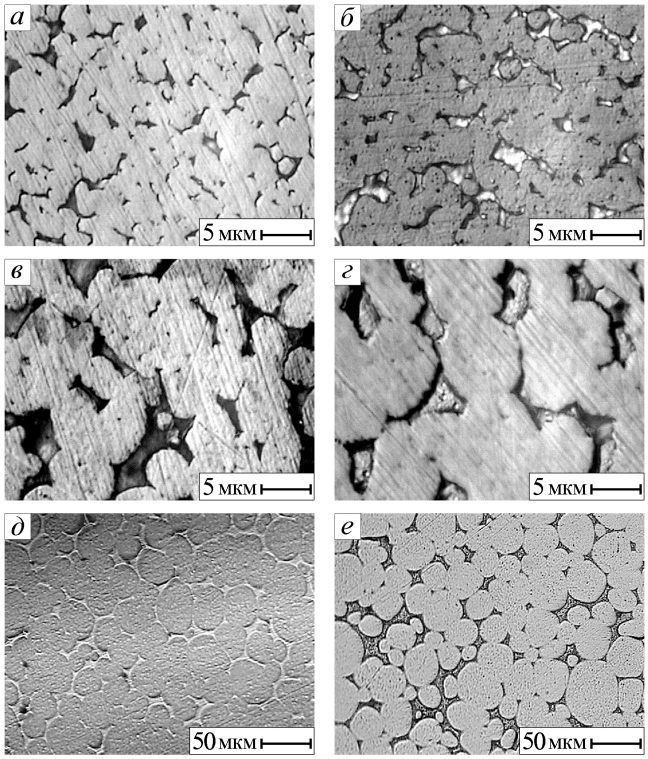


Рис. 5. Характерные микроструктуры образцов, полученных из нанопорошков, после первого ТФС в водороде и второго спекания в вакууме по режимам, указанным в таблице
а – 2-0; *б* – 3-0; *в* – 2-1; *г* – 3-1; *д* – 2-2; *е* – 3-2

при 1300 в течение 0,5 ч и при 1350 °С в течение 0,5 и 2 ч, повысилась до 17,26; 17,4 и 17,3 г/см^3 соответственно. Эти значения плотности соответствуют теоретической плотности ТВС с ~91...92 % мас. W. Размер зерна при этом увеличивается до 3,6; 4,0 и 4,6 мкм соответственно (рис. 5, *в, г*).

Второе спекание образцов из нанопорошков в вакууме при 1480 °С в течение 0,5...1 ч приводит к повышению плотности до 17,6; 17,9 и 17,9 г/см^3 соответственно (см. рис. 3) (т.е. выше теоретической) и изменению структуры образцов. Происходит рост зерен вольфрама до ~26 мкм (см. рис. 5, *д, е*) и увеличение их объемной доли.

При отжиге 1510 °С в течение 0,5...1 ч средний размер зерна вольфрама возрастает до 30...32 мкм. Превышение теоретической плотности при ЖФС в вакууме объясняется испарением расплава связки (никеля), что и приводит к увеличению объемной доли вольфрамовых зерен.

В образцах, полученных из нанопорошков, при спекании по стандартному режиму зерно вольфрама вырастает до огромных размеров, достигая ~55...100 мкм, что в 2–3 раза больше, чем при использовании крупно- и среднезернистых порошков вольфрама. Сравнение структур образцов из стандартных среднезернистых порошков и из нанопорошков после ЖФС показало, что уже при 1480 °С происходит ЖФС

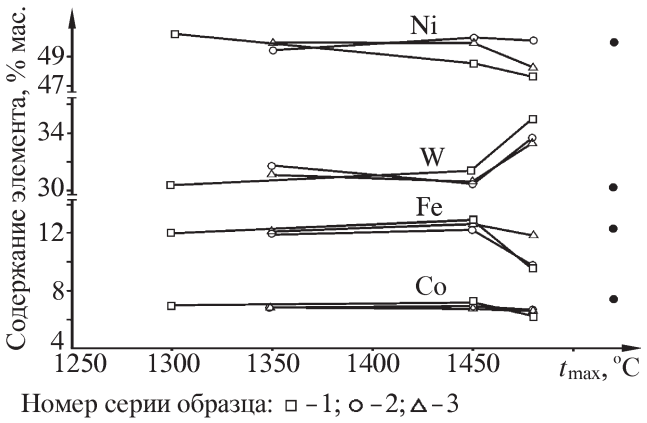


Рис. 6. Влияние максимальной температуры t_{max} спекания на состав Ni–Fe–Co-связки образцов ТВС, спеченных из нанопорошков (светлые точки) по режимам, приведенным в таблице, и состав связки стандартного сплава (черные точки)

нанопорошков с высокой поверхностной и межфазной энергией.

Известно, что при нагреве нанопорошков наблюдается быстрый рост зерна в очень узком интервале температур [11], что связано со значительно большей поверхностной энергией и, следовательно, активностью нанопорошков по сравнению с микронными (средне- и крупнозернистыми) порошками, которые имеют размер примерно на 1–2 порядка больше.

Высокая поверхностная энергия нанопорошков резко ускоряет диффузионные процессы при нагреве материала и интенсифицирует процессы массопереноса вольфрама в материале связки. Это обуславливает интенсивное изменение структуры материала из нанопорошков, уплотнение материала и изменение состава связки уже при ТФС, т.е. при температурах ниже температуры начала оплавления связки.

Состав связки уже после ТФС при 1350 и 1450 °С полностью совпадает с составом связки сплава, полученного ЖФС по традиционной технологии (рис. 6), плотность соответствует теоретической, а скругленная форма зерен вольфрама становится подобной форме зерен после ЖФС.

