ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 8 август 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

Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н., Предеин В.В. Особенности получения литья из термитных сталей . . . 3
Леушин И.О., Ермилин А.С., Рузанкин Д.А., Медведев В.Л. Влияние экзогенной суспензионной разливки на структурообразование высоколегированных чугунов . . . 7
Чернышов Е.А. Зарубежные аналоги алюминиевых литейных сплавов . . . 10
Рязанцев В.И., Овчинников В.В., Глотов Е.Б., Кайнов В.М. Сварка алюминиевых литейных сплавов . . . 17

Кузнечно-штамповочное производство

Шинкаренко О.М., Корчак Е.С. Повышение кавитационной стойкости дроссельных регулирующих клапанов управления гидравлическими прессами . . . 26
Хван А.Д. Штамп двухстороннего действия для осадки с кручением длинномерных цилиндрических заготовок . . . 29

Прокатно-волочильное производство

Касаткин Н.И., Белов В.Г. Разработка калибровки валков для прокатки длинномерных прямоугольных труб с круглым отверстием на станах холодной прокатки труб . . . 32

Материаловедение и новые материалы

Шатульский А.А., Шаповалова М.А. Разработка методов направленного изменения структуры и свойств жаропрочных никелевых сплавов . . . 37
Злепко Е.В., Чернышевич Е.Г., Кисиленко В.В. Влияние термовременной обработки и раскисления расплава отходов доменного чугуна на эффективность его внепечной десульфурации . . . 43

Информация

Большаков Н.С., Сметанин С.В. Исследование технологического процесса ломки прутков на заготовки . . . 50
Волохин А.И. Доклад "О состоянии и перспективах развития кузнечно-прессового машиностроения в России" . . . 52

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)

№ 8 August 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

Sapchenko I.G., Zhilin S.G., Komarov O.N., Predein V.V. Features of casting production from termite steels . . . 3
Leushin I.O., Ermilin A.S., Ruzankin D.A., Medvedev V.L. Influence of exogenous suspension pouring on structurization of high-alloy irons . . . 7
Chernyshov E.A. Aluminium casting alloy foreign analogs . . . 10
Ryazantsev V.I., Ovchinnikov V.V., Glotov E.B., Kainov V.M. Welding of aluminium casting alloy . . . 17

Forging and Stamping Productions

Shinkarenko O.M., Korchak E.S. Increasing of control valves cavitational resistance for hydraulic presses regulation . . . 26
Khvan A.D. Double acting stamp for compression with torsion of long cylindrical workpieces . . . 29

Rolling and Drawing Productions

Kasatkin N.I., Belov V.G. Development of roll pass design for rolling long-length rectangular pipes with round hole on cold-rolling pipe mills . . . 32

Physical Metallurgy and New Materials

Shatulsky A.A., Shapovalova M.A. Development of methods of the directed change of heat-resistant nickel alloys structure and properties . . . 37
Zlepko E.V., Chernyshevich E.G., Kisilenko V.V. Influence of thermal-time treatment and deoxidization of blast-furnace waste melt on the efficiency of its out-of-furnace desulphuration . . . 43

Information

Bolshakov N.S., Smetanin S.V. Research of technological process of sticks breaking on blanks . . . 50
Volokhin A.I. The report "To the state and prospects of forge-and-press mechanical engineering development in Russia" . . . 52

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

УДК 621.74.04

И.Г. Сапченко, С.Г. Жилин, О.Н. Комаров, В.В. Предеин
(УРАН Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре)

Особенности получения литья из термитных сталей*

Решение проблем дефицита шихтовых материалов, обеспечения машиностроения дешевыми, качественными и конкурентоспособными литыми изделиями возможно применением на предприятиях технологии получения стального литья восстановлением производства отходов (стружки черных и цветных металлов, их оксидов).

The decision of problems of burden materials deficiency, mechanical engineering maintenance with cheap, qualitative and competitive products with probably application at the enterprises of technology of steel casting reception by recuperation from mechanical engineering waste (shaving black and nonferrous metals, their oxides). Researches of technological parameters of method reveal its conformity to requirements of blanking productions.

Экологическое состояние окружающей среды в результате накопления техногенных отходов металлургических предприятий обусловливает актуальность разработки и внедрения технологий утилизации окалины, стружки черных и цветных металлов.

В основу процесса получения термитной стали положена окислительно-восстановительная реакция, протекающая в смеси металлических отходов [1]. Для решения проблемы утилизации отходов металлургического производства (ОМП) необходима разработка технологических вариантов получения из них металлоизделий с использованием термитного способа получения металла, что позволит значительно снизить дефицит шихтовых материалов. Основной целью заготовительного производства является обеспечение машиностроения дешевыми, качественными и конкурентоспособными литыми изделиями.

В настоящее время возможность получения из ОМП сортовых марок термитных сталей (45Л, 35ХГСЛ, 110Г13Л и др.) с применением порошков модифицирующих ферроэлементов и шихтовых материалов, составляющих термитную смесь, изучена незначительно. Поэтому процесс осуществляется в малых объемах [2, 3]. Технологическое использование термитной смеси возможно в металлургическом производстве и при обработке конструкционных материалов в машиностроении (рис. 1).

В литейном производстве причинами высокой себестоимости являются: несовершенство методов питания на стадии затвердевания отливок в форме (низкий коэффициент использования металла и низкий выход годного металла), брак литья, безвозвратные потери металла на угар в процессе подготовки жидкого металла. Как видно из рис. 1, применение термитных шихт в литейном производстве ограничивается модифицированием расплава и питанием отливок путем дополнительного обогрева прибыльной зоны.

Существенному сокращению себестоимости литья может способствовать более широкое применение термитных смесей для получения отливок с одновременным повышением их качества.

Для получения качественного литья с использованием термитной технологии необходим рациональный выбор температуры горения термитной смеси, формовочных материалов и материалов оснастки, компонентов термитной смеси для получения металла необходимого химического состава и свойств.

* Разработка технологии проводилась в рамках Государственного контракта Министерства экономического развития и внешних связей Хабаровского края РФ № 15-340.

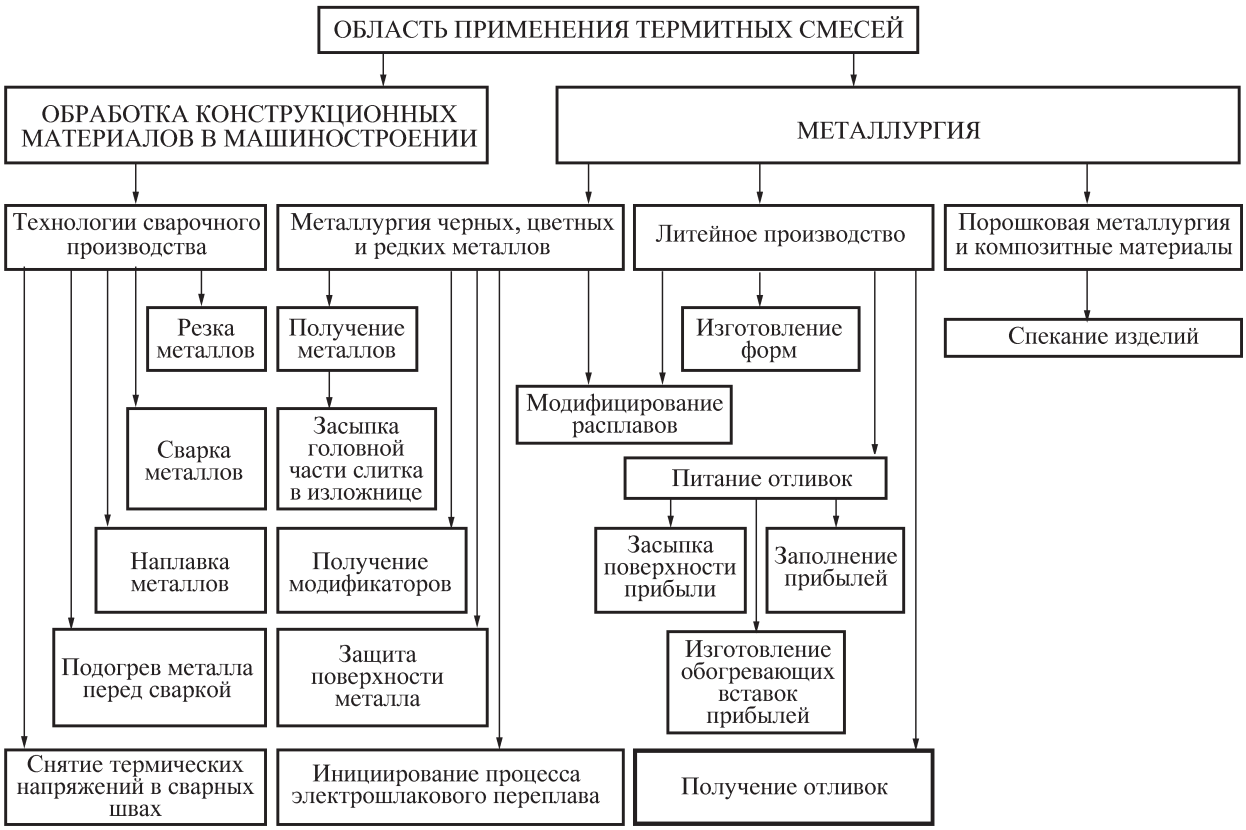


Рис. 1. Область применения термитных смесей

Таким образом, основной целью, на достижение которой направлена данная работа, является исследование возможности и разработка технологии получения всего объема стальной отливки из стружки черных и цветных металлов, а также их оксидов. В рамках проводимого исследования важна оптимизация технологических параметров восстановительного процесса термитных материалов в литых структурах. Новым и актуальным в разрабатываемой технологии является изучение возможности управления структурным строением металлоизделий посредством изменения термодинамических параметров экзотермических восстановительных реакций.

Технология получения отливок следующая:

1) над литейной формой размещается огнеупорный реактор, заполненный термитной смесью;

2) термитную смесь воспламеняют и в реакторе проходит экзотермическая окислительно-восстановительная реакция с образованием металлического расплава;

3) жидкий металл, прожигая разделительную пластину, расположенную между реактором и формой, заполняет объем последней (шлак, образующийся в результате реакции всплывает к верхней части прибыльной зоны формы).

На рис. 2 (см. обложку) представлен внешний вид реактора и размещенной под ним формы в момент прохождения окислительно-восстановительной реакции; на рис. 3 (см. обложку) – полученная по термитной технологии отливка "запорный клапан".

Для получения отливок из сортовой стали при проведении окислительно-восстановительного процесса необходимо вводить в исходный материал легирующие элементы. Экспериментально установлено, что увеличение количества вводимых добавок в термитную смесь возможно при создании температурных условий, обеспечивающих полное разделение термитного металла и шлака [2, 4].

Формула, используя которую можно приближенно определить температуру прохождения экзотермической реакции, в настоящее время известна [1]. Полное расплавление ферросплавов при горении металлотермической шихты, максимальное усвоение легирующих элементов термитной сталью, разделение термитного металла и шлака в полной мере обеспечивается расчетной температурой экзотермической реакции 3740 °С. Температура реакции обусловливает необходимость проведения исследований ряда технологических параметров, важнейшим из которых является жидкотекучесть.

Таким образом, одной из практических задач является исследование возможности заполняемости восстановленным металлом полости литейной формы, имеющей более сложную конфигурацию с протяженными участками отливки и поднутрениями. Заполняемость литейной формы зависит от вязкости и по-

верхностного натяжения расплава металла, его загрязненности, склонности к окисляемости и теплоотводящей способности формы.

При увеличении вязкости происходит снижение жидкотекучести металлических сплавов. Эти параметры зависят от температуры расплава, при понижении которой вязкость металла повышается, что наиболее характерно при температуре ниже линии ликвидуса. С увеличением поверхностного натяжения жидкотекучесть снижается, что может привести к зашлаковыванию металла либо неполному заполнению формы расплавом.

Эффективное разделение металла и шлака при разливке термитной стали в литейную форму должно обеспечиваться высокой жидкотекучестью получаемого расплава.

Жидкотекучесть получаемого термитного металла исследовали по ГОСТ 16438–70, предусматривающему получение спиралевидной пробы с площадью поперечного сечения витков $S_{вит}$ = 0,44 см^2, как представлено на рис. 4 (см. обложку). Жидкотекучесть определяли в зависимости от температуры подогрева реактора и суммарного количества легирующих добавок в термитных смесях, рассчитанных на получение сортовых марок стали: 45, 35ХГСЛ и 110Г13Л.

Экспериментально установлено, что диапазон значений протяженности заполняемого термитным металлом канала, выполненного из графита согласно рис. 5 составляет 34...38 см для стали 45, 33...36 см для 35ХГСЛ и 19...34 см для 110Г13Л. Температура подогрева реактора 800...1000 °С.

Условия теплопередачи и степень перегрева жидкого металла над точкой нулевой жидкотекучести определяют заполняемость литейной формы. Экспериментально определены основные причины неполной заливки литейных форм термитной сталью: выпадение твердых кристаллов, при котором силы внутреннего трения становятся больше активных сил; образование прочной корки затвердевшего металла на концевой части потока расплава металла в форме; затвердевание и перехват струи в начале потока, а также в концевой части струи.

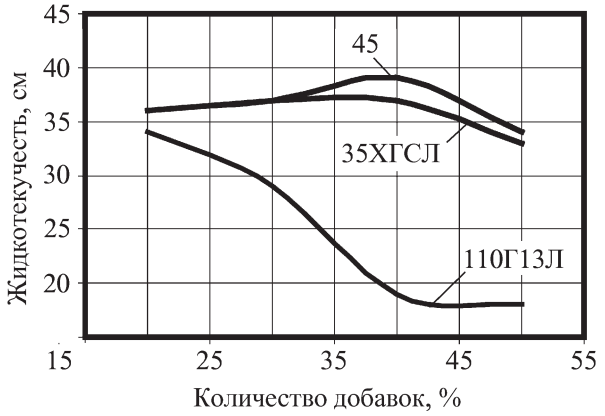


Рис. 5. Зависимость жидкотекучести сортовой термитной стали от содержания добавок в смеси

В ходе эксперимента определена высокая жидкотекучесть получаемых термитным способом расплавов, что удовлетворяет требованиям производственного процесса. Установлено, что температура подогрева формы снижает ее теплоаккумулирующие способности и повышает жидкотекучесть термитного металла; нагрев реактора до температуры ≥600 °С позволяет гарантировать ее равномерное заполнение даже при заливке стали 110Г13Л.

При исследовании сечений по высоте готовой отливки из термитной стали, установлено отсутствие непроливаемости и внутренней пористости в теле отливки "запорный клапан" (рис. 6, см. обложку); литниковая система выполнялась с открытой прибылью и прямым питанием. Видно, что при соблюдении температурных режимов рассматриваемого процесса наблюдается четкое разделение металла и шлака, а получаемый металл не имеет визуально определимой пористости.

Существенное значение для прогнозирования качества получаемого литья имеет газотворная способность термитной смеси. Непрогнозируемое выделение газа формой в результате контакта с расплавом металла может привести к снижению качества поверхности отливок. Определение газотворной способности термитных смесей проводилось на специально разработанной установке [3], позволяющей исследовать этот параметр при высоких температурах горения. На рис. 7 представлены результаты эксперимента.

Выявлено, что увеличение в составе термитной смеси содержания наполнителей ведет к снижению их газотворной способности, так как основным газообразователем является чистый термит (смесь окалины и алюминия без введения добавок), в результате горения которого выделяется пыль, содержащая оксиды металла, кремния, сажевые частицы и газообразные вещества в виде оксидов серы, азота, углерода.

Наполнители при введении их в чистый термит не увеличивают газотворную способность термитных смесей.

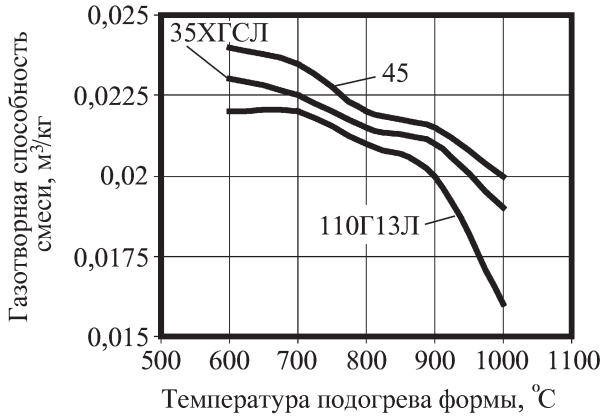


Рис. 7. Зависимости газотворной способности термитных смесей, применяемых для получения отливок из термитных сталей 45Л, 35ХГСЛ и 110Г13Л, от температуры подогрева формы

Экспериментально установлено, что оптимальными параметрами обладают смеси с содержанием суммарного количества добавок 50 % и температурой подогрева реактора 1000 °С, при этом наблюдается максимальный выход термитного металла и хорошая заполняемость формы, газовые раковины на поверхности отливки отсутствуют.

Исследование потенциала технологического использования полученных термитным способом отливок в рамках возможной реализации технологии в производственных условиях является приоритетной задачей. Для этого был определен химический состав получаемых отливок и их механические свойства.

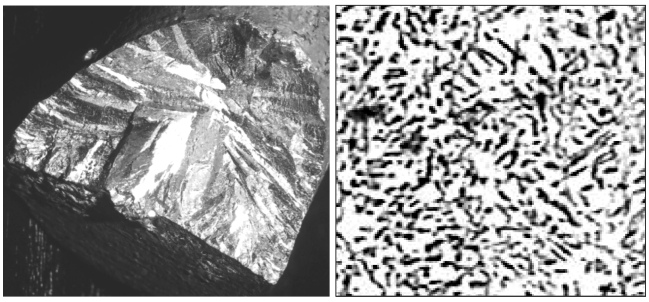
Исследованием химического состава термитного металла установлено его полное соответствие сортовым сталям марок 45Л, 35ХГСЛ и 110Г13Л [3]. Пробы из термитного металла перед вырезкой из них образцов подвергали термообработке согласно требованиям ГОСТ 977–88.

В результате эксперимента установлено, что отливки, полученные из термитных сталей, по исследуемым показателям соответствуют действующим стандартам на литейные стали. Ударная вязкость термитных сталей на 20...50 % выше, чем литейных, что объясняется их дополнительным раскислением и микролегированием алюминием.

Анализом микроструктур образцов термитных сталей выявлены структурные отличия от сортовых сталей, полученных традиционным способом. На рис. 8 представлены структуры термитного литья, соответствующего по химическому составу стали 45Л.

Из рисунка видно, что структура отливки из стали 45Л после быстрого охлаждения является неравновесной. Микроанализ обнаруживает игольчатое строение мартенсита, имеющего крупные кристаллы, структура предположительно состоит из ферритной матрицы и фаз промежуточного превращения. Возможность управления структурой термитных отливок требует дополнительного изучения и представляет существенный научный интерес.

На данной стадии исследования процесса получения отливок термитным способом определены следующие технико-экономические показатели: отказ от использования жидкого металла, полученного в печи; утилизация окалины для получения термитного металла; использование и переработка стружки алюминиевых сплавов до 100 %; использование и переработка стружки черных сплавов до 100 %; расход шихтовых материалов для получения отливки с литниково-питающей системой по окалине составляет свыше 48 %, по алюминиевой стружке – не более 30 %, по стальной стружке – 0...50 %; регламентированное получение отливок с заданными свойствами; возможность использования технологических процессов получения металла и металлоизделий вне специализированных производственных участков.