Период кристаллической решетки Ni–Fe–Co-связки в образцах из нанопорошков составляет 0,3591 после ТФС при 1350 °С, что больше, чем для нелегированного никеля (0,3523 нм) и соответствует значениям, характерным для стандартных сплавов ВНЖ, полученных ЖФС: 0,3594 нм для деформированного и 0,3591 нм для отожженного материала [5]. Это также подтверждает полноту протекания диффузионных процессов в связке образцов из нанопорошков уже при кратковременных выдержках при ТФС при 1350 °С.

Высокая активность нанопорошков подтверждается данными калориметрических исследований (рис. 7): видно, что Ni–Fe–Co-связка образца, полученного из нанопорошков, начинает плавиться при

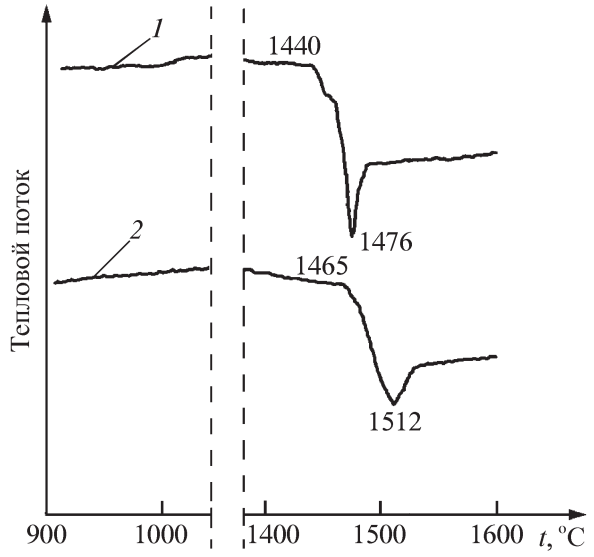


Рис. 7. Термограммы тепловых эффектов при нагреве в вакууме нанопорошка (*1*) и стандартной смеси порошков (*2*)

температуре на 25...30 °С ниже, чем связка в образцах, полученных из средне- и крупнозернистых порошков.

Образцы базового сплава заводского производства имеют твердость по Виккерсу (1750±5) МПа после ЖФС и (2950±5) МПа после упрочняющей обработки. Образцы сплава из нанопорошков после ТФС при 1350 °С имеют твердость 4050...4400 МПа, а после ТФС при 1450 °С – (3450±10) МПа (см. рис. 4), что несколько выше, чем для традиционных сплавов (с той же плотностью, но после ЖФС и упрочняющей обработки) и может быть обусловлено более мелкозернистой структурой сплава из нанопорошка.

Пределы текучести и прочности на сжатие при комнатной температуре мелкозернистых ТВС, полученных твердофазным спеканием по режиму образца 2-0 (см. таблицу), составляют 1000 и 1110 МПа соответственно. Это на ~55 и ~35 % больше, чем прочностные характеристики промышленных сплавов, для которых при испытаниях в тех же условиях предел текучести составил 650 МПа, предел прочности – 810 МПа.

Таким образом, получение более мелкозернистой структуры на стадии ТВС образцов из нанопоршков без применения упрочняющей обработки существенно увеличивает прочность по сравнению со стандартными ТВС.

Выводы

1. Экономичным, производительным, не требующим специализированного оборудования химико-металлургическим методом синтезированы нанопорошки многокомпонентного сплава W–Ni–Fe–Co с удельной поверхностью 0,9 м^2/г, средним размером конгломератов ~300 нм, состоящих из наночастиц размером ≤100 нм.

2. Получен компактный материал из нанопорошков W–Ni–Fe–Co с плотностью ~17,4 г/см^3 (соответствующей теоретической плотности сплава с ~91... 92 % мас. W) и размером зерна вольфрама 2,4...4,6 мкм, что на порядок меньше, чем у стандартных сплавов.

3. Исследовано влияние режимов спекания в водороде и вакууме на размер зерна вольфрама и плотность спеченных образцов и установлены характерные особенности формирования структуры при твердо- и жидкофазном спекании в интервале температур 1300...1510 °С.

4. Полученные данные по периоду кристаллической решетки и составу связки показали, что уже после ТФС состав связки полностью совпадает с составом связки сплава, полученного ЖФС по традиционной технологии. Это говорит о том, что высокая поверхностная энергия нанопорошков резко ускоряет диффузионные процессы при нагреве материала и позволяет достигать равновесного состава связки уже при ТФС.

5. Калориметрические исследования показали, что связка образца, полученного из нанопорошков, начинает плавиться при температуре на 25...30 °С ниже, чем связка в образцах, полученных из средне- и крупнозернистых порошков, что также подтверждает высокую активность нанопорошков.

6. Образцы сплава из нанопорошков после ТФС при 1350 °С имеют твердость в 2,5 и 1,5 раза выше, чем промышленные сплавы после ЖФС и после упрочняющей обработки соответственно. Пределы текучести и прочности на сжатие при комнатной температуре мелкозернистых ТВС, полученных из нанопорошков, больше на 55 и 35 % соответственно, чем промышленных сплавов.

Авторы выражают благодарность канд. техн. наук Игорю Олеговичу Банных, Алексею Борисовичу Аккундинову и Евгению Викторовичу Евстратову за оказанную помощь в проведении исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Erik Lassner, Wolf-Dieter Schubert.** Tungsten: properties, chemistry, technology of the element, alloys, and chemical compounds // Kluwer Academic / Plenum Publishers. Ney York, 1999. P. 422.

2. **Povarova K.B.** Powder Metallurgy of Tungsten Alloys (Alloying, Pretreatment, Sintering, TMT, Structure, Properties) // Proceedings of 3rd EURO PM 2004 Powder Metallurgy World Congress and Exhibition, 2004, Wienna, Austria. 17–21 October, 2004. V. 5. P. 106–112.

3. **Bose A., Kapoor D., Magness L.S.Jr., Dowding R.J.** Processing strategy for tungsten heavy alloys // Proc. of the Fourth Intern. Conf. on Tungsten; Refractory Metals and Alloys: Processing, Properties and Applications / Eds. Bose A., Dowding R.J. Princeton. 1997. P. 321–347.

4. **Поварова К.Б., Макаров П.В., Ратнер А.Д. и др.** Тяжелые сплавы типа ВНЖ-90. I. Влияние легирования и режимов получения порошков вольфрама на их строе-

ние, микроструктуру и свойства спеченных сплавов // Металлы. 2002. № 4. С. 39–48.

5. **Поварова К.Б., Макаров П.В., Гаврилин О.С. и др.** Тяжелые сплавы типа ВНЖ-90. II. Влияние деформации и термической обработки на структуру и свойства спеченных сплавов // Металлы. 2003. № 1. С. 39–48.

6. **Magness L.S.** Refractory metals for ordnance applications // Proc. of the Fourth Intern. Conf. on Tungsten; Refractory Metals and Alloys: Processing, Properties and Applications / Eds. Bose A., Dowding R.J. Princeton. 1997. P. 41–57.

7. **Biancaniello F.S., Ridder S.D., Williams M.E. и др.** Characterization of nanostructured tungsten heavy alloy produced by double ball milling // Proc. of the Fourth Intern. Conf. on Tungsten; Refractory Metals and Alloys: Processing, Processing and Applications / Eds. Bose A., Dowding R.J. Princeton. 1997. P. 213–218.

8. **Magness L.S., Kapoor D.** Tungsten composite materials with alternative matrices for ballistic applications // Tungsten, Hard Metals, and Refractory alloys 5-2000. Proc. of the fifth Intern. Conf. on Tungsten; Hard Metals and Refractory Alloys / Eds. Greenfield M.S., Oakes J.J. Princeton. N. Jersey. 2000. P. 15–23.

9. **Cheney R.F., Daga R.L., German R.M. et al.** // Modern Dev. Powder Metall., MPIF. 1988. V. 19. P. 155. (БК).

10. **Johnson W.A., Kopatz W.E., Yoder E.B.** // Prog. Powder Metal., MPIF, Princeton, NJ. 1987. P. 139. (БК).

11. **Orban R.L., Constantinesku V.R., Muresan R.** Microstructure and properties of tungsten heavy alloys processed from mechanically alloyed powders // Proc. of the Fourth Intern. Conf. on Tungsten; Refractory Metals and Alloys: Processing, Properties and Applications / Eds. Bose A., Dowding R.J. Princeton. 1997. P. 349–356.

12. **Chaiat D., Gutmanas E.Y., Gotman I.** // Tungsten and Refractory Metals 2 / Eds. A. Bose, R.J. Dowding, MPIF, Princeton, NJ. 1994. P. 57.

13. **Stiglich J.J.Jr., Williams B.E., Kaplan R.B.** // Tungsten and Tungsten Alloys: Recent Advances / Eds. A. Crowson, E.S. Chen, TMS, Warrendale, PA. 1991. P. 103.

14. **Алымов М.И., Трегубова И.В., Поварова К.Б. и др.** Разработка физико-химических основ синтеза нанопорошков на основе вольфрама с регулируемыми свойствами // Металлы. 2006. № 3. С. 37–40.

15. **Алымов М.И., Аверин С.И., Тихомиров С.А., Зеленский В.А.** Влияние температуры отжига на минимальный размер металлических наночастиц // Металлы. 2005. № 5. С. 59–62.

Кира Борисовна Поварова, д-р техн. наук;
Андрей Александрович Дроздов, канд. техн. наук;
Михаил Иванович Алымов, д-р техн. наук

УДК 621.746

В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, О.И. Нохрина, Н.В. Башмакова *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*

Влияние температурной обработки и электрического тока на свойства алюминиевых сплавов

Рассмотрено комплексное воздействие на расплавы из шихты с повышенным содержанием железа термовременной обработки и электрического тока. Показано, что данная технология позволяет получить алюминиевые сплавы с требуемыми механическими свойствами и структурой.

The article considers complex influence on the melts from charge with increased content of temperature processing iron and electric current. It is shown that this technology permits to get the aluminum alloys with required mechanical properties and structure.

Известно, что отливки с мелкозернистым кристаллическим строением обладают более высоким уровнем механических и литейных свойств. Поэтому измельчение выделений α-твердого раствора и кремния является основной задачей улучшения свойств алюминиевых сплавов. В этом процессе ведущая роль принадлежит модифицированию.

В настоящее время известно много элементов-модификаторов, успешно применяемых для алюминиевых сплавов – бор, титан, натрий, стронций, барий, РЗМ и т.д. Как правило, модифицирующие элементы вводят либо в виде солей, либо в виде лигатур.

Эффекты измельчения структуры могут достигаться при высокотемпературных перегревах [1]. Плавка сплавов с использованием высокотемпературного перегрева (или термовременной обработки и ее разновидностей) в последние годы все шире привлекает внимание исследователей.