а) *б)*

Рис. 8. Структуры термитной отливки:
а – микроструктура в месте излома; *б* – микроструктура отливки

Экспериментально установлено сокращение времени получения металлоизделий в 1,5–2 раза по сравнению с традиционными способами. Себестоимость шихтовых материалов на 15...50 % ниже, чем при использовании традиционной плавки и разливки металла. Расчетная прибыль от реализации продукции составляет более 1000 руб. на тонну продукции.

Экологические параметры разработки существенно выше, чем при использовании традиционного метода получения стального литья, что является следствием сокращения длительности процесса и использования отходов производства. Экологичность процесса обусловлена сокращением выхода в атмосферу производственных помещений газов, образующихся при расплавлении металла; сокращением площадей, используемых на производстве для складирования отходов производства (окалина, стружка черных и цветных металлов).

Технология направлена на использование отходов производства, объемы которых в РФ значительны, а способы эффективной утилизации отсутствуют. Разрабатываемая технология может быть внедрена на машиностроительных предприятиях РФ, использующих металлургические процессы и литейные технологии.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Новохацкий В.А., Комов В.И., Приходной В.К., Корж О.В.** Термитные прибыли стальных отливок // Литейное производство. 1977. № 7. С. 35.

2. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н.** Влияние состава термитной смеси и ее температуры на объем восстанавливаемой стали марки 45 // Литье и металлургия. 2007. № 2. С. 115–116.

3. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н., Зиновьев Н.Г.** Свойства термитных сталей из отходов металлургического производства // Металлургия машиностроения. 2007. № 5. С. 20–22.

4. **Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н.** Об эффективности прибылей с высоким температурным градиентом для стальных отливок // Литейное производство. 2006. № 7. С. 9–12.

Игорь Георгиевич Сапченко, канд. техн. наук;
Сергей Геннадьевич Жилин, канд. техн. наук;
Олег Николаевич Комаров, канд. техн. наук;
Валерий Викторович Предеин, инженер

УДК 621.74.01:669.13

И.О. Леушин, А.С. Ермилин, Д.А. Рузанкин *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева),*
В.Л. Медведев *(ОАО "Выксунский металлургический завод")*

Влияние экзогенной суспензионной разливки на структурообразование высоколегированных чугунов

Рассмотрена технология изготовления отливок валков для трубоэлектросварочных станов (ТЭСС) из высоколегированных сплавов с применением экзогенной суспензионной разливки. Высоколегированные сплавы с содержанием хрома до 16 % (чугун ИЧХ 16М) имеют широкий интервал кристаллизации и, как следствие, повышенную усадку и склонность к образованию трещин, возникающих из-за карбидов, располагающихся по границам зерен. Применение экзогенной суспензионной разливки приводит к уменьшению дефектов усадочного происхождения, разрушению карбидной сетки и снижению твердости в литом состоянии, что позволяет проводить некоторые виды механической обработки без предварительной термической обработки.

The article considers the technological production of roll casting for turboelectrowelding mils (TEWM) with the use of exogenic suspensive pouring from high alloys. The high alloys with the content of chromium up to 16 % (cast iron IChKh *16M) have wide crystallization range and therefore high shrinkage and tendency to cracks formation caused by the carbides concentrated round the boundry of grains. Using of exogenic suspensive pouring leads to the decrease of shrinkage defects, the destruction of the carbide net and the reduce of the casting hardness, that allows to use some kind of mechanical operation without heat treatment.*

Суспензионная разливка – способ получения отливок, когда в процессе заполнения формы в объеме расплава создаются активные экзогенные или эндогенные центры кристаллизации, инокулирующее воздействие которых проявляется в увеличении скорости и развитии преимущественного объемного затвердевания, а также диспергирования структуры литого металла [1]. Суспензионная разливка сочетает внутренний теплоотвод локальными теплостоками – инокуляторами и совмещает процессы модифицирования с кристаллизацией [2].

В основе суспензионной разливки лежит целенаправленное управление процессом кристаллизации металлических расплавов. Суспензионную разливку можно разделить на два основных вида – экзогенную и эндогенную. Экзогенная суспензионная разливка – это ввод в струю металла при заливке форм дисперсных добавок (инокуляторов), таких как железный порошок, дробь, гранулы лигатур и отходы собственно производства.

Эндогенная суспензионная разливка – образование в объеме жидкого металла дополнительных активных центров кристаллизации с помощью различных внешних воздействий на кристаллизующуюся фазу (механических, ультразвуковых, электромагнитных и др.).

Экзогенная суспензионная разливка имеет преимущества по сравнению с эндогенной, основным из которых является управляемость, более широкий спектр воздействий на расплав и относительная простота организации процесса воздействия на кристаллизацию. Применение экзогенной суспензионной разливки (поздний ввод дисперсных добавок в процессе охлаждения расплава – заливки литейных форм) приводит к изменению не только физико-химических, но и теплофизических параметров системы, что оказывает радикальное воздействие на кристаллизацию и структурообразование сплава. В этом случае модифицирующее воздействие максимально приближено к моменту кристаллизации.

Скорость гетерогенного образования зародышей описывается следующим выражением [3]:

$$I = 10^{33}\frac{n'_S}{n}\exp\left[-\frac{\Delta G f(\theta)}{RT}\right] = 10^{33}\frac{n'_S}{n}\exp\left[-\frac{16\pi\sigma^3 T_M^2 V_S^2}{3\Delta H^2 \Delta T^2 RT} f(\theta)\right], \quad (1)$$

где n'_S – число поверхностных атомов подложки, приходящихся на единицу объема жидкости; n – число атомов в единичном объеме жидкости; ΔG – измене-

ние свободной энергии при образовании зародыша жидкости; R – газовая постоянная; T – фактическая температура кристаллизации; θ – угол смачивания подложки кристаллом; σ – межфазное натяжение на поверхности зародыш (подложка) – жидкость; T_M – равновесная температура кристаллизации; V_S – мольный объем зародыша; ΔH – энтальпия (теплота) кристаллизации; $\Delta T = T_M - T$ – переохлаждение при кристаллизации.

Функция $f(\theta)$ может быть выражена соотношением [2]:

$$f(\theta) = \frac{1}{4}(2+\cos\theta)(1-\cos\theta)^2. \qquad (2)$$

Анализ приведенных уравнений указывает наиболее перспективные направления в разработке методов целенаправленного управления кристаллизацией металлических расплавов. Вводимые в расплав добавки должны обеспечить малый контактный угол θ между зародышем и растущей твердой фазой. Это означает, что межфазная энергия на границе зародыш–расплав должна быть большой, а на границе зародыш–твердая фаза – малой. Добавка должна быть как можно более стабильной в расплаве металла.

В соответствии с законами термодинамики наиболее общим условием получения мелкозернистой структуры и других эффектов модифицирования является наибольшая отрицательная величина изменения свободной энергии (ΔG). Поскольку данная отрицательная величина представляет собой разность свободной энергии твердого и жидкого состояний, очевидно, что ΔG будет тем больше, чем больше свободная энергия жидкого металла. Таким образом, все, что способствует увеличению свободной энергии жидкого металла, будет повышать эффективность модифицирующего воздействия.

Экзогенная суспензионная разливка уменьшает предкристаллизационное переохлаждение в результате ввода дисперсных инокуляторов за счет уменьшения работы образования зародышей. Кроме этого, поверхностная энергия добавок резко увеличивает свободную энергию жидкого расплава.

Рассмотренные термодинамические аспекты теории кристаллизации легли в основу разработки технологического процесса изготовления валков трубоэлектросварочных станов (ТЭСС). На Выксунском металлургическом заводе ранее уже была опробована технология изготовления валков для ТЭСС из стали Х12МЛ [4], а в настоящее время отработан технологический процесс для валков из чугуна ИЧХ 16М с применением экзогенно-суспензионной заливки с использованием в качестве добавок железного порошка марки ПЖР 3.200.26, содержащего, %: 0,03...0,04 C; 0,037...0,04 Si; 0,1...0,15 Mn; 0,02 S; 0,02 P; 0,24...0,27 O_2; остальное – Fe фракции 0,022 мм, соответствующий ТУ 14-1-3882–85.

Количество добавок рассчитывали по формуле, приведенной в работе [5], и для чугуна марки ИЧХ 16М, заливаемого в форму при $T_з$ = 1390...1410 °С, оно составило 3,0...3,5 % от массы заливаемого металла без учета прибыли и литниковой системы:

$$S = \left[100T_з\left(1-0{,}0144C\sqrt{\frac{\tau_з}{R_{ст}}}\right)-T_л+39\right]T_л, \qquad (3)$$

где $T_з$ и $T_л$ – температуры соответственно заливки и солидус металла, °С; $\tau_з$ – продолжительность заливки, с; $R_{ст}$ – приведенная толщина стенки отливки, м; C – поправочный коэффициент для расчета теплопотерь металла в процессе заливки при подводе металла снизу.

Металл выплавляли в дуговой печи емкостью 5 т и заливали из 5-тонного стопорного ковша, на котором было смонтировано устройство вихревого типа для смешивания добавок с металлом. После охлаждения отливку массой 4 т выбили из формы, вырезали образцы, которые направили в ЦЗЛ ОАО "ВМЗ" для анализа.

На металлографическое исследование были направлены образцы опытной № 1 и контрольной № 2 заливок. Металлографическое исследование включало контрольный химический анализ металла, микроструктурный анализ и замер твердости.

Контрольный химический анализ металла проводили на образцах в спектральной химической лабора-

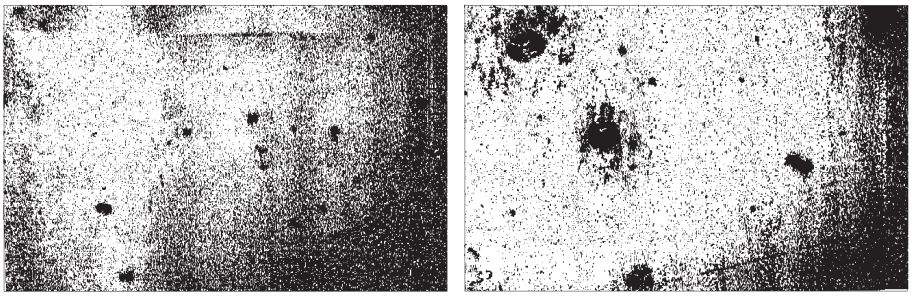
1. Химический состав образцов

Номер образца	Массовая доля элементов, %								
	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P	Ni	Cu
1	2,28	0,41	0,39	14,61	0,811	0,007	0,024	0,18	0,07
2	2,28	0,45	0,43	14,68	1,031	0,012	0,037	0,12	0,06
Требования ВТИ 153-Л-110-2005*	2,25...2,40	0,35...0,50	0,35...0,50	14,5...15,5	0,8...1,0	Не более 0,03	Не более 0,03	–	–

* Временная технологическая инструкция.

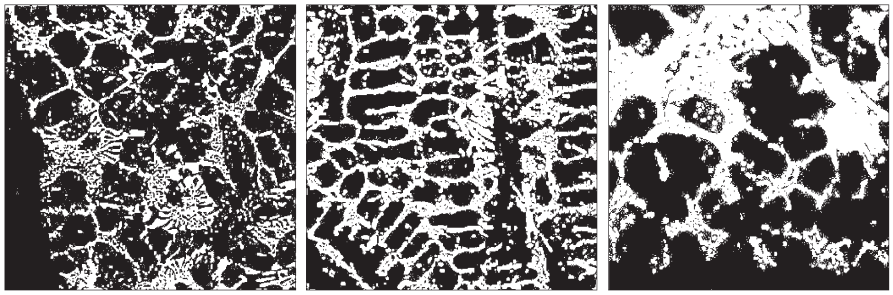
2. Результаты микроструктурного анализа образцов

Номер образца	Микроструктура
1	Диаметр графита: $ШГ_д$ 15, $ШГ_д$ 25 (рис. 1, *а*). Металлическая основа: зернистый перлит и карбидная эвтектика. Карбидная эвтектика местами разорвана, встречается столбчатое строение. Величина зерна номер 6 ГОСТ 5639–82 (рис. 2, *б*). Встречаются участки скопления карбидной эвтектики с величиной зерна номер 5–4 (рис. 2, *а, в*)
2	Диаметр графита: $ШГ_д$ 15, $ШГ_д$ 45, $ШГ_д$ 90. В графите местами наблюдается эвтектика (рис. 1, *б*). Металлическая основа: пластинчатый и зернистый перлит, карбидная эвтектика. Микроструктура неравномерная: с поверхности образца на глубину 0,25...0,5 мм и в центре (пятнами) наблюдается микроструктура с большой долей цементита и ледебурита (рис. 3, *а, в*). Величина зерна номер 5 ГОСТ 5639–82 (рис. 3, *б*)



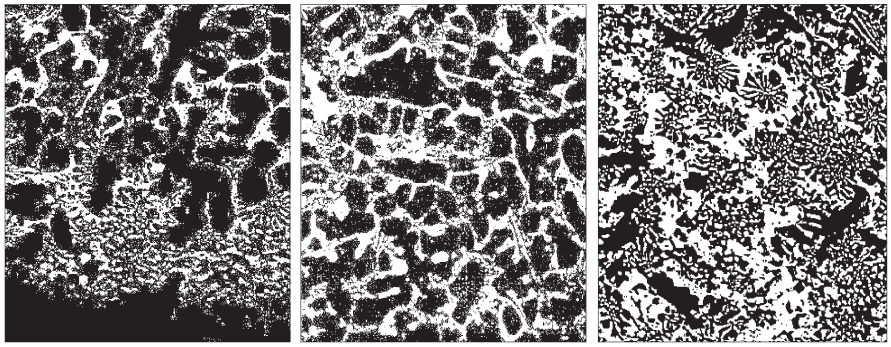
а) *б)*

Рис. 1. Форма графита в образце № 1 (*а*) и № 2 (*б*)



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Микроструктура образца № 1 из чугуна ИЧХ 16М



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Микроструктура образца № 2 из чугуна ИЧХ 16М

тории ЦЗЛ на оптикоэмиссионном спектрометре "Ариэл-4460", данные которого приведены в табл. 1. Анализ показал, что опытные образцы соответствуют чугуну марки ИЧХ 16М.

Микроструктурный анализ металла проб после травления их ниталем представлен в табл. 2.

Микроструктурный анализ показал, что образцы опытной плавки содержат более мелкий шаровидный графит, равномерно распределенный по сечению. Полное отсутствие цементита и ледебурита свидетельствует о меньшей твердости опытных образцов.

Контрольный замер твердости металла образцов проводили в лаборатории механических испытаний на стационарном твердомере "ТШ-2М" в соответствии с ГОСТ 9012–59, результаты приведены в табл. 3.

Опытные образцы имеют значительно меньшую твердость, чем контрольные, что позволяет проводить механическую обработку заготовок валков без предварительного отжига, что резко снижает время термообработки и уменьшает себестоимость изготовления готовой продукции.

Вывод

Анализ полученных результатов показал, что экзогенно-суспензионная заливка позволяет получить более мелкие и равномерно распреде-

3. Результаты замера твердости образцов

Номер образца	Результаты замера твердости, НВ			Среднее значение твердости, НВ
	1	2	3	
1	340	332	332	335
2	555	532	512	533

ленные графитовые включения правильной шаровидной формы, карбидная эвтектика местами разорвана и отсутствует цементит ледебурита. Пониженное значение твердости на опытных образцах позволяет удалять прибыльную часть на отливках валков перед отжигом, что значительно снижает время термообработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Затуловский С.С.** Суспензионная разливка. Киев: Наук. Думка, 1981. 260 с.

2. **Леушин И.О., Ермилин А.С., Серебряков А.Н.** Способ получения отливок из стали марки 110Г13Л // Материаловедение и металлургия: Труды НГТУ. Т. 42. Н. Новгород: НГТУ, 2004. 64 с.

3. **Флемингс М.С., Мершон К.** Процессы затвердевания. М.: Мир, 1977. 423 с.

4. **Баландин Г.Ф.** Основы формирования отливок. М.: Машиностроение, 1979. 336 с.

5. **Фокин В.И., Чернышов Е.А., Ермилин А.С., Варламов А.И.** Совершенствование технологии изготовления валков трубоэлектросварочных станов // Сталь. 1992. № 6. С. 55–57.

Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук;
Андрей Степанович Ермилин, канд. техн. наук;
Дмитрий Андреевич Рузанкин, инженер;
В.Л. Медведев

Е.А. Чернышов *(Нижегородский государственный технический университет)*

Зарубежные аналоги алюминиевых литейных сплавов

Приведены марки, химический состав, механические свойства и рекомендуемые режимы термической обработки зарубежных аналогов алюминиевых литейных сплавов, а также особенности их маркировки.

The article describes the grades, chemical compound, mechanical properties and recommended regimes of heat treatment of casting aluminium alloys, and also features of their marking.

Алюминиевые литейные сплавы-аналоги по стандартам некоторых зарубежных стран приведены в табл. 1, а их химический состав – в табл. 2 [1].

Механические свойства сплавов-аналогов даны в табл. 3 [2].

Рекомендуемые режимы термической обработки сплавов-аналогов – в табл. 4 [2].

По стандартам США состояние без термообработки обозначается буквой F, в стандарте Франции – Y-30.

1. Алюминиевые литейные сплавы-аналоги по стандартам разных стран

Россия, ГОСТ 1583–93	США, ASTM B85, B26, AA SAE	Германия, DIN 1725T.2	Япония, JIS H5202	Франция, NF A57-702
АК12 (АЛ2)	–	G-AlSi12 (GK-AlSi12g)	–	A-S13
АК9	–	GD-AlSi12(Cu)	–	A-S12U
АК9ч (АЛ4)	–	GK-AlSi10Mgwa	AC 4 A	–
АК9пч (АЛ4-1)	361.0	G-AlSi10Mg(Cu) (GK-AlSi10Mg(Cu)wa)	–	A-S10G
АК8л (АЛ34)	358.0	–	–	A-S7G
АК7	357.0	–	–	–
АК7ч (АЛ9)	356.0 SG 70A 323	–	AC 4 C	–

Россия, ГОСТ 1583–93	США, ASTM B25, B26, AA SAE	Германия, DIN 1725T.2	Япония, JIS H5202	Франция, NF A57-702
АК7пч (АЛ9-1)	A356.0 SG 70B 336	G-AlSi7Mgwa (GK-AlSi7Mgwa)	AC 4 CH	–
АК5М (АЛ5)	305.0	G-AlSi5Mg (GK-AlSi5Mgwa)	–	–
АК5Мч (АЛ5-1)	A305.0	–	AC 4 D	–
АК5М2	A319.0	–	–	A-S5U3G
АК5М7	238.0	–	–	–
АК6М2	319.0 SG 64D 326	–	AC 2 B	–
АК8М (АЛ32)	328.0 SG 82A 327	–	–	–
АК5М4	308.0	G-AlSi6Cu4 (GK-AlSi6Cu4)	AC 2 A	A-S5UZ
АК8М3	380.0 SG 84B 308	G-AlSi9Cu3 (GK-AlSi9Cu3)	AC 4 B	A-S7U3G
АК8М3ч (ВАЛ8)	A380.0 SG 84A 306	–	–	–
АК9М2	A360.0 SG 100A 309	GD-AlSi9Cu3	AC 8 B	A-S10UG
АК12ММгН (АЛ30)	383.0 SG 102A 383	G-AlSi12 (Cu) (GK-AlSi12 (Cu))	–	A-S11UNG A-S9GU A-S12UNG
АК12М2МгН (АЛ25)	385.0	–	–	–
АМ4,5Кд (ВАЛ10)	201.0 CO 51A 382	–	AC 1 B	A-U5GT
АМг4К1,5М (АМг4К1,5М1)	512.0	G-AlMg5Si (GK-AlSiMg5Si)	–	–
АМг5К (АЛ13)	512.0	G-AlMg5 (GK-AlMg5)	–	–
АМг5Мц(АЛ28)	–	–	–	A-G6
АМг6л (АЛ23)	518.0 G 8A	–	–	–
АМг6лч (АЛ23-1)	535.0 GM 70B	–	–	–
АМг10 (АЛ27)	520.0 G 10A 324	GD-AlMg9	AC 7 B	–
АМг7 (АЛ29)	A535.0	–	–	–
АЦ4Мг (АЛ24)	707.0 ZG 42A 312	–	–	–

2. Химический состав (% мас.) алюминиевых литейных сплавов-аналогов

Страна	Марка сплава	Mg	Si	Mn	Cu	Ti	Ni	Fe	Zn	Pb	Sn	Прочие
Германия	G-AlSi12 (GK-AlSi12g)	0,05	10,5...13,5	0,40	0,05	0,15	–	0,50	0,10	–	–	–
Франция	A-S13	0,10	11,0...13,5	0,50	0,10	0,15	0,05	0,70	0,15	0,05	0,05	–
Германия	GD-AlSi12(Cu)	0,40	10,5...13,5	0,10...0,50	1,2	0,15	0,20	1,2	0,50	0,20	0,10	–
Франция	A-S12U	0,30	11,0...13,5	0,60	1,0	0,15	0,30	0,90	0,50	0,20	0,10	–
Германия	GK-AlSi10Mgwa	0,20...0,50	9,0...11,0	0,20...0,40	0,05	0,15	–	0,50	0,10	–	–	–
Япония	AC 4 A	0,30...0,60	8,0...10,0	0,30...0,60	0,25	0,20	0,10	0,55	0,25	0,10	0,05	0,15Cr
США	361.0	0,50	10,0	–	0,50	–	0,25	<1,1	–	–	–	0,25Cr
Германия	G-AlSi10Mg(Cu) (GK-AlSi10Mg(Cu)wa)	0,20...0,50	9,0...11,0	0,10...0,40	0,30	0,15	0,10	0,60	0,30	–	–	–
Франция	A-S10G	0,17...0,40	9,0...11,0	0,50	0,10	0,20	0,05	0,60	0,10	0,05	0,05	–
США	358.0	0,50	8,1	–	<0,20	–	–	<0,30	<0,20	–	–	0,20Be
Франция	A-S7G	0,20...0,40	6,5...7,5	0,50	0,15	0,05...0,25	0,05	0,55	0,10	0,05	0,05	–
США	357.0	0,55	7,0	–	<0,05	–	–	<0,15	<0,05	–	–	–
США	356.0 SG 70A 323	0,35	7,0	0,35	<0,25	0,25	–	<0,60	<0,35	–	–	–
Япония	AC 4 C	0,25...0,45	6,5...7,5	0,35	0,25	0,20	0,10	0,55	0,35	0,10	0,05	0,10Cr
США	A356.0 SG 70B 336	0,35	7,0	0,10	<0,20	0,20	–	<0,20	<0,10	–	–	–
Германия	G-AlSi7Mgwa (GK-AlSi7Mgwa)	0,25...0,45	6,5...7,5	0,10	0,05	0,001...0,20	–	0,18	0,07	–	–	–
Япония	AC 4 CH	0,20...0,40	6,5...7,5	0,10	0,20	0,20	0,05	0,20	0,10	0,05	0,05	0,05Cr
США	305.0	–	5,0	–	1,25	–	–	<0,60	<0,35	–	–	–
Германия	G-AlSi5Mg (GK-AlSi5Mgwa)	0,40...0,80	5,0...6,0	0,25...0,40	0,05	0,001...0,20	–	0,50	0,10	–	–	–
США	A305.0	–	5,0	–	1,25	–	–	<0,20	<0,10	–	–	–
Япония	AC 4 D	0,40...0,60	4,5...5,5	0,50	1,0...1,5	0,20	0,20	0,60	0,30	0,10	0,05	0,15Cr
США	A319.0	0,30	6,0	–	–	3,5	–	<1,2	<1,0	–	–	–
Франция	A-S5U3G	0,15...0,40	4,5...6,0	0,45	2,6...3,6	0,20	0,10	0,60	0,20	0,10	0,05	–
США	238.0	0,25	4,0	0,60	10,0	0,25	1,0	<1,5	<1,5	–	–	–
США	319.0 SG 64D 326	<0,10	6,0	0,50	3,5	0,25	0,35	<1,0	<1,0	–	–	–
Япония	AC 2 B	0,50	5,0...7,0	0,50	2,0...4,0	0,20	0,35	1,0	1,0	0,20	0,10	0,20Cr
США	328.0 SG 82A 327	0,40	8,0	0,40	1,5	0,25	0,25	<1,0	<1,5	–	–	0,35Cr
США	308.0	<0,10	5,5	–	4,5	–	–	<1,0	<1,0	–	–	–
Германия	G-AlSi6Cu4 (GK-AlSi6Cu4)	0,10...0,50	5,0...7,5	0,10...0,60	3,0...5,0	0,15	0,30	1,0	2,0	0,30	0,10	–
Япония	AC 2 A	0,25	4,0...6,0	0,55	3,0...4,5	0,20	0,30	0,80	0,55	0,15	–	0,05B; 0,15Cr

Страна	Марка сплава	Mg	Si	Mn	Cu	Ti	Ni	Fe	Zn	Pb	Sn	Прочие
Франция	A-S5UZ	0,30	5,0...7,0	0,20...0,60	3,0...5,0	0,25	0,30	1,0	2,0	0,25	0,20	–
США	380.0 SG 84B 308	<0,10	8,5	0,50	3,5	–	0,50	<2,0	<3,0	–	0,35	–
Германия	G-AlSi9Cu3 (GK-AlSi9Cu3)	0,10...0,50	8,0...11,0	0,10...0,50	2,0...3,5	0,15	0,30	0,80	1,2	0,20	0,10	–
Япония	AC 4 B	0,50	7,0...10,0	0,50	2,0...4,0	0,20	0,35	1,0	1,0	0,20	0,10	0,20Cr
Франция	A-S7U3G	0,25...0,60	6,5...8,0	0,20...0,60	2,8...3,8	0,25	0,30	0,80	0,50	0,10	0,20	–
США	A380.0 SG 84A 306	<0,10	8,5	0,50	3,5	–	0,50	<1,3	<3,0	–	0,35	–
США	A360.0 SG 100A 309	0,50	9,5	0,35	<0,60	–	0,50	<1,5	0,50	–	0,15	–
Германия	GD-AlSi9Cu3	0,10...0,50	8,0...11,0	0,10...0,50	2,0...3,5	0,15	0,30	1,2	1,2	0,20	0,10	–
Япония	AC 8 B	0,50...1,5	8,5...10,5	0,50	2,0...4,0	0,20	0,10...1,0	1,0	0,50	0,10	0,10	0,10Cr
Франция	A-S10UG	0,70...1,5	9,2...10,8	0,30...0,70	1,8...2,6	0,20	0,25	0,60...1,0	0,20	0,10	0,05	–
США	383.0 SG 102A 383	<0,10	10,5	0,50	2,5	–	0,30	<1,3	<3,0	–	0,15	–
Германия	G-AlSi12(Cu) (GK-AlSi12(Cu))	0,30	10,5...13,5	0,10...0,50	1,0	0,15	0,20	0,80	0,50	0,20	0,10	–
Франция	A-S11UNG	0,80...1,5	10,0...12,0	0,20	0,80...1,5	0,20	0,60...1,3	0,75	0,20	0,10	0,05	–
	A-S9GU	0,15...0,50	8,0...11,0	0,25...0,60	0,40...1,0	0,20	0,20	0,90	0,50	0,10	0,10	–
	A-S12UNG	0,80...1,5	11,5...13,5	0,20	0,80...1,5	0,20	0,60...1,3	0,75	0,20	0,10	0,05	–
США	385.0	<0,30	12,0	–	3,0	–	–	<0,2	<3,0	–	–	–
США	201.0 CO 51A 382	0,35	<0,10	0,35	4,6	0,15...0,35	–	<0,15	–	0,70	–	–
Япония	AC 1 B	0,15...0,35	0,20	0,10	4,0...5,0	0,05...0,30	–	0,35	0,10	0,05	0,05	0,05Cr
Франция	A-U5GT	0,15...0,35	0,20	0,10	4,2...5,0	0,05...0,30	0,05	0,35	0,10	0,05	0,05	–
США	512.0	4,0	1,8	–	<0,35	–	–	<0,60	<0,35	–	–	–
Германия	G-AlMg5Si (GK-AlMg5Si)	4,5...5,5	0,90...1,5	0,001...0,10	0,05	0,001...0,20	–	0,50	0,10	–	–	–
США	512.0	4,0	1,8	–	<0,35	–	–	<0,60	<0,35	–	–	–
Германия	G-AlMg5 (GK-AlMg5)	4,5...5,5	0,50	0,25...0,40	0,05	0,001...0,20	–	0,50	0,10	–	–	–
Франция	A-G6	5,0...7,0	0,40	0,50	0,10	0,20	0,05	0,50	0,20	0,05	0,05	–
США	518.0 G 8A	8,0	<0,35	0,35	<0,25	–	0,15	<1,8	0,15	–	0,15	–
США	535.0 GM 70B	6,9	<0,15	0,18	<0,05	0,10...0,25	–	<0,15	–	–	–	0,005Cr
США	520.0 G 10A 324	10,0	<0,25	0,15	<0,25	0,25	–	<0,30	0,15	–	–	–
Япония	AC 7 B	9,5...11,0	0,20	0,10	0,10	0,20	0,05	0,30	0,10	0,05	0,05	0,15Cr
США	A535.0	7,0	<0,20	0,18	<0,10	–	–	<0,20	–	–	–	–
США	707.0 ZG 42A 312	2,1	<0,20	0,50	<0,20	0,25	–	<0,80	4,25	–	–	0,30Cr

Примечание. Основа сплавов – алюминий.

3. Механические свойства алюминиевых литейных сплавов-аналогов

Страна	Марка сплава	Способ литья	Термическая обработка	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Твердость НВ
Германия	G-AlSi12 (GK-AlSi12g)	К	2	170...230	6,0...12,0	50...60
Франция	A-S13	К	8	170	5,0	55
Германия	GD-AlSi12(Cu)	Д	–	220...300	1,0...3,0	60...100
Франция	A-S12U	К	8	160	2,0	65
Германия	GK-AlSi10Mgwa	К	3	240...320	1,0...4,0	85...115
Япония	AC 4 A	К	3	245	2,0	90
США	361.0	Д	–	–	–	–
Германия	G-AlSi10Mg(Cu) (GK-AlSi10Mg(Cu)wa)	К	3	240...320	1,0...3,0	85...115
Франция	A-S10G	К	3	250	1,5	80
США	358.0	З, К	–	–	–	–
Франция	A-S7G	К	3	250	3,0	80
США	357.0	К	F	193...359	5,0...6,0	100
США	356.0; SG 70A; 323	К	3	262	5,0	80
Япония	AC 4 C	К	3	226	3,0	85
США	A356.0; SG 70B; 336	К	3	283	10,0	90
Германия	G-AlSi7Mgwa (GK-AlSi7Mgwa)	К	3	250...340	5,0...9,0	80...115
Япония	AC 4 CH	К	3	245	5,0	85
США	305.0	–	–	–	–	–
Германия	G-AlSi5Mg (GK-AlSi5Mgwa)	К	3	260...320	1,0...3,0	90...110
США	A305.0	З, К	–	–	–	–
Япония	AC 4 D	К	3	275	1,0	90
США	A319.0	–	–	–	–	–
Франция	A-S5U3G	К	3	270	2,5	85
США	238.0	К	8	207	1,5	100
США	319.0; SG 64D; 326	К	8	234	2,5	85
Япония	AC 2 B	К	3	245	1,0	90
США	328.0; SG 82A; 327	З	3	234	1,0	80
США	308.0	К	8	193	2,0	70
Германия	G-AlSi6Cu4 (GK-AlSi6Cu4)	К	–	180...240	1,0...3,0	75...110
Япония	AC 2 A	К	3	275	1,0	90
Франция	A-S5UZ	К	8	170	–	70
США	380.0; SG 84B; 308	Д	F	331	3,0	80
Германия	G-AlSi9Cu3 (GK-AlSi9Cu3)	К	–	180...240	1,0...3,0	70...110
Япония	AC 4 B	К	3	245	–	100
Франция	A-S7U3G	К	8	180	–	80
США	A380.0; SG 84A; 306	Д	8	324	4,0	75
США	A360.0; SG 100A; 309	Д	8	317	5,0	75
Германия	GD-AlSi9Cu3	Д	–	240...310	0,5...3,0	80...120
Япония	AC 8 B	К	3	275	–	110
Франция	A-S10UG	К	6	190	–	80

Страна	Марка сплава	Способ литья	Термическая обработка	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Твердость НВ
США	383.0; SG 102A; 383	Д	–	310	3,5	–
Германия	G-AlSi12(Cu) (GK-AlSi12(Cu))	К	–	180...240	2,0...4,0	55...75
Франция	A-S11UNG	К	6	190	–	80
	A-S9GU	К	8	180	1,0	60
	A-S12UNG	К	6	190	–	80
США	385.0	Д	–	–	–	–
США	201.0; CO 51A; 382	К	3	448	8,0	130
Япония	AC 1 B	К	3	304	3,0	95
Франция	A-U5GT	К	3	340...360	8,0...11,0	95
США	512.0	К	8	186	7,0	60
Германия	G-AlMg5Si (GK-AlMg5Si)	К	–	180...240	2,0...5,0	65...85
США	512.0	К	8	186	7,0	60
Германия	G-AlMg5 (GK-AlMg5)	К	–	180...240	4,0...10,0	60...75
Франция	A-G6	К	8	180	4,0	65
США	518.0; G 8A	Д	8	310	8,0	80
США	535.0; GM 70B	З	F	241	9,0	70
США	520.0; G 10A; 324	З	2	331	16,0	75
Япония	AC 7 B	К	2	294	10,0	75
США	A535.0	З	F	251	9,0	65
США	707.0; ZG 42A; 312	З	7	255	1,0	80

Примечания: 1. Условные обозначения способов литья: З – литье в песчаные формы; К – литье в кокиль; Д – литье под давлением. 2. Обозначения режимов термической обработки приведены в табл. 4.

В стандарте Франции приняты следующие обозначения видов термообработки:

Y-33 – закалка и искусственное старение (соответствует Т6);

Y-35 – стабилизирующий отпуск (соответствует Т7).

Особенности маркировки алюминиевых литейных сплавов в стандартах США, Японии, Германии и Франции приведены ниже.

США (ASTM B85, B26, B108). В общегосударственных и оборонных спецификациях для алюминие-

4. Обозначения и рекомендуемые режимы термической обработки алюминиевых литейных сплавов-аналогов

Условное обозначение режима	Обозначение состояния сплава	Режим термической обработки
1	Т2	Старение 300 °С, 2 ч
2	Т4	Закалка от 535 °С, 9...16 ч, вода (20...100 °С)
3	Т6 Y-33	Закалка от 545 °С, 10...14 ч, вода (20...100 °С); старение 170 °С, 6...10 ч
4	Т5	Закалка от 535 °С, 10...16 ч, вода (20...100 °С); старение 175 °С, 5...17 ч
5	Т1	Старение 175 °С, 5...17 ч
6	Т7 Y-35	Закалка от 545 °С, 10...14 ч, вода (80...100 °С); старение 250 °С, 3...10 ч
7	Т7	Закалка Двухступенчатый нагрев: 505 °С, 4...6 ч; 515 °С, 4...8 ч, вода (20...100 °С); старение 230 °С, 3...5 ч
8	Y-30 F	Без термической обработки

вых литейных сплавов наиболее широко используется система обозначений **Алюминиевой Ассоциации (АА)**.

В этой системе сплавы имеют трехзначное обозначение. Сплавы сгруппированы в серии, которые относятся к определенным системам легирования. Первая цифра каждой серии указывает основную систему сплава.

Серия	Основная система сплавов	Серия	Основная система сплавов
2XX	Al–Cu	5XX	Al–Mg
3XX	Al–Si–Mg, Al–Si–Cu	7XX	Al–Zn
4XX	Al–Si	8XX	Al–Sn

Промышленных литейных сплавов серий 6XX и 9XX не существует. В маркировке, принятой АА, обозначение XXX.0 используют для отливок, т.е. для всех литейных сплавов.

В некоторых обозначениях сплавов, принятых АА, цифрам предшествует буква. Буквы используют для того, чтобы различить сплавы с одинаковым химическим составом по основным легирующим элементам, но отличающимся друг от друга только содержанием примесей или малых добавок, например сплавы 356.0 и A356.0.

SAE-система Общества инженеров автомобильной промышленности. Марки сплавов имеют цифровое трехзначное обозначение.

Например, сплав марки АК7ч (АЛ9) (ГОСТ 1583–93) имеет аналог по стандартам США: 356.0 (по АА), SG 70A (по ASTM B26) и 323 (по SAE).

Япония (JIS H5202). В обозначении марок всех литейных алюминиевых сплавов вначале стоит буквенное выражение AC (алюминиевый литейный сплав); последующие цифры 1, 2, ... обозначают группу сплавов, относящихся к определенной системе легирования; буквы A, B, C, D, стоящие после цифр, – символ определенного сплава в данной группе.

Группа	Сплавы системы	Группа	Сплавы системы
1	Al–Cu	4CH	Al–Si–Mg
2	Al–Cu–Si	4D	Al–Si–Cu
3	Al–Si	5A	Al–Cu–Ni–Mg
4A	Al–Si–Mg	7B	Al–Mg
4B	Al–Si–Cu	8B	Al–Si–Cu–Mg
4C	Al–Si–Mg		

Германия (DIN 1725T.2). Перед обозначением марок литейных алюминиевых сплавов указывают метод литья:

G – литье в землю или песчаные формы;

GK – литье в кокиль;

GD – литье под давлением.

Далее идут символы элементов и цифры, указывающие их среднее содержание. В конце обозначения марки сплава указывается его термическая обработка:

g – закалка, соответствует состоянию T4;

wa – обработка на твердый раствор, закалка и искусственное старение – соответствует состоянию T6.

Один и тот же сплав может маркироваться как с указанием метода литья и термообработки, так и без него. Обозначение марки сплава с указанием метода литья и термообработки ставится в скобках.

Для литейных сплавов с повышенным допустимым содержанием меди, которая не является легирующим элементом, краткое обозначение дополняется стоящим в скобках символом Cu, например GD-AlSi12(Cu).

Франция (A57-702). Первой в обозначении всех литейных алюминиевых сплавов стоит буква A (алюминиевый сплав), далее через тире стоят символы легирующих элементов с цифрами, указывающими их среднее содержание, последним стоит символ основного легирующего элемента. Например, A-S5U3G: S5 – кремния 5 %; U3 – меди 3 %; G – магний – основной легирующий элемент.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Международный** транслятор современных сталей и сплавов / под ред. проф. В.С. Кершенбаума. М.: Наука и техника, 1992. Т. 1. 556 с.