Следует заметить, что термовременную обработку (ТВО), позволяющую снизить уровень микронеодно-

родности расплава и измельчить структуру, целесообразно применять в случае повышенного количества низкосортной шихты в плавке при получении литейных алюминиевых сплавов [2, 3].

Однако при использовании низкосортных шихтовых материалов, содержащих высокий процент вредных примесей, в частности железа, применение ТВО расплавов не гарантирует получения алюминиевых сплавов с заданными свойствами.

Железо в алюминиевых сплавах является одной из вреднейших примесей. Железосодержащие фазы ($FeAl_3$, Al_2SiFe, Al_4Si_2Fe, Al_5SiFe и др.), как правило, имеют грубокристаллическое строение и негативно влияют на механические свойства сплавов, особенно на относительное удлинение. Наибольшую опасность представляет β-фаза (Al_5SiFe), кристаллы которой выпадают в виде хрупких пластин. Данная фаза создает эффект охрупчивания, что значительно снижает механические характеристики и коррозионную стойкость алюминиевых сплавов.

Вопрос нейтрализации вредного влияния железа в алюминиевых сплавах в настоящее время еще остается открытым, и это затрудняет широкое использование низкосортных материалов в шихте. Как правило, для снижения влияния железа в сплав вводят микролегирующие добавки – марганец, хром, никель, ванадий. Однако эти элементы могут изменять химический состав сплава, который в результате не будет соответствовать ГОСТу по примесям.

Несмотря на то, что в настоящее время накоплен большой теоретический и экспериментальный материал по влиянию ТВО на свойства алюминиевых сплавов, неясными остаются еще многие вопросы. В частности, недостаточно исследований о влиянии высокотемпературных перегревов на свойства алюминиевых сплавов, содержащих железо.

Следует отметить работу Ри Хосена [4], в которой исследование влияния перегрева на распределение компонентов в структурных составляющих алюминиевых сплавов показало возможность регулирования фазовых превращений при кристаллизации.

Необходимо продолжать исследования в этом направлении, так как вполне вероятно, что совершенствование и интенсификация существующих температурных режимов плавки алюминиевых сплавов позволит эффективно нейтрализовывать влияние железа. Эти исследования должны вестись, прежде всего, в направлении комплексной обработки расплавов ТВО и нейтрализации вредного влияния железа каким-либо существующим способом, например микролегированием марганцем.

В работе [5] показано, что использование ТВО по оптимальным режимам позволило значительно снизить влияние железа в сплаве АК7ч и получить требуемые механические свойства. При этом было снижено количество добавляемого для нейтрализации железа марганца (марганец, как и модифицирующие элементы, может накапливаться в сплавах при переплавках и изменять требуемый химический состав сплава).

Если бы удалось создать надежные условия для кристаллизации железистой составляющей в силуминах в компактной форме без существенного изменения химического состава сплава, появилась бы возможность разработки дешевых сплавов (с повышенным содержанием железа – до 3...4 %), обладающих рядом ценных свойств, таких как прочность, жаропрочность, износостойкость.

В работе [6] авторами исследовано влияние переменного электрического тока на морфологию железосодержащих фаз в сплаве АК7ч. Полученные результаты заключаются в следующем. Железистая β-фаза (Al_5SiFe) выпадает в сплаве АК7ч в виде острых игл и пластин. После воздействия электрического тока β-фаза измельчается, как и другие микроструктурные составляющие. Кроме того, ее включения образуют более компактную форму.

Фаза Al_5SiFe является интерметаллидом со смешанным ионно-ковалентно-металлическим типом связи. Между разноименными атомами Al, Si и Fe осуществляется перенос отрицательного заряда в соответствии с их электроотрицательностью. Было сделано предположение, что в фазе Al_5SiFe ионы Fe^- несут избыточный отрицательный, а ионы Al^+ и Si^+ – избыточный положительный заряд. Со стороны электрического поля при пропускании тока на кристаллизующийся расплав на ионы β-фазы действуют противоположные силы, которые препятствуют образованию ее кристаллической решетки. Наименее прочно связаны между собой ионы Fe^-, Al^+ и Si^+ на острых углах зародыша. Поэтому скорость роста выступающих тонких частей кристалла замедляется, и кристалл растет в более компактной форме.

Видимо, целесообразно исследовать комплексное воздействие ТВО и электрического тока на кристаллизацию и свойства сплава АК7ч, содержащего железо. Согласно ГОСТ 1583–93 содержание железа в отливке из сплава АК7ч не должно превышать при литье в песчано-глинистые формы – 0,6 % мас., а при литье в кокиль – 1,0 % мас.

Объектом исследования являлся сплав АК7ч с содержанием железа 1,6 % мас. (по расчету шихты). Экспериментальные плавки проводили в печи сопротивления. Шихта состояла из лома и отходов песчано-глинистого литья с 12...15 %-ной добавкой свежих (чушковых) материалов. Железо в расплав вводили с помощью лигатуры Al – Fe. ТВО проводили по следующим режимам: нагрев расплава до температуры ~1000...1010 °С, изотермическая выдержка при этой температуре 12...14 мин. Температура заливки образцов составляла 720...740 °С. Перед заливкой расплавы рафинировали флюсом МХЗ. Обработку расплава постоянным электрическим током при кристаллизации осуществляли с помощью специально сконструированного на кафедре литейного производства СибГИУ устройства (рис. 1).