2. **Международный** транслятор современных сталей и сплавов / под ред. проф. В.С. Кершенбаума. М.: Наука и техника, 1992. Т. 2. 637 с.

Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук

Рязанцев В.И., Овчинников В.В., Глотов Е.Б., Кайнов В.М.
(НИАТ, Москва, Московский государственный индустриальный университет)

Сварка алюминиевых литейных сплавов

Рассмотрена технология получения литых заготовок из алюминиевых сплавов, обеспечивающая очистку от неметаллических включений, оксидных пленок и, соответственно, значительно повышающая качество отливок и показатели свариваемости. Исследования показали, что наиболее рационально применение в литосварных конструкциях сплавов ВАЛ16, ВАЛ19, АМ4,5Кд (ВАЛ10) и ВАЛ14. Наиболее оптимальным способом получения литосварных соединений является сварка трением вращающимся стержнем.

The technology of castings from the aluminium alloys production, providing cleaning of non-metallics inclusions, oxide films and accordingly considerably upgrading castings and weldability factors is considered. Researches have shown, that the most rational application in cast-welded designs of alloys VAL16, VAL19, AM4,5Kd (VAL10) and VAL14. The optimal method of production cast-welded joints is the friction welding rotating tool.

Применение литосварных конструкций резко уменьшает трудоемкость изготовления отливок, создает более широкие возможности применения прогрессивных, высокопроизводительных методов литья, уменьшает затраты металла (повышение КИМ), сокращает цикл изготовления конструкций [1–3].

Использование литосварных конструкций в ответственных изделиях выдвигает ряд требований перед технологами-литейщиками по изысканию и разработке специальных процессов литья для получения крупногабаритных, преимущественно тонкостенных, сложной геометрической формы отливок из высокопрочных алюминиевых сплавов взамен изготовления их сборкой из простейших деталей. Перед сварщиками выдвигаются требования по изысканию и разработке технологий дуговой сварки и сварки трением вращающимся стержнем.

Эффект от применения литосварных конструкций можно достигнуть при условии, что уровень свойств отливок, используемых для их получения, должен соответствовать уровню свойств деформируемых сплавов-аналогов. Показатели свойств сплавов в отливках на образцах, вырезанных в зонах, определенных конструктором, должны соответствовать значению их на отдельно отлитых образцах [3].

В данной работе исследовали отдельные составные части новой комплексной технологии получения литых заготовок из литейных алюминиевых сплавов, определяли показатели свариваемости новых литейных сплавов, полученных по различным технологическим схемам, и сочетания литейных сплавов с деформируемыми алюминиевыми сплавами; определяли механические свойства литых, литосварных соединений и литых заготовок с подварками.

Исследования проводили на образцах из литейных алюминиевых сплавов марок АК7ч (АЛ9), АК7пч (АЛ9-1), АМг6лч (АЛ23-1), АМг7 (АЛ29), АК8М3ч (ВАЛ8), АМ4,5Кд (ВАЛ10), ВАЛ14, ВАЛ16, ВАЛ19 и их сочетаний с деформируемыми алюминиевыми сплавами марок АМг6, 1420, 1421, 1151, 1570, 1460. Химический состав литейных сплавов приведен в табл. 1.

Предварительные исследования [1–3] показали, что высокое качество литосварных и литоштампосварных конструкций достигается только при применении новых, высокоэффективных технологических процессов литья. Основными этапами производства литых заготовок по новой технологии являются:

– скоростная плавка в индукционных печах повышенной частоты (500 Гц) типа ИАТ 0,4/0,8М4;

– применение вакуумных раздаточных электрических печей сопротивления типа ВРП-0,25;

– применение комплексной металлургической обработки для обеспечения равномерного распределения мелкодисперсных интерметаллидов титана и циркония, что приводит к измельчению и стабилизации размеров зерен и, соответственно, повышает плотность отливок;

– обязательная фильтрация сплава при заливке в разовые или постоянные формы;

– управление тепловыми процессами и давлением при затвердевании отливок;

– изготовление форм из холоднотвердеющих смесей (ХТС), а для оболочкового и тонкостенного литья металлических (под давлением) и керамических форм (по выплавляемым моделям).

Для более качественной очистки сплава при переливе из плавильной печи в раздаточную и при заливке формы рекомендуются стеклотканевые, кусковые насыпные и пенокерамические фильтры. Кусковые фильтры могут быть пассивными и активными (в зависимости от состава солей). Разработаны различные

1. Химический состав (% мас.) алюминиевых литейных сплавов

Марка сплава	Основные компоненты (остальное Al)					
	Mg	Si	Mn	Cu	Ni	Cr
АК7ч (АЛ9)	0,2...0,4	6,0...8,0	0,3...0,5	–	–	–
АК7пч (АЛ9-1)	0,25...0,4	7,0...8,0	0,2...0,5	–	0,08...0,15	–
АК8М3ч (ВАЛ8)	0,20...0,45	7,0...8,5	0,2...0,5	2,5...3,5	0,10...0,25	–
АМг6лч (АЛ23-1)	6,0...7,0	–	0,2...0,6	–	–	–
АМг7 (АЛ29)	6,0...8,0	0,5...1,0	0,25...0,6	–	–	–
ВАЛ16	7,5...8,5	–	0,1...0,2	–	–	0,15...0,25
ВАЛ19	7,5...8,5	–	0,1...0,2	–	–	–
АМ4,5 Кд (ВАЛ10)	–	–	0,35...0,8	4,5...5,1	–	0,07...0,25 Cd
ВАЛ14	–	–	0,5...0,9	4,5...5,0	–	–

Марка сплава	Основные компоненты (остальное Al)			Примеси			
	Zr	Ti	Sc	Fe	Si	Cu	Zn
				не более			
АК7ч (АЛ9)	–	–	–	0,25	–	0,2	0,3
АК7пч (АЛ9-1)	–	–	–	0,25	–	0,1	0,3
АК8М3ч (ВАЛ8)	–	–	–	0,25	–	0,1	0,3
АМг6лч (АЛ23-1)	0,05...0,2	0,05...0,15	–	0,05	0,05	0,1	0,3
АМг7 (АЛ29)	–	–	–	0,15	0,15	0,1	0,3
ВАЛ16	0,1...0,15	0,1...0,2	–	0,2	0,2	0,1	0,2
ВАЛ19	0,1...0,15	0,10...0,2	0,15...0,3	0,2	0,2	0,2	0,2
АМ4,5 Кд (ВАЛ10)	–	0,15...0,35	–	0,15	0,2	–	0,3
ВАЛ14	0,05...0,25	0,1...0,35	–	0,15	0,2	–	0,3

схемы применения фильтров. Фильтры, устанавливаемые в литниковой системе, обеспечивают более спокойное заполнение формы сплавом, уменьшают образование вторичных оксидных и газовых включений и способствуют их задержанию. Наибольший эффект достигается при изготовлении отливок из легкоокисляющихся сплавов системы Al–Mg.

При регулируемой заливке формы под низким давлением или вакуумным всасыванием фильтры устанавливают на стыке заливочной трубы и формы.

Пенокерамические фильтры, как показала практика, целесообразно применять при изготовлении отливок высокой герметичности. При литье в кокиль пенокерамические фильтры позволяют применять прямые стояки вместо зигзагообразных, уменьшить массу литниковой системы на 20...30 %. При этом улавливаются неметаллические включения размером менее 1 мкм.

Только применение фильтров позволило решить проблему изготовления методом литья в металлическую форму с заполнением под низким регулируемым давлением высоконагруженных герметичных отливок (герметичность до 10 МПа).

Управляемые технологические процессы изготовления крупногабаритных интегрированных конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов разработаны для различных методов литья (в кокиль, под давлением, по выплавляемым моделям, в формы из ХТС).

Точность является важной составляющей понятия "гарантированное качество" отливок и определяется точностью формы и технологией литья. Для повышения точности отливок, изготовляемых в разовые формы, разработаны и внедрены ХТС и технология изготовления форм и стержней.

Применение ХТС взамен обычных песчано-глинистых смесей позволило повысить точность отливок на 1–2 класса (практически до уровня кокильного литья). Наиболее эффективно применение литья в фор-

мы из ХТС при изготовлении крупногабаритных отливок для литосварных конструкций.

Проведена сравнительная оценка влияния материала керамики и технологии ее изготовления при литье по выплавляемым моделям на точность размеров отливок. Установлено, что лучшим материалом для керамических форм является дистенсилиманит. Получили, что относительное отклонение размеров отливок, изготовленных в формах с применением дистенсилиманита, примерно в 2 раза меньше отклонений отливок, изготовленных в формах из кварца.

При литье в металлические формы точность в большей мере зависит от стабильности тепловых процессов и возможности управления ими. При литье под давлением точность зависит от стабильности тепловых процессов и давления. Установлено, что в результате сжимаемости сплава при наложении давления линейная усадка значительно отличается от усадки при литье тех же сплавов в кокиль и разовые формы.

Теоретические расчеты и эксперименты показали, что линейная усадка в эффективном интервале кристаллизации незначительна и при определенном значении давления может полностью компенсироваться.

В связи с этим эффективным средством изготовления отливок повышенной точности для литосварных конструкций методом литья под давлением наряду с управляемыми тепловыми процессами является давление прессования.

Исследования [1, 3] показали, что важнейшим способом снижения пористости сварных швов в литосварных конструкциях является высокотемпературное изостатическое уплотнение (ВИУ). В процессе ВИУ отливки нагреваются до температуры, близкой к температуре гомогенизации, и подвергаются всестороннему сжатию в результате нагрева инертного газа. При этом давление в несколько раз превышает предел текучести материала. Поэтому происходит залечивание дефектов (поры, раковины, рыхлоты и т.д.) в результате пластической деформации, интенсивной кратковременной ползучести и диффузионной сварки. Ювенильные поверхности внутренних дефектов легко взаимодействуют в случае приложения к ним небольших давлений. Эксперименты показали, что лучше всего свариваются поры усадочного происхождения, а хуже – окисленные поры.

Водород, заполняющий практически любую пору, не препятствует течению металла при ВИУ, так как частично растворяется в металле или экстрагируется в окружающую среду.

При рентгеноскопии выявлено, что рассеянная пористость, зональная рыхлота отливок после применения ВИУ полностью исчезают. ВИУ залечивает не только макропустоты, но и практически всю микропористость, характерную особенно для сплавов с широким интервалом кристаллизации, за исключением сквозных усадочных каналов и подкорковых раковин с пористой или тонкостенной перегородкой.

Устранение внутренних макро- и микросплошностей приводит к почти полному устранению пористости в сварных швах, а также к повышению механических свойств и герметичности литосварных конструкций.

Анализ микроструктуры образцов, прошедших ВИУ, показал, что поверхность их изломов ровная, плотная и не содержит газоусадочных дефектов. Поэтому все литые заготовки для ответственных литосварных конструкций 1-й категории необходимо подвергать ВИУ.

Для оценки свариваемости новых литейных сплавов использованы образцы пяти типов:

1. Литая плита размерами 200×200×15 мм, в центре которой выполнена круговая разделка со средним диаметром 70 мм.

2. Литая плита размерами 200×200×10 мм, по центру которой выполнена разделка в виде канавки. Площадь разделки изменяли от 4 до 20 см^2.

3. Две литые плиты размерами 100×50×10 мм, по длинной стороне каждой выполнена разделка под углом 45° с притуплением 1,5...1,8 мм, плиты свариваются встык с присадкой.

4. Две плиты размерами 300×100×2 мм (после механообработки на фрезерном станке), которые сваривали внахлестку по известной методике крестовой пробы.

5. Две литые пластины размерами 60×40×2 мм (после механообработки на фрезерном станке), которые сваривали встык по известной методике МВТУ на установке ЛТП1-6 с принудительной поперечной растягивающей деформацией в процессе сварки.

Из данных табл. 2 следует, что наиболее высокие показатели свариваемости (склонность к образованию горячих трещин) имеют сплавы АМг6лч (АЛ23-1), АМг7 (АЛ29), ВАЛ16 и ВАЛ19, а наиболее низкие показатели – сплавы АК7ч (АЛ9) и АК8М3ч (ВАЛ8). Сплавы АМ4,5Кд (ВАЛ10) и ВАЛ14 занимают промежуточные положения.

Для всех исследованных литейных сплавов марка присадочной проволоки оказывает значительное влияние на показатели свариваемости. Так, для сплавов АМ4,5Кд (ВАЛ10) и ВАЛ14 применение присадочной проволоки Св1217 позволяет снизить показатели горячеломкости в 2–4 раза по сравнению с присадочной проволокой основного химического состава.

Для сплавов ВАЛ16 и ВАЛ19 применение присадочной проволки марок 1597 и 1571 позволяет получить практически нулевые показатели склонности к образованию горячих трещин. Рекомендуемые марки присадочных проволок приведены в табл. 3.

Анализ данных табл. 4 по свариваемости литоштампосварных соединений показал, что в ответственных сварных конструкциях со швами любой сложности наиболее рационально применение следующих сочетаний сплавов: ВАЛ16 + АМг6; ВАЛ16 + 1420; ВАЛ16 + 01421; ВАЛ16 + 1570; ВАЛ19 + АМг6;

2. Показатели свариваемости литосварных соединений

Марка сплава	Марка присадочной проволоки	Коэффициенты трещинообразования, %	
		по крестовой пробе $K_{тр}$	по пробе "рыбий скелет"
АК7 (АЛ9)	СвАК5	12	17
	СвАМг63	20	35
АК7лч (АЛ9-1)	СвАК5	10	15
	СвАМг63	21	32
АМг6пч (АЛ23-1)	СвАМг63	15	18
	Св01571	9	11
АМг7 (АЛ29)	СвАМг63	16	20
	Св01571	8	12
АК8М3ч (ВАЛ8)	СвАК5	8,5	15,6
	СвАМг63	19,8	32,0
	Св1177	15,6	21,5
	Св01571	18,3	22,3
	СвАК8М3ч (ВАЛ8)	18,5	–
АМ4,5Кд (ВАЛ10)	СвАК5	8,1	14,8
	Св1201	9,4	20,3
	Св1217	2,0	10,2
	Св1177	18,5	23,9
	СвАМг63	19,3	29,5
АМ4,5Кд (ВАЛ10)	Св01571	16,2	21,0
	СвАМ4,5Кд (ВАЛ10)	18,3	34,5
ВАЛ14	СвАК5	16,3	23,2
	Св1201	18,3	27,5
	Св1207	11,7	15,4
	Св1217	8,3	10,2
	Св1177	25,4	31,4
	СвАМг63	21,3	25,8
	Св01571	18,5	19,7
	СвВАЛ14	21,3	29,5
ВАЛ16	СвАМг63	14,5	18,7
	Св01571	5,0	10,3
	Св1597	0	0
	Св1545	10,3	–
	СвВАЛ16	16,3	17,9
ВАЛ19	СвАМг63	5,3	9,2
	Св1545	3,0	6,0
	Св01517	0	0

3. Марки присадочных проволок для сварки (подварки) алюминиевых литейных сплавов

Система легирования	Марка сплава	Марка присадочной проволоки
Al–Si и Al–Si–Mg	АК12 (АЛ2)	СвАК5, СвАК12, СвАК10, СвАМг63
	АК7ч (АЛ9)	СвАК5, СвАК7ч (АЛ9), СвАК10, СвАМг63
	АК7пч (АЛ9-1)	СвАК5, СвАК7пч (АЛ9-1), СвАМг63
	АК9ч (АЛ4)	СвАК5, СвАК9ч (АЛ4), СвАМг63
	АК9пч (АЛ4-1)	СвАК5, СвАК9пч (АЛ4-1), СвАМг63
	АК8л (АЛ34)	СвАК5, СвАК8л (АЛ34), СвАМг63
Al–Si–Cu	АК5М (АЛ5)	СвАК5, СвАК5М (АЛ5), Св1207, Св1217
	АК8М (АЛ32)	СвАК5, СвАК8м (АЛ32), Св1207, Св1217
	АК6М2	СвАК5, СвАК6М2, Св1207, Св1217
	АК8М3ч (ВАЛ8)	СвАК5, СвАК8М3ч (ВАЛ8), Св1207, Св1217
	АК9М2	СвАК5, СвАК9М2, Св1207, Св1217
Al–Si–Cu	АК12ММгН (АЛ30)	СвАК5, СвАК12ММгН (АЛ30), Св1207, Св1217
Al–Cu	АМ5 (АЛ19)	СвАМ5 (АЛ19), Св1201, Св1207, Св1217
	АМ4,5Кд (ВАЛ10)	СвАМ4,5Кд (ВАЛ10), Св1207, Св1201, Св1217
	ВАЛ14	СвВАЛ14, Св1207, Св1217, Св1201
Al–Mg	АМг5к (АЛ13)	СвАМг5к (АЛ13), СвАК5, СвАМг63, Св01571, Св1545
	АМг5Мц (АЛ28)	СвАМг5Мц (АЛ28), СвАК5, СвАМг63, Св01571, Св1545
	АМг6л (АЛ23)	СвАМг6л (АЛ23), СвАК5, СвАМг63
	АМг6лч (АЛ23-1)	СвАМг6лч (АЛ23-1), СвАМг63

Система легирования	Марка сплава	Марка присадочной проволоки	Система легирования	Марка сплава	Марка присадочной проволоки
Al–Mg	АМг7 (АЛ29)	СвАМг7 (АЛ29), СвАМг63, Св01571, Св1545, Св1557	Al–Mg	АМг11 (АЛ22)	СвАМг63, СвАМг11 (АЛ22), Св01571
	ВАЛ16, ВАЛ19	СвАМг63, СвВАЛ16, Св01571, Св1545, Св1557	Al–Zn	АК7Ц9 (АЛ11)	СвАК5, СвАК7Ц9 (АЛ11), Св1557, СвАМг63
	АМг10 (АЛ27)	СвАМг63, СвАМг10 (АЛ27), Св01571, Св1545, Св1557		ВАЛ12	СвАК5, СвВАЛ12, Св1557, СвАМг63
	АМг10п (АЛ27-1)	СвАМг63, СвАМг10п (АЛ27-1), Св01571		АЦ4Мг (АЛ24)	СвАК5, СвАЦ4Мг (АЛ24), СвАМг63, Св01571, Св1545

4. Показатели свариваемости литоштампосварных соединений

Сочетание сплавов	Марка присадочной проволоки	Коэффициент трещинообразования по крестовой пробе, %	Критическая скорость деформации, мм/мин	Сочетание сплавов	Марка присадочной проволоки	Коэффициент трещинообразования по крестовой пробе, %	Критическая скорость деформации, мм/мин
АК8М3ч (ВАЛ8) + 1151	СвАК5	9,2	7,8	ВАЛ14 + 01460	СвАК5	16,0	4,8
	Св1177	10,5	7,6		Св1201	21,5	3,7
	Св1201	20,8	3,2		Св1207	18,6	4,5
	СвАМг63	18,5	4,5		Св1217	9,0	5,3
АК8М3ч (ВАЛ8) + АМг6	СвАК5	12,2	6,5		Св1177	20,3	4,0
	СвАМг63	10,8	6,0	ВАЛ16 + АМг6	СвАМг63	14,5	4,8
	Св01571	9,5	6,2		Св01571	9,2	6,1
АК8М3ч (ВАЛ8) + 1570	СвАК5	12,0	6,4		Св01545	10,3	5,2
	СвАМг63	10,2	6,2		Св01597	4,1	6,9
	Св01571	9,8	6,2	ВАЛ16 + 1420	СвАМг63	16,5	5,6
АМ4,5Кд (ВАЛ10) + 1201	Св1201	9,4	4,7		Св01571	9,1	6,2
	Св1217	0	5,6		Св01545	10,2	6,0
АМ4,5Кд (ВАЛ10) + 1570	СвАМг63	20,1	4,2		Св01597	6,0	7,1
	Св01571	18,2	4,5	ВАЛ16 + 1570	СвАМг63	10,0	6,3
ВАЛ14 + 1201	СвАК5	13,1	4,9	ВАЛ19 + АМг6	СвАМг63	5,3	6,0
	Св1201	18,0	4,0		Св01571	3,1	7,5
	Св1217	10,1	5,5	ВАЛ19 + 1570	СвАМг63	5,1	5,9
	Св1177	20,5	2,7		Св01571	2,0	7,9

ВАЛ19 + 1420; ВАЛ19 + 1570. Применение других сочетаний для этого случая не рекомендуется.