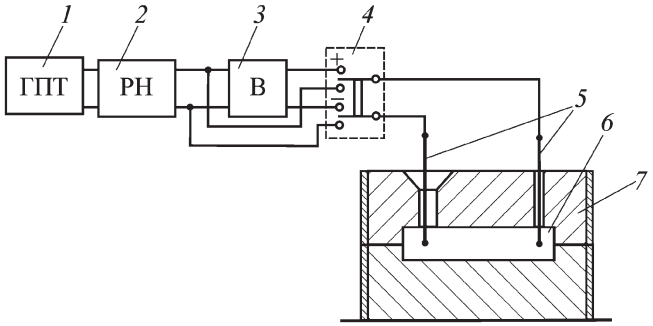


Рис. 1. Общая схема устройства для обработки сплавов электрическим током в процессе кристаллизации:
1 – генератор тока; *2* – регулятор напряжения; *3* – выпрямитель; *4* – переключатель; *5* – токопроводящие элементы; *6* – полость литейной формы; *7* – литейная форма

Работает устройство следующим образом. Расплав заливается в полость *6* литейной формы *7*. По мере кристаллизации происходит модифицирующая обработка расплава электрическим током, которая осуществляется с использованием генератора переменного тока *1*, подведенного при помощи токопроводящих элементов *5* в полость *6* литейной формы *7* через последовательное соединение с регулятором напряжения *2*, выпрямителем *3*, переключателем *4*. Силу тока I можно варьировать в интервале 30...50 А (с плотностью тока $j = (0{,}43...0{,}72)\cdot 10^5$ А/м^2). Ток с помощью переключателя *4* можно наводить как переменный, так и постоянный. Данное устройство не предусматривает ограничений по размеру и конфигурации полости для заливки расплава и литейной формы, но следует учитывать максимально возможную плотность тока.

Токопроводящие элементы, помещенные в полость *6* литейной формы *7*, представляли из себя металлические штыри, от которых отходили изоляционные провода диаметром 5 мм, подключенные к переключателю *4*. В качестве литейной формы использовали песчано-глинистую форму для заливки цилиндров диаметром 30 мм и длиной 300 мм. Из данных цилиндров изготовляли образцы для исследования микроструктуры и механических свойств.

Для исследования микроструктуры образцы разрезали на темплеты на расстоянии 15 мм от торца. Темплеты запрессовывали в бакелитовую основу, предварительно механически полировали, затем травили в 0,5 %-ном растворе HF. Исследование продольных и поперечных микрошлифов проводили на микроскопе "AXIOVERT 200M" (Karl Zeiss).

В таблице приведены механические свойства образцов из сплава АК7ч в зависимости от способа обработки расплава. Видно, что предварительная ТВО расплава позволила повысить уровень свойств, причем более эффективным оказалась комплексная обработка расплава ТВО и далее током с $I = 30$ А. ТВО значительно снижает микронеоднородность расплавов, "готовит" расплав к кристаллизации и при кристаллизации действует как модификатор 1-го рода. Воздействие электрического тока интенсифицирует этот процесс и одновременно позволяет получить более компактные и измельченные включения β-фазы. Об этом свидетельствует исследование микроструктуры образцов.

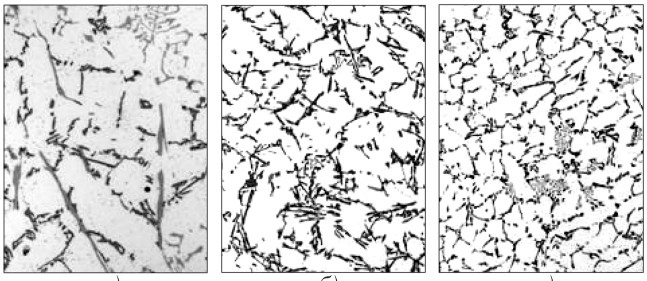
Механические свойства сплава АК7ч в зависимости от способа обработки расплава (средние данные по трем плавкам каждого варианта)

Технология обработки	Сила тока I, А	Механические свойства	
		$\sigma_в$, МПа	δ, %
Исходный (без воздействия тока)	–	122	0,8
С воздействием тока	30	138	1,8
	50	149	2,2
ТВО и воздействие тока	30	173	2,9
	50	165	2,4

На рис. 2 представлены микроструктуры поперечных шлифов образцов сплава АК7ч с 1,6 % Fe. Из рис. 2 (*б*, *в*) следует, что микроструктура образцов измельчается, железистые α- и β-фазы из удлиненной пластинчатой формы кристаллизуются в более компактном виде.

Без применения ТВО более эффективно воздействует на свойства сплава обработка током $I = 50$ А. Что касается совместной обработки расплава ТВО и током с $I = 50$ А, то наименьший уровень механических свойств по сравнению с обработкой ТВО и током с $I = 30$ А можно объяснить перемодифицированием структуры сплава. Это связано с тем, что ток $I = 50$ А способствует значительному увеличению области перехода из жидкого в твердо-жидкое состояние, в результате образовавшиеся из более однородного вследствие ТВО расплава зародыши вновь расплавляются, а затем по мере снижения температуры соединяются в конгломераты, поэтому структура получается более грубой и снижаются механические свойства.

Комплексная технология обработки позволяет использовать повышенное количество низкосортной шихты и заложить резерв механических свойств сплава за счет увеличения содержания в нем железа



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Микроструктура сплава АК7ч с 1,6 % Fe (×500):
а – без воздействия тока; *б* – с воздействием тока ($I = 50$ А); *в* – ТВО и воздействие тока ($I = 30$ А)

(в 2,5 раза) по сравнению с максимально возможным содержанием железа по ГОСТ 1583–93.