Для литоштампосварных соединений с предельно простыми сварными швами (только прямолинейные и кольцевые) при автоматической сварке (и для изделий разового действия) допускается применение сочетания сплавов: АМ4,5Кд (ВАЛ10) + 1201; ВАЛ14 + 1201 и ВАЛ14 + 01460.

Предварительные эксперименты показали, что на качество сварных соединений с литыми деталями большое влияние оказывают показатели микропористости в отливках. Поэтому изучали влияние плотности литых деталей на качество сварных швов.

Исследовали плотность отливок рентгенопросвечиванием и гидростатическим взвешиванием. Результаты исследований приведены в табл. 5. Снижение плотности отливок однозначно сказывается на качестве сварных соединений. Только применение литых заготовок, имеющих плотность по первому баллу, позволяет при сварке получать бездефектные сварные соединения.

Обобщенные данные по влиянию способов литья и режимов термообработки на свойства литых заготовок и сварных соединений приведены в табл. 6. Из данных этой таблицы следует, что способ отливки заготовки и

режимы термической обработки до сварки оказывают заметное влияние на механические свойства сварных соединений.

Наиболее высокие прочностные и пластические свойства сварных соединений достигаются после отливки в кокиль, а наиболее низкие – после отливки в песчаную форму.

Типичные механические свойства литосварных и литоштампосварных соединений приведены в табл. 7, 8 и 9. По результатам механических испытаний свар-

5. Влияние балла пористости литых заготовок на порообразование в сварных швах

Марка сплава	Толщина, мм	Балл пористости отливки	Объем пористости сварного соединения, $см^3/100$ г	Число пор на 100 мм шва
ВАЛ16	3	I	0,3	Нет
	4	II	0,5	12
	4	III	0,9	4
ВАЛ19	2	I	0,3	Нет
	3	II	0,41	5
	3	III	0,8	38
АК7пч (АЛ9-1)	3	I	0,4	3
	3	II	0,8	20
	3	III	1,2	65

6. Влияние способов литья и режимов термообработки на свойства литых и сварных соединений

Способ литья	Режим термообработки	Свойства отливки			Марка присадочной проволоки	Свойства сварных соединений	
		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %		$\sigma_в$, МПа	KCU, $Дж/см^2$
Сплав АК8М3ч (ВАЛ8)							
В песчаную форму	Л	350	300	7	СвАК8М3ч (ВАЛ8)	215	1,9
	Т4	370	310	6		257	2,1
	Т6	380	320	4		253	1,6
В кокиль	Т4	382	320	8		355	6,5
	Т5	395	330	5		354	6,2
По выплавляемым моделям	Т5	390	330	6		335	6,3
Сплав ВАЛ14							
В песчаную форму	Т4	310	210	9	Св1207	300	19,7
	Т5	320	230	8		345	11,0
	Т6	330	235	6		352	10,0
В кокиль	Т4	320	230	12		305	21,0
	Т5	340	240	10		350	18,0
	Т6	350	250	9		369	16,0
Сплав ВАЛ16							
В песчаную форму	Т4	260	160	6	СвАМг63	240	25,7
В кокиль	Т4	300	190	8		280	26,8
Сплав ВАЛ19							
В песчаную форму	Т4	320	240	10	СвАМг63	310	29,4
В кокиль	Т4	400	320	17		340	30,1

ных соединений установлено, что наиболее высокие показатели прочности достигаются на сочетаниях со сплавом ВАЛ19 и присадочной проволокой Св01571. Показатели пластичности также наиболее высокие на образцах из сплава ВАЛ19 с присадочными проволоками СвАМг63 и Св01571.

7. Механические свойства литосварных соединений

Марка сплава	Термообработка до сварки	Марка присадочной проволоки	Предел прочности, МПа	Угол загиба, °	KCU по шву, Дж/см^2
АК8М3ч (ВАЛ8)	Т4	СвАК5	198	10	1,4
		Св1177	257	15	1,6
	Т6	Св1177	253	14	1,5
АМ4,5Кд (ВАЛ10)	Т4	Св1201	253	30	17,1
		Св1217	269	20	4,9
	Т6	Св1217	270	18	5,1
ВАЛ14	Л	Св1217	275	30	8,8
	Т4	Св1217	288	40	12,2
		Св1207	303	50	19,7
	Т6	Св1217	295	22	17,4
ВАЛ16	Т4	СвАК5	190	12	10,2
		СвАМг63	265	38	26,5
		Св01571	275	36	29,8
		Св01545	264	58	30,1
ВАЛ19	Т4	СвАМг63	320	41	29,4
		Св01571	345	49	31,5
АК7пч (АЛ9-1)	Т4	СвАК5	157	10	1,0

8. Типичные механические свойства литоштампосварных соединений

Сочетание сплавов	Режимы термообработки до / после сварки	Марка присадочной проволоки	Предел прочности, МПа	Угол загиба, °	Ударная вязкость KCU, Дж/см^2
ВАЛ16 + 1570	Т4/–	СвАМг63	308	72	28,5
		Св01571	307	68	31,0
		Св01597	325	39	25,1
		Св01545	295	90	31,9
ВАЛ16 + 01545	Т4/–	СвАМг63	300	80	27,5
		Св01545	292	92	31,2
ВАЛ16 + 1151	Т4/Т1	СвАК5	215	16	2,1
		Св1177	255	28	5,5
		СвАМг63	337	38	8,5
ВАЛ16 + 1421	Т4/Т1	СвАМг63	315	50	26,5
		Св01571	322	45	28,8
ВАЛ16 + АМг6	Т4/–	СвАМг63	307	68	30,1
		Св01571	325	62	30,8
		Св01597	332	50	28,5
		Св01595	320	63	29,7
ВАЛ19 + 1420	Т4/Т1	СвАМг63	325	65	28,1
		Св01571	337	50	29,5
ВАЛ19 + 1570	Т4/–	СвАМг63	328	66	30,1
		Св01571	345	59	31,5

9. Механические свойства сварных соединений после подварок

Сочетание сплавов	Предел прочности, МПа			
	Без подварок	Первая подварка	Вторая подварка	Третья подварка
ВАЛ14 + ВАЛ14	312*/303…335	295/275…310	272/250…285	222/210…264
ВАЛ16 + ВАЛ16	315/309…332	310/295…330	302/290…318	287/275…302
АК8М3ч (ВАЛ8) + + АК8М3ч (ВАЛ8)	289/275…298	270/260…295	258/251…274	222/210…245
АК7ч (АЛ9) + + АК7ч (АЛ9)	208/189…212	195/180…202	194/180…198	186/182…195
ВАЛ19 + ВАЛ19	355/340…365	340/330…350	335/320…340	320/305…335
АМ4,5Кд (ВАЛ10) + + АМ4,5Кд (ВАЛ10)	300/290…330	287/280…310	270/265…280	230/210…240

*В числителе приведено среднее значение, в знаменателе – минимальное и максимальное значения.

С другой стороны, самые низкие показатели прочности и особенно пластичности отмечаются на сочетаниях со сплавом АК8М3ч (ВАЛ8) с любыми присадочными проволоками. Поэтому применение сплава АК8М3ч (ВАЛ8) не рекомендуется, особенно в сложных сварных конструкциях.

Изменение способа сварки (непрерывная, пульсирующая, импульсная, вращающейся дугой, сжатой дугой) незначительно влияет на прочностные свойства литосварных соединений (на 5...15 %), а пластические свойства изменяются при этом значительно (на 30...40 %). Особенно сильное влияние на прочностные и пластические свойства литосварных соединений оказывают подварки. После 2–3 подварок прочностные свойства снижаются на 30...50 %, а пластические – в 1,5–2 раза.

Наиболее высокие прочностные и пластические свойства литосварных и литоштампосварных соединений достигаются только при применении автоматических способов сварки с дискретным вводом тепла и наложением на дугу мощных кратковременных импульсов тока [4].

В дальнейшем, по мнению авторов статьи, наиболее перспективным способом изготовления литосварных соединений станет сварка трением вращающимся стержнем [5]. Предварительные эксперименты показали, что для соединений толщиной от 4...5 до 10...12 мм достигаются высокие механические свойства. Отсутствие расплавления в зоне соединения обеспечивает уменьшение остаточных деформаций в 10–20 раз.

10. Механические свойства литых заготовок и их сварных соединений, полученных сваркой трением и аргонодуговой сваркой

Марка сплава	Способ сварки	Термообработка		Предел прочности, МПа	Ударная вязкость KCU, Дж/см^2
		до сварки	после сварки		
АМ4,5Кд (ВАЛ10)	Сварка трением	Л	–	280	10,1
		Л	Т4	310	10,5
	Сварка аргонодуговая	Л	–	287	11
		Л	Т4	305	10,5
ВАЛ16	Сварка трением	Л	–	230	18
		Л	Т4	300	19,5
	Сварка аргонодуговая	Л	–	230	19,7
		Л	Т4	295	20,0

Примечание. Во всех случаях литье в песчаные формы.

Типичные механические свойства сварных соединений, полученных сваркой трением вращающимся стержнем и аргонодуговой сваркой, приведены в табл. 10.

Выводы

1. Установлено, что применение новой комплексной технологии получения литых заготовок из новых высокопрочных алюминиевых сплавов обеспечивает эффективную очистку от неметаллических включений, оксидных пленок, улучшает структуру сплавов и, соответственно, значительно повышает качество отливок и показатель свариваемости.

2. Проведенные комплексные исследования по получению литосварных соединений показали, что для ответственных конструкций наиболее рационально применение литейных сплавов ВАЛ16 и ВАЛ19 для изготовления изделий многоразового применения, для изделий разового действия возможно применение литейных сплавов АМ4,5Кд (ВАЛ10) и ВАЛ14.

3. Для литоштампосварных соединений наиболее рационально применение сочетаний сплавов ВАЛ16 + АМг6; ВАЛ16 + 1420; ВАЛ16 + 01570; ВАЛ19 + АМг6; ВАЛ19 + 1420; ВАЛ19 + 01570.

4. Балл пористости на отливках перед сваркой должен быть не выше I-го, только это гарантирует получение беспористых сварных соединений.

5. Наиболее оптимальным способом для создания литосварных соединений является сварка трением вращающимся стержнем.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Братухин А.Г., Глотов Е.Б.** Концепция и металлургические особенности литодеформируемых конструкций // Сварочное производство. 1993. № 10. С. 2–4.

2. **Рязанцев В.И.** Технология сварки разноименных алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1996. № 7. С. 28–30.

3. **Сироткин О.С., Глотов Е.Б., Кайнов В.М.** Разработка высокоэффективных технологических процессов литья из высокопрочных алюминиевых сплавов // Авиационная промышленность. 2000. № 3. С. 17–28.

4. **Рязанцев В.И., Славин Г.А.** Особенности кристаллизации сварочной ванны при сварке с наложением на дугу кратковременных импульсов тока // Сварочное производство. 1984. № 4. С. 39–40.

5. **Овчинников В.В., Антонов А.А., Алексеев В.В.** Сварка трением с перемешиванием деформируемых алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2004. № 10. С. 13–20.

Владимир Иванович Рязанцев, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук;
Евгений Борисович Глотов, канд. техн. наук;
Валентин Максимович Кайнов, канд. техн. наук

13–16 октября 2008 г. в г. Самара, Россия,

при поддержке Федерального агентства по образованию России,
Министерства образования и науки Самарской обл., Самарского государственного технического университета, Российской Ассоциации литейщиков (РАЛ),
Министерства промышленности и энергетики Самарской обл., Самарского отделения РАЛ
будет проведен

7-й научно-технический симпозиум
"Наследственность в литейных процессах"

Симпозиум посвящается актуальным проблемам теории и практики строения расплавов, явления и закономерностей структурно-химической наследственности в литейных, металлургических и физико-химических процессах, в области синтеза сплавов, разработки технологий генной инженерии и нанотехнологий различных материалов.

Оргкомитет приглашает принять участие в работе симпозиума.

Факс/тел.: (846) 242-22-68, e-mail: tlp@samgtu.ru
Самарский государственный технический университет,
каф. "ТЛП", *Никитин Константин Владимирович*

О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак
(Донбасская государственная машиностроительная академия, Украина)

Повышение кавитационной стойкости дроссельных регулирующих клапанов управления гидравлическими прессами

Рассмотрены условия возникновения кавитационного износа в дроссельных регулирующих клапанах управления гидравлическими прессами, а также методы борьбы с ним. Показаны недостатки конструкций регулирующих клапанов, выявленные во время промышленной эксплуатации. Предложена конструкция нового кавитационно-стойкого дроссельного регулирующего клапана. Приведены рекомендации по улучшению регулирующих свойств клапанов, повышению чувствительности управления прессом и устранению гидроударов.

Conditions of cavitational wear appearance in control valves for hydraulic presses regulation and methods of its prevention are considered. Disadvantages of control valves constructions identified while operating experience are shown. Construction of new cavitationally resistant control valve is proposed. Recommendations according to the improvement of valve regulating properties, increasing of press control sensitivity and elimination of hydraulic impact are given.

В прессах с насосно-аккумуляторным приводом (НАП) в качестве аппаратов управления применяют дроссельные регулирующие клапаны, обеспечивающие плавное изменение скорости поперечины, ее разгон, торможение и реверс [1, 2]. Регулирующее воздействие дроссельных клапанов заключается в изменении их проходного сечения и, соответственно, коэффициента гидравлического сопротивления, что вызывает потерю напора и изменение количества жидкости, проходящей через клапан. Рационально спроектированный регулирующий клапан управления с правильно выбранным проходным сечением обеспечивает гибкое и оперативное управление подвижной поперечиной, ее плавные разгон и торможение, высокую производительность пресса.

Дросселирование рабочей жидкости в регулирующих клапанах сопровождается явлением кавитации. При этом кавитационные свойства клапанов оценивают величиной безразмерного числа кавитации χ [3, 4]:

$$\chi = \frac{p_1 - p_к}{0{,}5\rho v^2},$$

где p_1 – давление перед клапаном; v – скорость жидкости в условном проходе клапана; ρ – плотность жидкости.

Критическое давление $p_к$, при котором начинается образование кавитационных пузырьков, принято считать равным давлению насыщенных паров в жидкости. Однако в гидросистемах ковочных прессов рабочая жидкость содержит большое количество растворенного воздуха, поэтому давление $p_к$ для прессов с НАП значительно выше давления насыщенных паров и может быть принято равным 0,05 МПа.

Моменту возникновения кавитации в клапане соответствует критическое число кавитации $\chi_{кр}$, определяемое по выражению

$$\chi_{кр} = \frac{p_1 - p_к}{0{,}5\rho v_к^2},$$

где $v_к$ – скорость жидкости в условном проходе, соответствующая началу кавитации.

Если $\chi > \chi_{кр}$, то разгрузочный клапан работает в докавитационной зоне, а если $\chi \le \chi_{кр}$, то клапан находится в переходной или закритической зоне кавитации. Существенное превышение $\chi_{кр}$ над χ говорит о развитом кавитационном процессе в клапане и его интенсивном разрушении. Поэтому, зная критические числа кавитации, соответствующие различным степеням открытия конкретного клапана, можно оценить границы его безкавитационной работы. Значение $\chi_{кр}$ связано с геометрическими характеристиками дроссельных клапанов следующим выражением:

$$\chi_{кр} = \left(\frac{f}{f_{кр}}\right)^2,$$

где f – площадь условного прохода в клапане; $f_{кр}$ – площадь критического (наименьшего) проходного сечения.

Исследования показали, что все ковочные и штамповочные гидравлические прессы с рабочим давлением 32 МПа и выше работают в закритической зоне кавитации.

На практике бороться с кавитацией можно следующими методами:

- снижением скоростей и перепадов давлений в гидросистеме пресса;
- созданием кавитационно-стойких материалов;
- рациональным проектированием элементов гидросистемы.

Снижение давлений и скоростей жидкости в системах не отвечает интересам производства. Поиск кавитационно-стойких материалов для клапанов не дал ощутимых результатов. Наиболее приемлемым для условий производства методом повышения кавитационной стойкости клапанов является рациональное конструирование их проточной части с переносом зоны образования кавитационных пузырьков и их последующей конденсации в такое место, где кавитационная эрозия приносит клапану минимальные повреждения. Этот метод реализован в клапанах, представленных на рис. 1, где зона критического сечения перенесена ниже запорной фаски *6*.

В клапане на рис. 1, *б* благодаря наличию конической юбки *2* у плунжера *1* и отсутствию сетки отверстий в направляющем стакане *4* над фаской *6* критическое сечение смещено к нижней кромке этой фаски. Кавитационные пузырьки, образованные в пространстве ниже фаски *6*, выбрасываются в подклапанную полость, где схлопываются, не причиняя существенного вреда клапану.

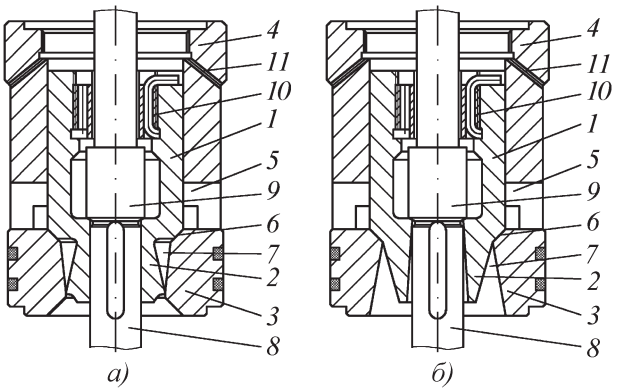


Рис. 1. Конструкции дроссельных регулирующих клапанов: *1* – плунжер; *2* – юбка плунжера; *3* – седло; *4* – направляющий стакан; *5* – пропускные окна; *6* – запорная фаска; *7* – центральный проходной канал; *8* – шток; *9* – разгрузочный клапан; *10* – упорная гайка; *11* – дроссельный канал

Однако этот клапан, наряду с положительным антикавитационным качеством, имеет и существенный недостаток – он динамически неустойчив. Как показали экспериментальные исследования [5], в процессе открытия этого клапана возникают интенсивные продольно-крутильные колебания плунжера *1*, сопровождающиеся его быстрым износом. Причиной этих колебаний является наличие в проточной части клапана расширяющегося канала *7* – диффузора, существенно дестабилизирующего поток жидкости, вызывающего забросы давления в системе и автоколебания плунжера *1*.

Антиподом диффузора в гидравлике является конфузор, т.е. сужающийся канал [6], в котором поток жидкости, прошедший через дестабилизирующие устройства, например пропускные окна в стакане клапана, приобретает упорядоченный и устойчивый характер. Проточная часть в виде конфузора была реализована в клапане, показанном на рис. 1, *а* [7].

Элементами, формирующими конфузор в проточной части клапана, являются внутренняя поверхность сужающегося конического отверстия седла *3* и расширяющаяся коническая поверхность юбки *2*. Критическое проходное сечение всегда находится в районе нижнего выступа юбки *2* и поднимается вместе с ней по мере подъема плунжера *1* клапана. Критическое сечение расположено намного ниже фаски *6*, благодаря чему исключается ее кавитационный износ. Кавитационные пузырьки, зарождающиеся в зоне наибольшего сжатия потока, выносятся в подклапанное пространство, где схлопываются, не причиняя существенного вреда клапану.

Промышленная эксплуатация регулирующих клапанов данного типа на ковочном гидравлическом прессе усилием 63 МН Самарского металлургического завода (СМЗ) показала, что длительность их безремонтной работы составляет 0,8...1,0 год (вместо двух-трех недель работы клапанов, в которых зона критического сечения находится выше запорной фаски). Причем причиной выхода из строя клапанов являются, как правило, повреждения, не связанные с кавитационным разрушением самой фаски.

Следует отметить, что дроссельно-регулирующие клапаны данной конструкции были установлены на всех крупных ковочных и штамповочных прессах СМЗ и уже более 20 лет находятся в эксплуатации, доказывая свою надежность и безотказность работы.

Промышленная эксплуатация регулирующих клапанов на прессе позволила выявить недостаток их конструкции. На рис. 2 представлен шток дроссельно-регулирующего клапана, который в порядке эксперимента не заменялся на протяжении 1,5 лет эксплуатации на ковочном гидравлическом прессе усилием 63 МН (СМЗ).

Шток подвергся кавитационной эрозии в двух местах: в зоне разгрузочного клапана и по поверхности, работавшей в области седла. В первом случае эрозия обусловлена интенсивным дросселированием потока

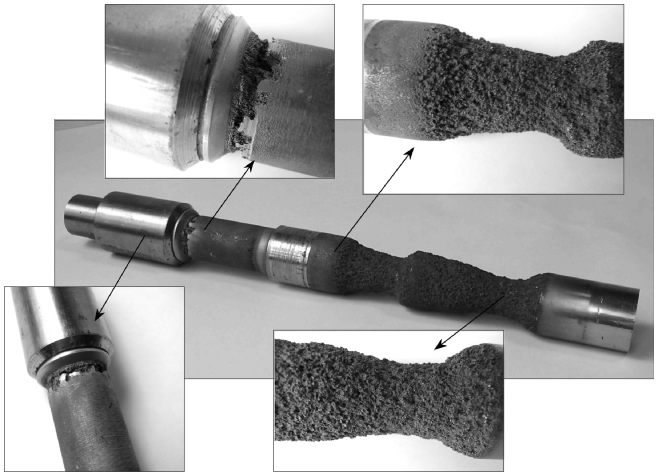


Рис. 2. Шток дроссельно-регулирующего клапана после 1,5 года эксплуатации

жидкости в достаточно узком проходном канале. Во втором случае кавитация была вызвана в результате действия на этот участок штока струи жидкости после ее прохождения сквозь критическое сечение. При этом утонение штока имеет ступенчатую конфигурацию – наблюдается двойное утонение. Первая ступень образована струей жидкости, прорвавшейся в сливную полость в самый первый момент, когда только началась разгерметизация запорной фаски. Вторая ступень образуется в процессе дальнейшего открытия клапана.

На рис. 3 представлена усовершенствованная конструкция дроссельно-регулирующего клапана, которая обеспечивает изменение траектории струи жидкости после ее прохождения сквозь критическое сечение клапана. Струя жидкости ударяет в отбойник *1*, отражается от него и, не причиняя вреда штоку, поступает в выходное отверстие [8]. Такое выполнение клапана обеспечивает повышение его надежности и долговечности, отсутствие кавитационного износа и утонения штока ниже дросселирующего канала.

В целях предохранения фасок разгрузочного клапана от размыва кавитацией на штоке под фаской предусмотрен цилиндрический поясок *2*. В связи с этим ход разгрузки клапана увеличен до 5 мм.

В целях оптимизации скоростей поперечины пресса на холостом, рабочем и возвратном ходах установлены основные параметры дроссельных регулирующих клапанов (см. таблицу) разработанной конструкции, которая допускает изменение в определенных пределах проходного сечения путем увеличения угла конуса отверстия седла клапана.

Для улучшения регулирующих свойств клапанов, повышения чувствительности управления прессом, устранения гидроударов при остановках и реверсах поперечины проходные сечения клапанов заужены в 5–6 раз по сравнению с проходными сечениями труб. Опыт модернизации и проведенные исследования показали, что чем больше в суммарном коэффициенте сопротивления магистрали насосно-аккумуляторная станция–пресс доля, приходящаяся на дроссельный регулирующий клапан, тем лучше его регулирующие свойства, ниже уровень гидроударов в системе, выше чувствительность управления и точность ковки.

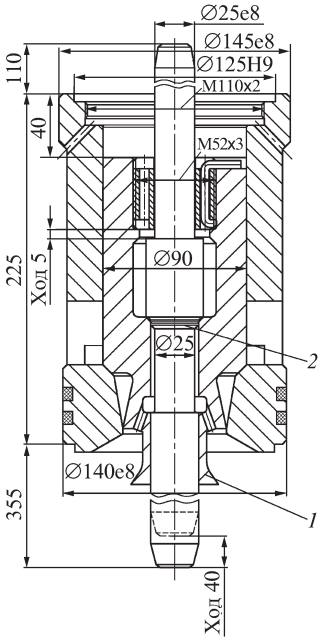


Рис. 3. Усовершенствованная конструкция дроссельно-регулирующего клапана

Результаты проведенных исследований, а также новая конструкция дроссельного регулирующего клапана были приняты к внедрению СМЗ-Alcoa на ковочном прессе усилием 63 МН.

Основные параметры дроссельно-регулирующих клапанов

Параметр	Клапаны			
	Впускной, I ступень	Впускной, II ступень	Сливной рабочих цилиндров	Впускной-сливной возвратных цилиндров
Диаметр отверстия седла, мм	65	65	60	50
Ход клапана, мм	40	40	35	35
Угол конуса седла, °	8	12	7	8
Площадь проходного сечения в клапане, мм^2	1000	1650	750	700
Коэффициент сужения проходного сечения клапана по отношению к сечению трубы	5,6	6,6	5,1	6,0
Сила подъема клапана, кН	9,0	9,0	9,0	9,0

ЛИТЕРАТУРА

1. **Корнилов В.П., Синицкий В.И.** Гидропривод в кузнечно-штамповочном оборудовании. М.: Машиностроение, 2002. 224 с.
2. **Данилов Ю.А., Кирилловский Ю.Л., Колпаков Ю.Г.** Аппаратура объемных гидроприводов: Рабочие процессы и характеристики. М.: Машиностроение, 1990. 272 с.
3. **Арзуманов Э.С.** Гидравлические регулирующие органы систем автоматического управления. М.: Машиностроение, 1985. 256 с.
4. **Шинкаренко О.М.** Кавитационные характеристики регулирующих клапанов гидравлических прессов // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематич. зб. наук. пр. ДДМА: Краматорськ. 2002. С. 489–492.
5. **Шинкаренко О.М.** Исследование устойчивости регулирующих клапанов с конической юбкой // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: Сб. науч. тр. Вып. 4. Краматорск, 1998. С. 404–405.
6. **Повх И.Л.** Техническая гидромеханика. Л.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1976. 502 с.
7. **Шинкаренко О.М., Корнеева Т.С., Корчак Е.С.** Построение профиля образующей конического отверстия седла клапана // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: Сб. науч. тр. ДГМА: Краматорск. 2002. С. 552–555.
8. **Пат. 14996 Украины, МПК F16 K17/00, F16 K47/02.** Дроссельно-регулирующий клапан / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак. 2006. Бюл. № 6.

Олег Михайлович Шинкаренко, канд. техн. наук;
Елена Сергеевна Корчак, канд. техн. наук

УДК 621.735.32

А.Д. Хван *(Воронежский государственный технический университет)*

Штамп двухстороннего действия для осадки с кручением длинномерных цилиндрических заготовок

Рассмотрена конструкция штампа для осадки с кручением длинномерных цилиндрических заготовок с поддерживающими элементами для предотвращения искривления обрабатываемой заготовки. Штамп позволяет за одну установку увеличить степень осадки заготовки в 2 раза по сравнению с штампом одностороннего действия.

Construction of the stamp for compression with torsion of the long cylindrical workpiece is described. There are supporting elements in the stamp which prevent appearance of the workpiece loss of stability. Stamp allows increasing of the value of the workpiece compression as much as two times in comparison with the stamp of one side acting.

В машиностроении важное значение придается разработке новых технологий механотермической обработки (МТО), позволяющей улучшать эксплуатационные характеристики многих деталей и изделий, особое внимание уделяется технологиям увеличения стойкости режущего инструмента.

В работах [1, 2] представлены экспериментальные данные, свидетельствующие об увеличении в 2–3 раза стойкости концевых фрез из инструментальной стали ХВГ за счет предварительной пластической деформации осадкой с кручением и соответствующего режима термообработки.

Рассмотренные в [3] конструкции штамповой оснастки для пластической обработки заготовок позволяют прикладывать активные деформирующие нагрузки *P* и *M* только к одному торцу заготовки *1* (рис. 1, *а*) и тем самым осаживать последнюю на величину *h*, соответствующую длине выступающей из поддерживающих элементов *2* части заготовки.

Однако для увеличения степени деформации заготовки за одну установку можно предусмотреть такую конструкцию технологической оснастки, в которой можно будет прикладывать активную деформирующую нагрузку к обоим торцам заготовки (рис. 1, *б*). При этом будут осаживаться обе выступающие из поддерживающих элементов *2* части заготовки, и суммарная расчетная относительная деформация будет в два раза больше.

В настоящей статье предлагается эффективная конструкция штампа двухстороннего действия для обработки заготовок. Штамп (рис. 2) состоит из основания *1* с установленными в нем двумя стойками *2*, в ко-

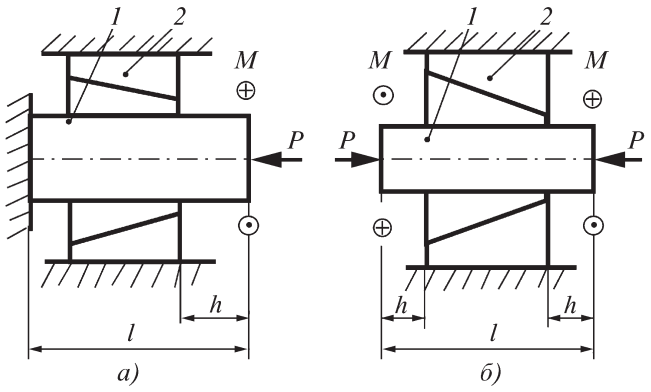


Рис. 1. Схема деформирования заготовки

торых выполнены соосные цилиндрические отверстия для размещения нагружаемых пуансонов *3*. В пуансонах выполнены на одинаковом расстоянии в окружном направлении по крайней мере два винтовых паза, в которые по скользящей посадке установлены свободные концы вставленных по неподвижной посадке в стойку *2* штифтов *4* для образования винтовой пары.

Жестко закрепленный с возможностью переустановки на основании *1* корпус *5*, в цилиндрическом отверстии которого установлены обойма *6* и поддерживающие секторы *7*, изготовленные разрезкой на шесть или более равных частей заготовки в виде усеченного конуса с соосным отверстием. Обойма *6* выполнена с соосными цилиндрической и коническими поверхностями и служит для кинематической связи между секторами и корпусом *5*. Для перемещения секторов *7* в радиальном направлении относительно заготовки *8*, установленной между пуансонами *3* в отверстии секторов, у основания последних выполнены выступы прямоугольной формы, которые размещены по скользящей посадке в направляющих пазах крышки *9*, установленной жестко в корпусе *5*.

В целях обеспечения замкнутой кинематической связи между всеми подвижными элементами штампа, включая заготовку, в корпусе *5* между обоймой и внутренним фланцем корпуса устанавливается подпирающий упругий элемент *10* (например, в виде кольца из эластика).

Для деформирования заготовки может быть использован гидропривод (на рис. 2 не показан), смонтированный на основании *1*.

Штамп работает следующим образом. Предварительно устанавливают заготовку *8* в отверстие поддерживающих секторов вне зоны нагружения, после чего корпус с заготовкой перемещают и фиксируют между пуансонами. Далее с помощью соответствующего привода производят деформирование заготовки перемещением пуансонов навстречу друг другу. При этом благодаря наличию винтовой пары пуансон–стойка и радиально направленных насечек на торцах пуансонов, соприкасающихся с заготовкой, последняя будет

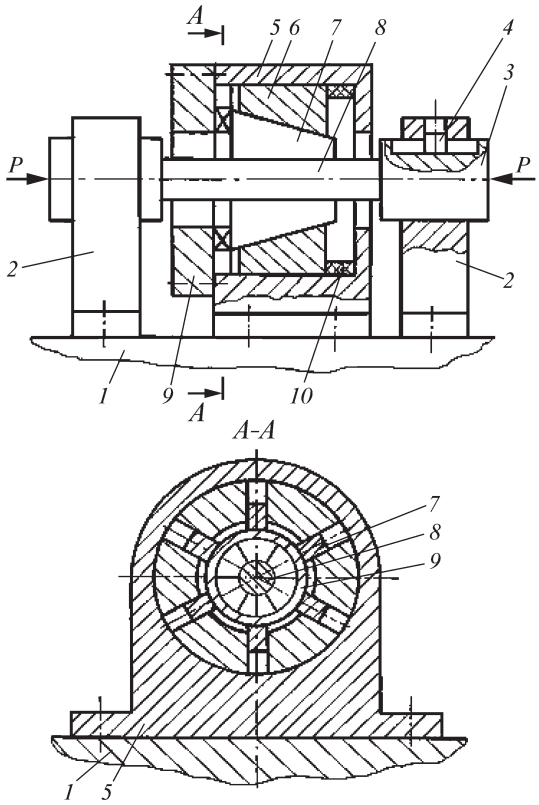


Рис. 2. Штамп для осадки с кручением

нагружаться одновременно и крутящим моментом *M*, который можно определить по формуле

$$M = \frac{PD}{4}(1-f)\sin 2\alpha, \qquad (1)$$

где *D* – расчетный диаметр в винтовой паре; *P* – сила, приложенная к пуансону; *f* – коэффициент трения в винтовой паре между соприкасающимися поверхностями штифтов *4* и боковой поверхностью паза в пуансонах *3*; α – угол подъема винтового паза в пуансоне *3*.

Силу, сжимающую непосредственно заготовку, можно определить по формуле

$$P_0 = P[1-\cos^2\alpha(1+f)]. \qquad (2)$$

При сжатии заготовки вследствие увеличения ее поперечного размера секторы *7* будут перемещаться по направляющим пазам крышки *9* в радиальном направлении. При этом благодаря сопряжению секторов и обоймы по конической поверхности последняя будет также двигаться вдоль оси корпуса *5* по его направляющей цилиндрической поверхности, обеспечивая тем самым одновременное перемещение всех секторов, так как движение только одного из них, возможное из-за продольного изгиба заготовки, вызовет заклинивание обоймы в корпусе. Таким образом, благодаря обойме *6* заготовка *8* под действием силы *P* будет одновременно осаживаться и скручиваться без

продольного изгиба. При $\alpha = 0$ заготовка будет только осажена до необходимой степени деформации.

Для расчета угла подъема винтового паза можно использовать трансцендентное уравнение [3]

$$\frac{1-\cos^2\alpha(1+f)}{1-f\sin 2\alpha} = \frac{3D\int_0^r [\sigma_0(e)/\Delta]pdp}{4\int_0^r [\sigma_0(e)\gamma(1-\varepsilon)p/r\varepsilon\Delta]p^2dp}, \quad (3)$$

где $\sigma_0(e)$ – интенсивность напряжения; $e = \ln\frac{1}{1-\varepsilon}\Delta$ – накопленная деформация в произвольной точке поперечного сечения заготовки; $\Delta = \sqrt{1+\frac{1}{3}\frac{\gamma^2(1-\varepsilon)^2}{r^2\varepsilon^2}\rho^2}$; ρ – расстояние от центра заготовки до произвольной точки поперечного сечения; γ – относительный сдвиг на поверхности заготовки; ε – относительная деформация осадки; r – текущий радиус заготовки.

При решении уравнения (3) можно использовать аппроксимирующую функцию

$$\sigma_0(e) = Ae^n, \quad (4)$$

где A, n – характеристики материала, определяемые статистической обработкой опытной кривой течения.

Текущий радиус заготовки согласно условию несжимаемости материала определяется по формуле

$$r = r_0\sqrt{\frac{1}{1-\varepsilon}}, \quad (5)$$

где r_0 – начальный радиус заготовки.

В соотношении (3) можно также задать соотношение, определяющее связь между γ и ε в виде

$$\gamma = f(\varepsilon). \quad (6)$$

В частности это выражение можно рассматривать как линейную функцию

$$\gamma = c\varepsilon, \quad (7)$$

где c – константа.

В качестве примера расчета угла α рассмотрим деформирование заготовки из стали 45 (n = 0,16; A = = 1015 МПа) с исходным радиусом r_0 = 8 мм. Расчетный диаметр в винтовой паре D = 100 мм.

На рис. 3 представлена зависимость угла α от относительной деформации.

Как видим, угол подъема α винтового паза изменяется незначительно при осадке заготовки до относительной деформации ε = 0,4. В связи с этим можно проектировать штампы с постоянным углом α.

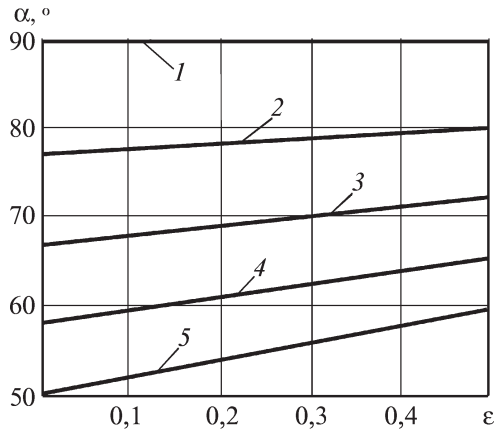


Рис. 3. Зависимость угла подъема винтового паза от относительной деформации:
1 – c = 0; *2* – c = 5; *3* – c = 10; *4* – c = 15; *5* – c = 20

В предлагаемой конструкции штампа оба пуансона *3* являются подвижными относительно стоек *2*, что позволяет осаживать заготовку за одну ее установку в штампе на длину, равную суммарной длине выступающих из секторов концевых частей заготовки. В связи с этим расчетная относительная деформация заготовки составит

$$\varepsilon = \frac{2h}{l_0}. \quad (8)$$

Технические идеи, заложенные в данной конструкции штампа, могут быть успешно использованы при проектировании и изготовлении также технологической оснастки для пластической обработки длинномерных цилиндрических заготовок при использовании технологий МТО в производственных условиях. На конструкцию штампа получен патент [4].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Хван Д.В., Токарев А.В., Воропаев А.А., Кефели В.А.** Повышение стойкости инструментов осадкой с кручением // КШП. 2002. № 11. С. 44–46.