Таким образом, эффективным воздействием на структуру и механические свойства алюминиевых сплавов из низкосортной шихты с повышенным содержанием железа является комплексная обработка расплавов ТВО и электрическим током в процессе кристаллизации. Данная обработка позволяет получить требуемые свойства сплава, при этом железосодержащие фазы кристаллизуются в компактном виде. Следует заметить, что применение данной технологии обработки током при кристаллизации к конкретным отливкам должно предусматривать нахождение оптимальных режимов данной обработки (величины I и j) и обязательно учитывать конфигурацию отливки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ершов Г.С., Бычков Ю.Б.** Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979. 192 с.

2. **Никитин В.И.** Наследственность в литых сплавах. Самара: СамГТУ, 1995. 248 с.

3. **Деев В.Б.** Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов. М.: Флинта, Наука, 2006. 218 с.

4. **Ри Хосен.** Получение алюминиевого сплава с использованием отходов прессового производства // Литейное производство. 1994. № 3. С. 11–13.

5. **Свойства** сплава АК7ч с различным содержанием железа после комплексной обработки расплава / В.Б. Деев, А.П. Войтков, И.Ф. Селянин, А.В. Прохоренко // Металлургия: новые технологии, управление, инновации и качество: Тр. Всерос. науч.-практ. конф. Новокузнецк: СибГИУ, 2006. С. 95–99.

6. **Влияние** электрического тока на кристаллизацию алюминиевых сплавов, содержащих железо / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Н.В. Башмакова и др. // Литейщик России. 2007. № 8. С. 12–15.

Владислав Борисович Деев, канд. техн. наук;
Иван Филиппович Селянин, д-р техн. наук;
Ольга Ивановна Нохрина, д-р техн. наук;
Надежда Владимировна Башмакова, инженер

Поздравляем!

Владимира Васильевича Назаратина

с 70-летием

1 апреля 2008 г. исполняется 70 лет Владимиру Васильевичу Назаратину, кандидату технических наук, заведующему лабораторией литейного отдела ОАО НПО "ЦНИИТМАШ".

После семи лет учебы в Сталинградском Суворовском военном училище он в 1956 г. поступает в Уральский политехнический институт им. С.М. Кирова, после окончания которого в 1961 г. работает в сталелитейном цехе на Южно-Уральском машиностроительном заводе (г. Орск), а в 1964 г. поступает в очную аспирантуру при ЦНИИТМАШе.

В.В. Назаратин после защиты кандидатской диссертации с 1980 г. возглавляет лабораторию технологии стальных отливок турбинного и атомного оборудования ЦНИИТМАШ.

Под его руководством впервые в практике отечественного литейного производства разрабатываются технологии и изготавливаются уникальные стальные заготовки особо ответственного назначения для оборудования атомных электростанций, газовых и паровых турбин мощностью до 1200 МВт, а также литое оборудование для нефтехимического, металлургического и гидротурбинного назначения.

При производстве крупногабаритных стальных отливок им впервые разрабатываются и внедряются скоростные режимы заливки литейных форм, способы обеспечения направленного затвердевания как за счет применения питающих напусков, так и дифференцированного охлаждения затвердевающего металла.

Под руководством В.В. Назаратина совместно с ЦНИИ КМ "Прометей" разрабатываются единые для всех Министерств, ведомств и предприятий "Правила контроля стальных отливок для атомных энергетических установок ПГА-05-82", утвержденные Госатомнадзором и регламентирующие единый для всех порядок оценки качества стальных отливок, нормы допустимых дефектов и пр.

Научные достижения В.В. Назаратина широко используются на заводах в Бельгии, Италии, Чехии, Китае и др.

Владимир Васильевич Назаратин – автор более 130 научных публикаций и изобретений, автор нашего журнала.

Редакция журнала горячо поздравляет Владимира Васильевича с юбилеем!
Желаем здоровья и дальнейшей плодотворной деятельности!

С.Н. Юркевич, Е.Г. Прищепов, Т.Л. Полякова, В.Н. Мышковец
(РУПП "558 Авиационный ремонтный завод", г. Барановичи, Беларусь)

Применение покрытия "блестящий хром" для восстановления ремонтных размеров деталей

Рассмотрены результаты работ по определению возможности применения покрытия "блестящий хром", нанесенного по технологии фирмы "Химета", для восстановления деталей авиационной техники.

The results of works on application of coating "brilliant chromium" put on technique of firm " Khimeta ", for recovery of aeronautical engineering details are considered.

Одним из наиболее распространенных методов восстановления размеров деталей с неглубоким износом является нанесение хромовых покрытий. Среди трудностей, которые возникают при этом, основными являются: получение герметичного хромового покрытия; равномерно осажденного, плотного слоя хрома с низкой шероховатостью поверхности, позволяющего сократить операции последующей механической обработки. В целях получения покрытий, сочетающих в себе вышеуказанные свойства, наше предприятие провело опытные работы по нанесению "блестящего хрома" по технологии фирмы "Химета" для восстановления деталей авиационной техники.

В качестве образцов для нанесения покрытия использовались вышедшие из размера штоки, из которых впоследствии вырезались образцы для проведения испытаний на изгиб.

Определение параметра шероховатости проводилось по двум горизонтальным дорожкам в осевом направлении образцов на "Профилографе-профилометре – 252" типа А1. Значения параметра шероховатости представлены в табл. 1.

Испытания на трехточечный изгиб с фиксированным прогибом на 0,5 и 1 мм проводились на универсальной испытательной машине "Instron-1195". Погрешность измерения 1 %. Результаты испытания на трехточечный изгиб представлены в табл. 2.

Микротвердость измеряли на микротвердомере "Micromet-II" фирмы Buehler (Швейцария) с нагрузкой 0,981 Н по ГОСТ 9450–76.