2. **Хван А.Д., Попов А.В., Токарев А.В.** Влияние механотермической обработки на стойкость инструментов // Машиностроение. 2007. № 2. С. 43.

3. **Хван А.Д.** Разработка технологий обработки длинномерных заготовок на основе пластического кручения: Дис... канд. техн. наук. Воронеж, 2004. 160 с.

4. **Патент РФ № 2247962** G 01 № 3/08. Устройство для пластической осадки длинномерных заготовок / А.Д. Хван и др. 2005. Бюл. № 7.

Александр Дмитриевич Хван, канд. техн. наук

Н.И. Касаткин, В.Г. Белов *(Московский государственный университет приборостроения и информатики)*

Разработка калибровки валков для прокатки длинномерных прямоугольных труб с круглым отверстием на станах холодной прокатки труб

Рассмотрена методика расчета новой калибровки на станах холодной прокатки труб для производства прямоугольных симметричных профилей из меди с круглым отверстием, позволяющим значительно увеличить длину профилей.

The design procedure of new calibration on cold-rolling pipe mills for manufacture of rectangular symmetric profiles from copper with the round hole allowing considerably to increase length of profiles is considered.

Одной из основных тенденций в производстве полых прямоугольных профилей с круглым отверстием (рис. 1) является увеличение их длины, что позволяет сократить число стыков в охлаждаемых мотках энергетических агрегатов и тем самым значительно увеличить их надежность и долговечность.

Прямоугольные профили с круглым отверстием в настоящее время производят прессованием заготовки специальной формы с последующей прокаткой ее на станах холодной прокатки труб (ХПТ) и калибровкой на волочильных барабанах. Длину профилей $L_п$ определяют по формуле

$$L_п = L_з \mu,$$

где $L_з$ – максимальная длина заготовки на станах ХПТ; μ – коэффициент вытяжки при прокатке на станах ХПТ.

Длина заготовки ограничивается конструкцией стана и для ХПТ 2 1/2″, который используется для прокатки прямоугольных профилей с круглым отверстием, составляет 8 м.

Впервые калибровка для прокатки таких профилей была разработана А.М. Рытиковым. На основе экспериментальных и теоретических исследований им было сформулировано два основных условия, соблюдение которых является обязательным при всех существующих методиках расчета калибровки: во-первых, равенство суммарной деформации геометрических или "замкнутых" контуров и, во-вторых, равенство вертикальных составляющих давления со стороны нижнего и верхнего валков в мгновенном очаге деформации.

При несоблюдении первого условия невозможно получить отверстия правильной геометрической формы, соблюдение второго условия позволяет избежать изгиба трубы.

Первое условие обеспечивается равенством коэффициентов суммарной вытяжки по стенкам:

$$\mu_{\Sigma T} = \mu_{\Sigma t},$$

где

$$\mu_{\Sigma T} = \frac{T_0}{T}; \ \mu_{\Sigma t} = \frac{t_0}{t},$$

где T_0, t_0 и T, t – соответственно толщины стенок в начале обжимной зоны и готового профиля.

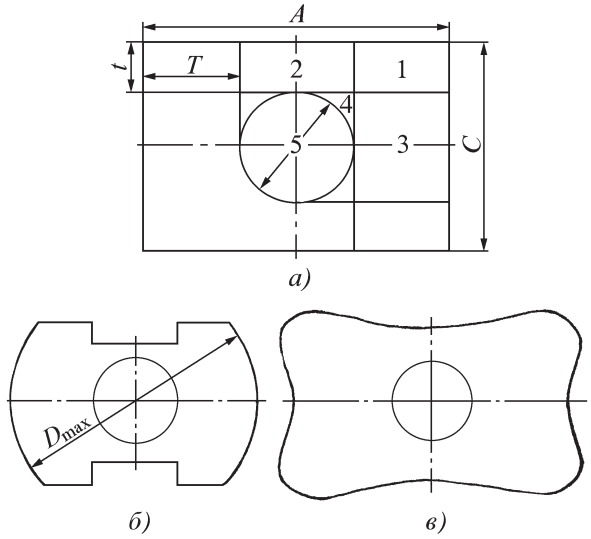


Рис. 1. Поперечное сечение готового профиля (*а*) с разбивкой на элементы (1, 2, 3, 4, 5) и заготовки Н-образной формы (*б*) и в форме "бабочки" (*в*)

Второе условие при прокатке симметричных профилей обеспечивается симметрией очага деформации.

Прокатка полых профилей (кроме профилей квадратного сечения) осуществляется без кантовки. Поэтому при значительных поперечных обжатиях имеет место истечение металла в зазор между калибрами. При этом металл со стороны толстой стенки испытывает вынужденную высотную утяжку.

Высотная утяжка зависит от соотношения сторон готовой трубы A/C. При прокатке квадратных профилей ($A/C = 1$ и $t = T$) высотная утяжка отсутствует – по стенкам сечения трубы происходит вынужденное уширение. С ростом отношения A/C увеличивается вынужденная высотная утяжка.

При прокатке прямоугольных труб с отношением сторон $A/C > 2{,}5$ поперечное обжатие значительно и затекание металла в зазоры между калибрами сильно возрастает. В связи с этим целесообразна замена части поперечной деформации высотной для уменьшения заусенцев и увеличения коэффициента вытяжки.

Исходя из вышеприведенного, прямоугольные профили, как рекомендует А.М. Рытиков, следует прокатывать из Н-образной заготовки (см. рис. 1). В этом случае овализация отверстия не превышает 5 %, а вынужденная утяжка металла по выпускам ручья уменьшает затекание его в зазоры. Продольные дополнительные напряжения, развивающиеся в металле зоны стенки T, не являются чрезмерными и не приводят к его разрушению.

На основе экспериментальных данных получено, что 40...70 % от суммарного значения поперечного обжатия приходится на уменьшение отверстия (редуцирование). В связи с этим целесообразно прокатывать заготовки с минимально возможным диаметром отверстия, при определении которого следует исходить из рационального сочетания стойкости прессового инструмента с оптимальными условиями процесса прокатки.

Прокатка прямоугольных профилей осуществляется с большим абсолютным обжатием, в том числе и поперечным. Значительные обжатия металла в мгновенном очаге приводят, как уже было указано, к интенсивному затеканию металла в зазор. Поэтому прокатка должна осуществляться в ручье, имеющем менее крутой профиль гребня, чем для прокатки цилиндрических труб:

$$t_x = \frac{t_0}{\frac{\mu - 1}{1 + n}\left(1 + n\frac{x}{l_{\text{обж}}}\right)\frac{x}{l_{\text{обж}}} + 1}, \qquad (1)$$

где t_x – толщина стенки в искомом сечении; $\mu = \frac{t_0}{t}$; x – расстояние от начала обжимной зоны до искомого сечения; $l_{\text{обж}}$ – длина обжимной зоны; n – коэффициент, характеризующий крутизну гребня ручья ($n = 0{,}1$).

При прокатке длинномерных труб важным вопросом является выбор оправки. В методике А.М. Рытикова предложена закрепленная коническая оправка с конусностью ($2\text{tg}\alpha$), равной 0,033.

Следующий принципиальный вопрос – соотношение длин зон рабочей части ручья. В анализируемой методике длина рабочей части ручья калибра разбивается на три зоны:

1 – зона редуцирования, где происходит основная осадка заготовки по диаметру;

2 – зона обжимная, где происходит основная деформация трубной заготовки по толщине стенки и диаметру;

3 – калибровочная зона, где заканчивается калибровка профиля по толщине стенки и внутреннему диаметру. Предотделочный участок совмещен с калибрующим.

Длина калибровочного участка выбирается из расчета 2–3-кратной калибровки профиля:

$$L_{\text{к}} = \Pi_{\text{к}} m \mu_{\Sigma},$$

где $\Pi_{\text{к}}$ – коэффициент калибровки; m – подача; μ_{Σ} – коэффициент суммарной вытяжки.

Зная конусность ручья на участке редуцирования ($2\text{tg}\gamma$) и уменьшение внутреннего диаметра ($\Delta D_{\text{ред}}$), можно определить длину участка редуцирования по следующей формуле

$$L_{\text{ред}} = \frac{\Delta D_{\text{ред}}}{2\text{tg}\gamma - 2\text{tg}\alpha}.$$

Величину развалки ручья калибров определяют в конце первого участка (от начала ручья) и в конце последнего участка обжимной зоны. В промежуточных участках сечения развалку определяют интерполяцией с учетом профиля гребня ручья.

Данная калибровка хорошо зарекомендовала себя для прокатки с вытяжкой 3,5...4. Таким образом, длина профилей не превышает 28...32 м.

Авторами статьи была предпринята попытка получить профиль 30×11×∅6 мм длиной более 35 м, используя данную калибровку. Учитывая, что отношение сторон составляет более 2,5, прокатку вели из Н-образной заготовки. Конусность оправки приняли равной $2\text{tg}\alpha = 0{,}0318$. Остальные параметры рассчитывали строго по данной методике.

Согласно результатам экспериментов при прокатке с вытяжкой, равной 5 и более, наблюдается появление трещин со стороны отверстия на тонкой стенке.

Для выяснения причин появления трещин были проведены расчеты относительной деформации в каждом контрольном сечении рабочего конуса за цикл прокатки.

Расчеты показали, что относительная деформация за цикл, начиная с 6-го сечения, превышает относительное удлинение, что приводит к перенаклепу и появлению трещин. На появление трещин также влияют усталость металла, связанная с дробностью деформации, отношение относительной деформации по диа-

метру отверстия к относительной деформации по стенке (неравномерность деформации), что не учитывает данная методика.

Существенным недостатком методики А.М. Рытикова является выбор формулы (1) в качестве основного выражения для расчета профиля гребня ручья. Согласно этой формуле и выбранной большой конусности оправки в итоге имеем, что абсолютные (Δt_x) и относительные ($\Delta t_x/t_x$) деформации по длине обжимной части ручья имеют возрастающий характер. Это обстоятельство чрезвычайно опасно при прокатке длинномерных труб, так как не учитывает пластических свойств меди и может привести к появлению трещин у изделия.

Кроме того, в методике А.М. Рытикова следует признать неудачным выбор в качестве первоначальной формы заготовки Н-образную форму. Недостаток данной формы заключается в том, что высотная деформация элементов профиля 1 и 2 (см. рис. 1) протекает не одновременно. До момента посадки профиля на оправку возникают напряжения среза, которые также могут способствовать возникновению трещин в поперечном сечении.

Совершенствованием методики расчета калибровки для прокатки длинномерных прямоугольных профилей занимались также В.Б. Макаров и Ю.Н. Чувашов.

Главное и принципиальное отличие методики В.Б. Макарова от методики А.М. Рытикова заключается в том, что он предложил использовать при производстве профильных труб из меди в качестве рабочего инструмента не закрепленную, а плавающую оправку, что существенно изменило процесс прокатки и задачи калибровки, особенно в зоне редуцирования.

При выборе рациональной формы профиля оправки и гребня ручья В.Б. Макаров исходил из следующего. Стабильность процесса прокатки на оправках с падающей кривизной на участке редуцирования требует применения калибров с повышенной конусностью гребня ручья в начальных его сечениях. Это необходимо для исключения деформации стенки заготовки на цилиндрической части хвостовика оправки, однако приводит к действию больших осевых сил на заготовку.

Другим недостатком оправок указанной формы является повышенная склонность к втягиванию их в очаг деформации при прокатке. Этому способствуют такие факторы, как нарушение настройки процесса, повышенный износ ручья калибров и оправки, изменение исходной разностенности заготовки и др.

Общий недостаток криволинейных оправок – повышенная сложность их изготовления, связанная с необходимостью использования шаблонов или специальных копировальных устройств. В связи с этим В.Б. Макаров предлагает использовать прямолинейную форму оправки на участке редуцирования, равно как и на остальных рабочих участках.

Форма кривой гребня ручья на участке редуцирования является производной от формы оправки и при заданных режимах деформации должна обеспечивать минимум осевых сил на заготовку (минимум конусности кривой гребня ручья).

Выбор маршрута прокатки сводится к определению размеров заготовки при заданных размерах готовой трубы.

В.Б. Макаров выбирает в качестве первоначальной формы заготовку не Н-образной, а прямоугольной формы.

Коэффициенты деформации по толстой и тонкой стенкам в каждом контрольном сечении обжимной зоны рабочего конуса, согласно первому условию расчета калибровок профильных труб, равны, а закон расчета профиля гребня ручья имеет вид согласно выражению (1).

Несмотря на существенные преимущества (учет утолщения металла на участке редуцирования, малая конусность оправки в обжимной зоне), методика В.Б. Макарова имеет серьезные недостатки: во-первых, она не учитывает деформацию по стенке и по диаметру отверстия; во-вторых, нет анализа деформаций различных элементов сечения профиля за цикл прокатки; в-третьих, не учитывает соотношения деформации по диаметру и по стенке.

Существенное отличие методики Ю.Н. Чувашова от двух вышерассмотренных заключается в том, что профиль гребня ручья калибра рассчитывают по формуле

$$t_x = \frac{t_0}{\frac{\mu_0 - 1}{1 - e^{-n}}\left(1 - e^{-n\frac{x}{l_{\text{обж}}}}\right) + 1}, \qquad (2)$$

где t_x – толщина стенки рабочего конуса в искомом сечении, мм; t_0 – толщина стенки рабочего конуса в конце участка редуцирования

$$t_0 = t_{\text{заг}} + \Delta t_{\text{ред}},$$

где $t_{\text{заг}}$ – толщина стенки заготовки после прессования; $\Delta t_{\text{ред}}$ – утолщение стенки при редуцировании:

$$\Delta t_{\text{ред}} = (0{,}7...0{,}8)\Delta D_{\text{ред}} = \frac{t_{\text{заг}}}{D_{\text{заг}}},$$

где $D_{\text{заг}}$ – внутренний диаметр профиля после прессования;

$$\mu_0 = \frac{t_0}{t_{\text{тр}}},$$

где $t_{\text{тр}}$ – толщина стенки готовой трубы; $n = 0{,}64$.

Формула (2) имеет экспоненциальный характер, обеспечивающий падающий режим абсолютных и относительных деформаций по стенке при прокатке цилиндрических труб на оправках с малой конусностью.

В то же время методика Ю.Н. Чувашова не учитывает соотношения деформации по стенке и по диаметру, не обеспечивает падающий режим деформации по диаметру и по площади, а также не рассматривает деформацию элементов 4 и 1 (см. рис. 1).

Для проведения всестороннего анализа калибровок А.М. Рытикова, В.Б. Макарова и Ю.Н. Чувашова были составлены и отлажены для каждого варианта программы для ЭВМ.

На основе расчета были определены следующие зависимости:

1) изменение абсолютного обжатия по стенке по длине обжимной части ручья

$$\Delta t_x = t_{x-m\mu_x} - t_x;$$

2) изменение относительного обжатия по стенке по длине обжимной части ручья

$$\varepsilon = \frac{\Delta t_x}{t_{x-m\mu_x}} \cdot 100;$$

3) изменение коэффициента вытяжки (по площади F) по элементам поперечного сечения i за цикл прокатки по длине обжимной части ручья

$$\mu_x^{(i)} = F_{x-m\mu_x}^{(i)} \Big/ F_x^{(i)};$$

4) изменение отношения коэффициента вытяжки по площади профиля к коэффициенту вытяжки по элементам поперечного сечения за цикл прокатки по длине обжимной части ручья

$$\xi^{(i)} = \mu_\Sigma^x \big/ \mu_x^{(i)}.$$

Анализ этих зависимостей для калибровки по методу А.М. Рытикова позволяет сделать следующие выводы:

1) по длине обжимной части ручья имеет место возрастающий характер абсолютных и относительных деформаций по стенке; 2) изменение вытяжки по площади по элементам профиля также носит возрастающий характер.

Единственное отличие в характерах графиков по методу В.Б. Макарова наблюдается при изменении абсолютных значений деформации по длине, носящих падающий характер.

Анализ полученных зависимостей для калибровки по методу Ю.Н. Чувашова позволяет заключить, что использование формулы (2) в качестве расчетной для профиля гребня ручья, обеспечивающей падающий режим абсолютных и относительных деформаций при прокатке цилиндрических труб, в случае прокатки профильных труб не обеспечивает падение абсолютных, и тем более относительных деформаций по стенке. Деформации по всем элементам поперечного сечения профиля также имеют характер возрастания, естественно уменьшая использование пластических свойств меди при прокатке длинномерных труб.

Анализ существующих методик расчета калибровок позволяет наметить основные пути совершенствования калибровок валков для прокатки длинномерных прямоугольных профилей с круглым отверстием.

Калибровка должна обеспечивать:

– падающий режим абсолютных и относительных деформаций по стенке и по площади по длине обжимной зоны;

– относительную деформацию за цикл прокатки, не превышающую по всей обжимной зоне относительного удлинения наклепанного металла;

– сжимающие напряжения в элементе 4; более простую форму заготовки для исключения срезывающих напряжений.

Анализ существующих методик расчета калибровок показал, что использование формул (1) и (2) в качестве расчетных для определения профиля гребня ручья не обеспечивает падающего режима относительных деформаций тонкой стенки по длине, и тем более падения относительной деформации по площади профиля. Данная задача решается с помощью функционального метода Ю.Ф. Шевакина, используя дробно-линейную функцию типа:

$$t_x = f(x) = \frac{dx + b}{c + x}, \qquad (3)$$

где d, b – постоянные; c – коэффициент, определяющий крутизну гребня ручья.

Значения постоянных d и b найдем из граничных условий:

при $x = 0$ $t_x = t_0$, $b = ct_0$;

при $x = l_{обж}$ $t_x = t_{тр}$, $d = t_{тр} - \dfrac{c(t_0 - t_{тр})}{l_{обж}}$.

Подставляя значения d и b в уравнение (3), получаем:

$$t_x = f(x) = \frac{ct_0 - \left[\dfrac{c(t_0 - t_{тр})}{l_{обж}} - t_{тр}\right]x}{c + x}. \qquad (4)$$

От значения коэффициента c зависит крутизна профиля гребня, т.е. характер изменения обжатия по стенке.

Задаваясь коэффициентом запаса пластичности $K_п$, определим относительную деформацию в конце обжимной зоны (ε_7), которая не должна превышать относительного удлинения для наклепанного металла $[\delta]_{max}$ по формуле

$$\varepsilon_7 = [\delta]_{max} / K_п. \qquad (5)$$

Кроме этого, необходимым требованием является соблюдение соотношения при котором относительная деформация в начале обжимной части (ε_1) будет превосходить относительную деформацию в конце обжимной

$$\varepsilon_1 = K_{деф}\,\varepsilon_7, \qquad (6)$$

где $K_{деф}$ – коэффициент пропорциональности.

При этом, если в элементе профиля 4 необходимо создать сжимающие напряжения, значение $K_{деф}$ не должно превышать коэффициент вытяжки по диаметру μ_D.

Выражая относительные деформации (ε_1 и ε_7), используя формулу (4) и зная размеры готового профиля, длину обжимной части ручья и суммарную вытяжку, можно найти, решая систему уравнений (5) и (6), неизвестные две величины: подачу m и коэффициент c.

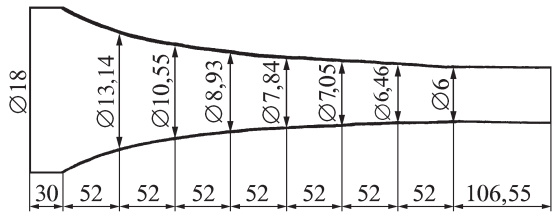


Рис. 2. Вогнутая оправка для прокатки профиля 30×13×∅6 мм

Найдя значения m и c по формуле (4), получим профиль гребня ручья, обеспечивающий падение относительных деформаций тонкой стенки по длине ручья и не превышающих в конце обжимной зоны относительное удлинение наклепанной меди.