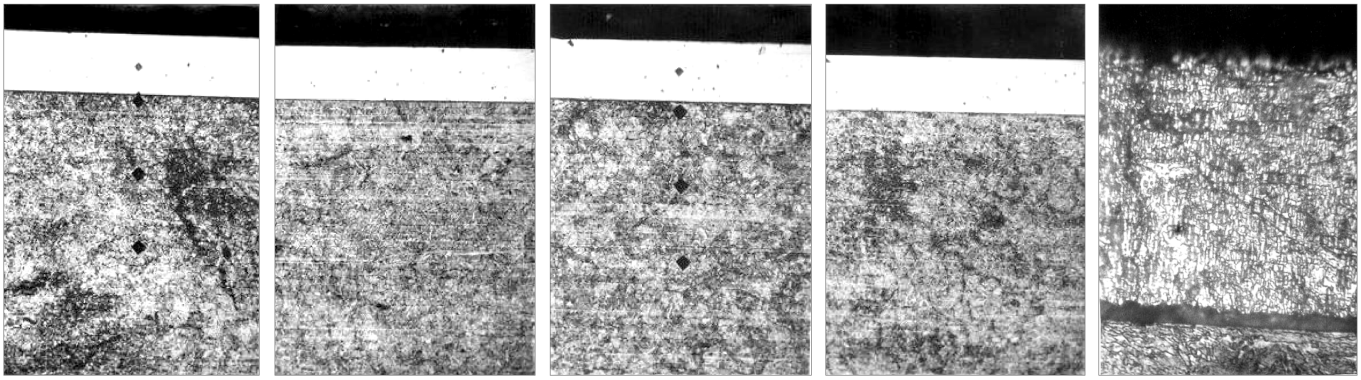
Исследование структуры проводилось на световом микроскопе "MeF-3" фирмы Reichert (Австрия) при увеличении в 100 и 200 раз. Фотографии микроструктур приведены на рисунке.

1. Значения параметра шероховатости *Ra* образцов

Номер образца	Номер дорожки	Параметр шероховатости *Ra*, мкм				
		Номер измерения			Среднее по дорожке	Среднее для образца
		1	2	3		
6143/1	1	0,128	0,129	0,126	0,127	0,107
	2	0,081	0,088	0,090	0,086	
6143/2	1	0,099	0,094	0,090	0,094	0,105
	2	0,114	0,117	0,116	0,116	
6144/1	1	0,052	0,053	0,053	0,053	0,052
	2	0,050	0,052	0,052	0,051	
6144/2	1	0,056	0,056	0,055	0,056	0,056
	2	0,055	0,055	0,058	0,056	

2. Результаты испытания на трехточечный изгиб

Номер образца	Прогиб, мм	Нагрузка, Н
6143	0,5	343,4
	1,0	588,6
6144	0,5	353,2
	1,0	647,5



а) *б)* *в)* *г)* *д)*

Микроструктура хромового покрытия образцов:
а, *б* – без алмазного выглаживания; *в*, *г* – с алмазным выглаживанием (×200); *д* – структура хромового покрытия

Результаты исследований

1. Исследование микроструктуры образцов с хромовым покрытием без алмазного выглаживания показало, что на хромовом покрытии отсутствуют сколы, трещины, пористость не превышает 5 %, адгезия покрытия с основой хорошая, зона отпуска под покрытием на основе отсутствует. Испытание на трехточечный изгиб с фиксированным прогибом на 0,5 и 1 мм при нагрузках 343,4 и 588,6 Н не привело к образованию трещин (размер образца – 3,7×2,1 мм, длина базы – 30 мм). Средняя микротвердость хромового покрытия составляет 8240 МПа, средняя микротвердость основы – 4000 МПа.

2. Исследование микроструктуры образцов с хромовым покрытием с алмазным выглаживанием показало, что характеристики структуры хромового покрытия практически не изменились. Выглаживание привело к уменьшению пористости, которая не превышает 3 %. Адгезия покрытия с основой хорошая, зона отпуска под покрытием на основе отсутствует. Испытание на трехточечный изгиб с фиксированным прогибом на 0,5 и 1 мм при нагрузках 353,2 и 647,5 Н не вызвало появление трещин (размер образца – 3,7×2,1 мм, длина базы – 30 мм). Средняя микротвердость хромового покрытия составляет 8280 МПа, средняя микротвердость основы – 4000 МПа.

3. При измерении шероховатости поверхности покрытия без алмазного и с алмазным выглаживанием установлено, что алмазное выглаживание уменьшает шероховатость поверхности в 2 раза: без выглаживания Ra = = 0,106 мкм, с выглаживанием Ra = 0,054 мкм. Толщина хромового покрытия без алмазного выглаживания – 0,08...0,085 мм, с алмазным выглаживанием – 0,07...0,075 мм.

4. Испытания штоков под давлением показали полную герметичность покрытия "блестящий хром" после нанесения и после алмазного выглаживания.

Анализ результатов

1. Микротвердость блестящего хромового покрытия 8240 МПа после нанесения хрома и 8280 МПа после алмазного выглаживания фактически равна микротвердости хрома, наносимого на нашем предприятии и заводах-изготовителях обычным методом, 8190...8300 МПа.

2. Пористость блестящего хрома после нанесения сравнима с пористостью обычного хрома после алмазного выглаживания – до 5 %.

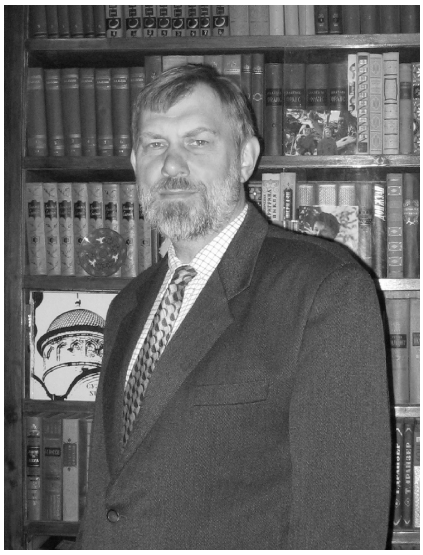
3. Шероховатость поверхности без выглаживания Ra = 0,106 мкм, с выглаживанием Ra = 0,054 мкм сравнима с шероховатостью обычного хрома после шлифования и выглаживания – Ra = 0,070...0,082 мкм, при требованиях чертежа Ra = 0,4...0,8 мкм.

4. Равномерность распределения по толщине покрытия без алмазного выглаживания – 0,08...0,085 мм, покрытия с алмазным выглаживанием – 0,07...0,075 мм на длине 350 мм дает весьма малые отклонения по толщине – 0,005 мм, меньшие допустимого отклонения размера по требованиям чертежа – 0,010 мм.

Вышеизложенное позволяет сделать предварительные выводы о возможности применения покрытия "блестящий хром" без последующей механической обработки (шлифования) и, возможно, без алмазного выглаживания поверхности. Для окончательных выводов необходимо проведение дополнительных испытаний, в том числе ресурсных.

Сергей Николаевич Юркевич, д-р техн. наук;
Евгений Григорьевич Прищепов,
нач. отд. внешнеэкономических связей;
Тереса Леонардовна Полякова, инженер;
Виктор Николаевич Мышковец, инженер

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**, 107076, Москва, Стромынский пер., 4/1, стр. 3
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (495) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Погорелова Т.Н.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 30.01.08 г. Подписано в печать 20.03.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,38. Заказ 288. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.



Поздравляем!

Александра Михайловича Дмитриева

член-кор. РАН,

доктора технических наук, профессора

с 60-летием

Александр Михайлович Дмитриев родился 30 апреля 1948 г. в Москве.

Окончил с отличием МВТУ им. Н.Э. Баумана по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением" в 1972 г.

Ученая степень кандидата технических наук присуждена в 1976 г., ученая степень доктора технических наук – в 1990 г. Старший научный сотрудник с 1982 г., профессор с 1991 г.

Всю жизнь работает в МГТУ им. Н.Э. Баумана в должностях от инженера (1972–1973 гг.) до начальника отдела НИИ Конструкционных материалов и технологических процессов (1988–1991 гг.) и заведующего кафедрой "Технологии обработки давлением" (с 1991 г. по настоящее время).

Внес вклад в решение проблемы применения холодной штамповки выдавливанием полых цилиндрических деталей машиностроения из труднодеформируемых материалов. Это решение достигнуто использованием активных сил трения, для чего инструмент перемещают в направлении течения материала заготовки со скоростью, превышающей скорость течения. А.М. Дмитриевым созданы специализированные гидравлические прессы, внедренные на промышленных предприятиях.

Александр Михайлович принимал участие в решении проблемы расширения производства деталей машиностроения из порошковых материалов на железной основе. В результате этих работ было разработано и создано специализированное прессовое оборудование.

Он является разработчиком теории расчета процессов холодной штамповки высокоплотных порошковых деталей.

С 1992 г. по настоящее время А.М. Дмитриев решает проблему рациональной технологической наследственности в машиностроительном производстве путем применения способов пластического деформирования компактных и пористых (порошковых) заготовок, в которых реализуются интенсивные сдвиги в деформируемой заготовке.

Исследования в области технологической наследственности получили свое развитие при анализе формоизменения листовой алюминиевой заготовки последовательными штамповочными операциями, превращающими ее в сосуд заданных размеров. В результате этого анализа обоснованы требования к анизотропии свойств листовой заготовки и ее текстуре, при которых в изготовленном сосуде обеспечивается равномерная по высоте кромка, а стенка сосуда имеет постоянную по окружности толщину.

В дальнейшем результаты этих исследований легли в основу разработки рационального процесса производства алюминиевых листов посредством сочетания горячей и холодной их прокатки с заданными температурами и степенями обжатия.

А.М. Дмитриев – Лауреат премии Ленинского комсомола (1981 г.), премии Минвуза СССР за лучшую научную работу (1986 г.), Государственной премии РФ в области науки и техники (2003 г.), премии им. С.И. Мосина (2005 г.), академик Академии проблем качества РФ (с 1995 г.).

А.М. Дмитриев с 1998 г. работает в экспертном совете по машиностроению ВАК Минобразования РФ, в комиссии РАН по рассмотрению конкурсных работ молодых ученых. Он председатель учебно-методической комиссии учебно-методического объединения вузов по университетскому политехническому образованию, зам. председателя диссертационного совета, член конкурсного совета РАН по рассмотрению работ молодых ученых.

Александр Михайлович – автор более 250 печатных научных трудов, в том числе 2 учебников в соавторстве, 4 монографий в соавторстве, 8 учебных пособий, 16 изобретений.

В 1997 г. А.М. Дмитриев был избран членом-корреспондентом РАН по специальности "Машиностроение".

За большой вклад в разработку и создание новых видов специальной техники в 2005 г. А.М. Дмитриев награжден медалью к ордену "За заслуги перед Отечеством" II степени.

Коллектив редакции и редакционная коллегия поздравляют
Александра Михайловича Дмитриева с юбилеем!
Желаем здоровья, благополучия, творческих сил и вдохновения!