Для обеспечения падающего режима относительной деформации по площади поперечного сечения профиля в качестве рабочего инструмента стана ХПТ2 1/2″ выберем вогнутую оправку (рис. 2).

Выбор криволинейной оправки объясняется еще и тем фактором, что основное требование к оправке – точное соответствие конусности оправки профилю ручья (калибровке).

Профиль оправки определяется по выражению

$$d_x = \frac{d_{\text{о.ц}}}{\dfrac{\mu_D - 1}{1 - e^{-n}}\left(1 - e^{-n\frac{x}{l_{\text{обж}}}}\right) + 1}, \qquad (7)$$

где $d_{\text{о.ц}}$ – диаметр цилиндрической части оправки; $n = 0{,}64$.

При расчете калибровки нередко возникает положение, при котором рассчитанные размеры заготовки (в частности, какая-либо одна из сторон, но не обе) превышают допустимые размеры, определяемые конструктивными размерами стана ХПТ2 1/2″.

В данном случае необходимо изменить первоначальную форму заготовки, которая не должна иметь Н-образную форму, предложенную А.М. Рытиковым, которая при прокатке профильных длинномерных труб с вытяжкой, равной 5, испытывает значительную сдвиговую деформацию между 1-м и 2-м элементами поперечного сечения. Форма заготовки будет иметь вид так называемой "бабочки" (см. рис. 1, *в*).

Особенность этой формы заготовки заключается в отсутствии резких, прямых переходов в поперечном контуре сечения. Форма "бабочка" характеризуется плавными линиями всего поперечного сечения заготовки, что обеспечивает исключение возникновения сдвиговой деформации.

Для анализа калибровки, рассчитанной по новой методике, были построены зависимости изменения Δt_x, ε, $\mu_x^{(i)}$, $\xi^{(i)}$ по длине обжимной зоны (рис. 3) для прокатки профиля 30×13×∅6 и длиной 40 м.

Характер этих зависимостей позволяет сделать следующие выводы:

1) профиль гребня обжимной части ручья обеспечивает падающий характер абсолютных и относительных деформаций по толщине тонкой стенки, диаметр оправки и всей площади поперечного сечения профиля в целом;

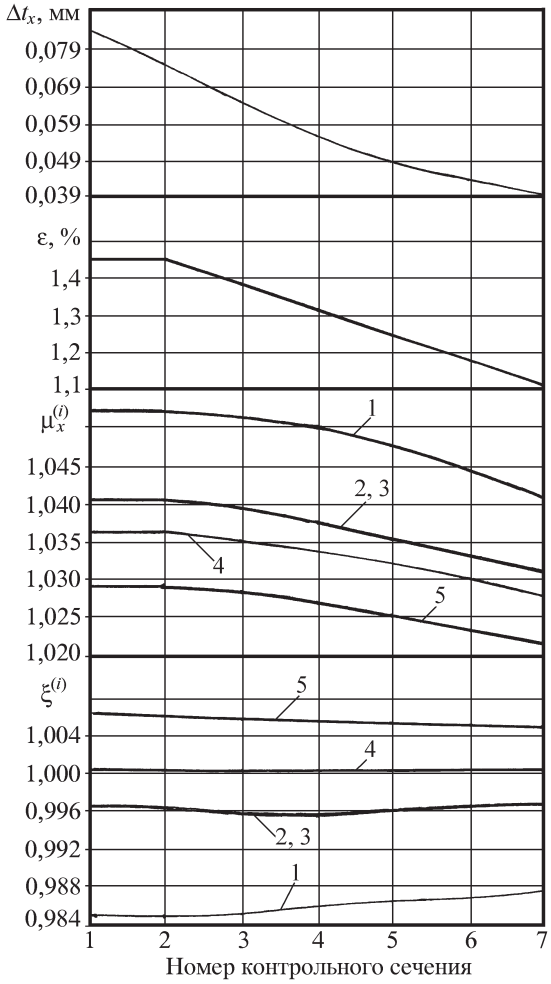


Рис. 3. Изменение абсолютного обжатия по стенке Δt_x, относительного обжатия по стенке ε, коэффициента вытяжки по элементам поперечного сечения за цикл прокатки $\mu_x^{(i)}$, отношения коэффициента вытяжки по площади профиля к коэффициенту вытяжки по элементам поперечного сечения за цикл прокатки по длине обжимной зоны $\xi^{(i)}$:

1, 2, 3, 4, 5 – номер элемента профиля (см. рис. 1)

2) падающий режим всех элементов площади профиля приводит к тому, что при прокатке длинномерных труб по новой методике относительная деформация за цикл прокатки не превышает относительного удлинения;

3) заложенные в функциональном методе решения и полученные результаты расчета подтверждают, что в первом элементе сечения профиля возникают растягивающие, а в четвертом элементе – сжимающие напряжения.

Экспериментальная проверка данной методики подтвердила правильность закладываемых решений. Опытная партия длинномерных полых профилей сдана заказчику.

Николай Иванович Касаткин, д-р техн. наук;
Вячеслав Георгиевич Белов, канд. техн. наук

УДК 621.17.15

А.А. Шатульский, М.А. Шаповалова *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва)*

Разработка методов направленного изменения структуры и свойств жаропрочных никелевых сплавов

Доказаны протекание процессов упорядочения в промышленных литейных никелевых сплавах типа ЖС с низким содержанием хрома и возможность управления процессом распада твердого раствора за счет проведения предварительного отжига на упорядочение.

The behavior of ordering processes in industrial casting nickel alloys such as ZhS with the low contents of chromium and capability of control of solid solution breakdown process due to prefiring on ordering are proved.

При изготовлении наиболее ответственных отливок из никелевых жаропрочных сплавов оптимальную макроструктуру получают в процессе затвердевания, а микро- и субмикроструктуру – в результате проведения термической обработки. В настоящее время в практике литейного производства используется достаточно большое количество различных режимов ТО, однако многие из них имеют существенные недостатки, не позволяющие получать стабильные эксплуатационные свойства изделия. Более того, практически отсутствует методика выбора оптимального режима термической обработки для конкретной отливки в зависимости от условий ее эксплуатации. Поэтому отыскание новых путей повышения свойств сплавов является весьма актуальным.

Одно из таких направлений получения материалов с заданными свойствами базируется на использовании процессов упорядочения сложнолегированного твердого раствора, влияющих на кинетику его распада при последующем старении, морфологию структуры и термическую стабильность структурного состояния. Поэтому одной из возможных является реализация этой идеи применительно к группе высоколегированных литейных жаропрочных сплавов и создание на этой основе новых режимов термической и термоциклической (ТЦО) обработки, а также применением автоматизированной системы выбора оптимального режима ТО в зависимости от условий эксплуатации изделия.

Решение всех этих вопросов невозможно без тщательного анализа протекающих в сплавах процессов, изучения изменения структуры и свойств сплавов в широком диапазоне температур.

При исследовании структуры и свойств сплавов наряду с традиционными методами (измерение микротвердости, электросопротивления, электронной микроскопии, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов) были применены методы измерения модуля нормальной упругости и внутреннего трения, которые дают обширную информацию о процессах структурообразования и, вместе с тем, крайне редко используются для исследования подобных сплавов.

Анализ результатов исследований показывает, что в никелевых жаропрочных литейных сплавах при различных температурах протекают различные по своей природе процессы. В частности, наличие максимумов в интервале температур 400...600 °С на кривых изменения модуля упругости (рис. 1), микротвердости (рис. 2), более высокий уровень электросопротивления после отжига при этих температурах (рис. 3) могут быть обусловлены протеканием процессов упорядочения, падение исследуемых характеристик в интервале температур 600...700 °С – разупорядочением, а увеличение при температурах выше 700 °С – старением.

Значения температур перехода порядок – беспорядок, указанные авторами, проводившими подобные исследования на сплавах системы Ni–Cr, несколько ниже, чем были получены в ходе экспериментов. Такое несоответствие можно объяснить более сложным химическим составом промышленных литейных сплавов и меньшим количеством атомов хрома по сравнению со стехиометрическим составом сверхструктуры Ni_2Cr. Поэтому, по всей вероятности, в ее

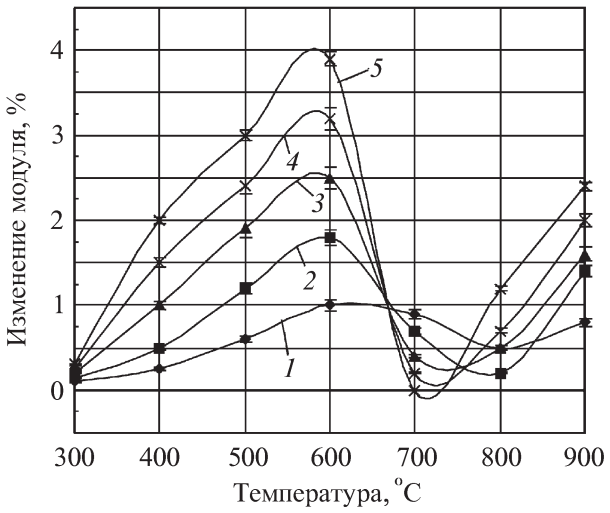


Рис. 1. Зависимость дефекта модуля сплава ЖС6У от температуры и времени отжига:
1 – 1 ч; *2* – 5 ч; *3* – 10 ч; *4* – 20 ч; *5* – 50 ч

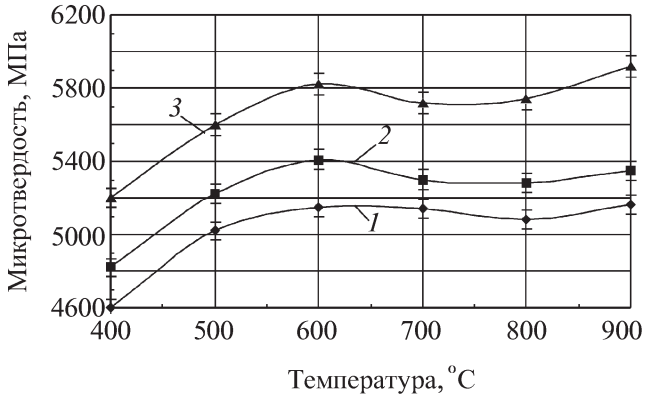


Рис. 2. Зависимость изменения микротвердости сплава ЖС6У от температуры и времени отжига:
1 – 5 ч; *2* – 20 ч; *3* – 50 ч

образовании участвуют и атомы других элементов, таких как W и Mo, что и приводит к некоторому повышению температуры.

Данный вывод подтверждается кривыми изменения модуля от температуры отжига для сплавов с различным содержанием легирующих элементов (рис. 4).

Проведенный корреляционный анализ показал, что существует значимая корреляция (табл. 1) между температурой перехода порядок – беспорядок $t_{п\text{-}б}$, количеством хрома, кобальта и тугоплавких элементов, входящих в состав твердого раствора.

В результате множественного регрессионного анализа была получена следующая линейная зависимость:

$$t_{п\text{-}б} = 572{,}8 - 4{,}76\,(\mathrm{Cr},\%) + 9{,}04\,(\mathrm{W}+\mathrm{Mo},\%) - 0{,}77\,(\mathrm{Co},\%) \quad (R^2 = 0{,}98). \qquad (1)$$

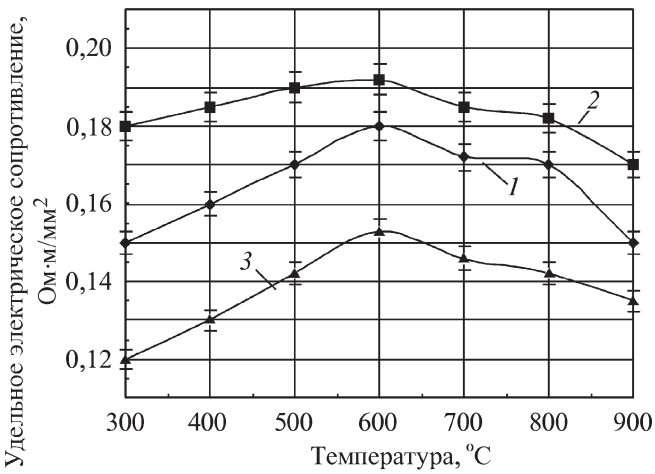


Рис. 3. Изменение электрического сопротивления сплава ЖС6У в процессе отжига:
1 – исходное литое состояние; *2* – предварительный отжиг при 600 °С 50 ч; *3* – предварительное старение при 800 °С 10 ч

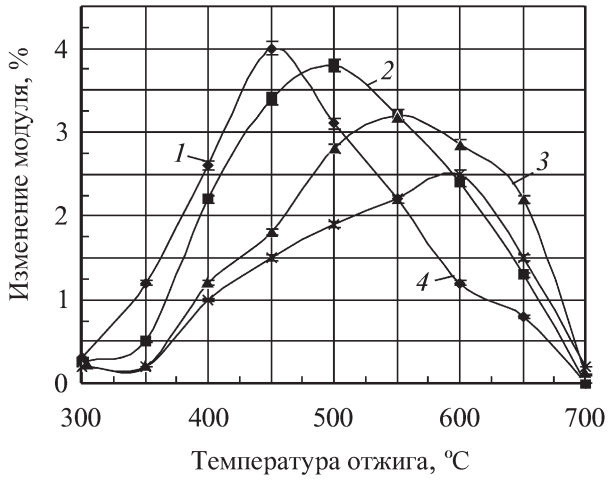


Рис. 4. Зависимость дефекта модуля от температуры отжига для некоторых жаропрочных сплавов (время выдержки 20 ч):
1 – ХН78Т (23,4 % Cr); *2* – ХН77ТЮР (21,3 % Cr, 1,5 % W); *3* – ЖС6К (11,5 % Cr, 5,0 W, 5,0 Co, 1,9 % Mo); *4* – ЖС6У (9,5 % Cr, 10 % W, 10 % Co, 2,2 Mo)

1. Матрица парных корреляций

		$t_{п\text{-}б}$, °С	Cr, %	W + Mo, %	Co, %
$t_{п\text{-}б}$,°С	Коэффициент корреляции	1,00	–0,98	0,97	0,91
	Уровень значимости	0,00	0,003	0,060	0,032

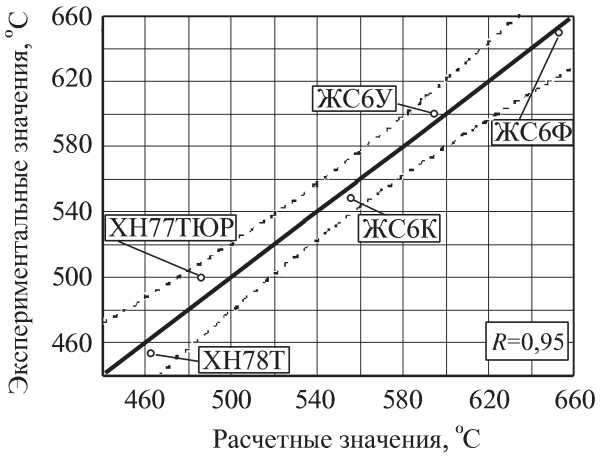


Рис. 5. Корреляция расчетных и экспериментальных значений (сплошная линия – расчетные значения, точки – экспериментальные)

Корреляционный график и фактические значения откликов показали достаточно высокую достоверность расчета (рис. 5).

Если свободному члену в уравнении для расчета $t_{п\text{-}б}$ задать фиксированное значение ($a_0 = 450$), равное температуре упорядочения в базовом сплаве ХН78Т, то уравнение примет следующий вид:

$$t_{п\text{-}б} = 450 - 1{,}1\,(\mathrm{Cr}, \%) + 9{,}8\,(\mathrm{W} + \mathrm{Mo}, \%) + \\ + 10{,}6\,(\mathrm{Co}, \%) \quad (R^2 = 0{,}972). \qquad (2)$$

Таким образом, можно считать доказанным, что увеличение количества хрома в сплаве действительно приводит к снижению температуры перехода порядок – беспорядок, а увеличение суммарного количества тугоплавких элементов W и Mo, входящих в состав твердого раствора, – к ее увеличению, и эта зависимость не случайна, а характерна для всех рассматриваемых в исследованиях никелевых литейных жаропрочных сплавов. Полученную регрессионную модель, таким образом, можно использовать для расчета значений температуры перехода порядок – беспорядок и для других подобных сплавов.

Вывод о протекании в сплавах процессов упорядочения подтверждается и результатами измерения внутреннего трения (рис. 6), которые показали, что его релаксационный спектр весьма многообразен и сложен. Наряду с известным зернограничным пиком, появляющимся в сплавах при температурах 820...840 °С, обнаружены и другие аномалии. В частности, выявляются еще два максимума: первый при температуре 450 °С и второй – при температурах 600...650 °С.

Как показали измерения, первый максимум смещается по температуре при изменении частоты изгибных колебаний образца, что позволяет классифицировать его как релаксационный с энергией активации

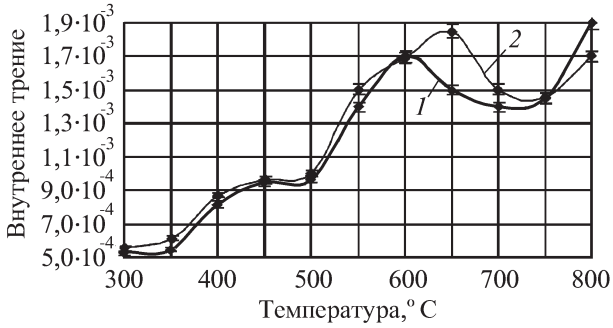


Рис. 6. Температурная зависимость внутреннего трения для сплавов ЖС6У и ЖС6Ф:
1 – ЖС6У; *2* – ЖС6Ф

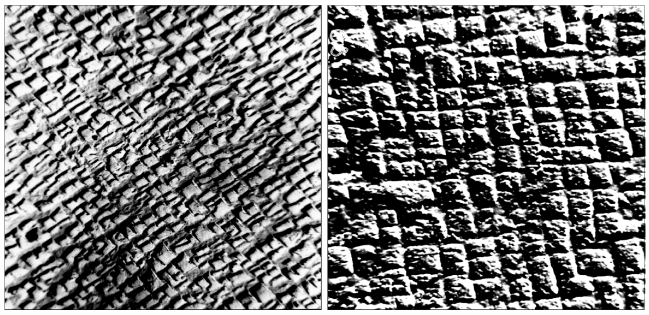
порядка 160...165 кДж/моль. Этот пик обусловлен миграцией фазообразующих атомов, таких как Ti и Al, из области доменов в области антифазных границ, а второй не зависит от частоты колебаний образца. Это позволяет классифицировать его как нерелаксационный, обусловленный процессами разупорядочения.

При упорядочении, по всей вероятности, образуются домены, на границы которых вытесняются элементы, не входящие в состав твердого раствора, например фазообразующие, такие как Al и Ti. При последующем нагреве до температур старения участки скопления этих атомов будут являться местами предпочтительного выделения упрочняющей интерметаллидной γ'-фазы, это приведет к ее измельчению и более равномерному распределению по объему зерна, а следовательно, окажет существенное влияние на эксплуатационные свойства сплава.

Для подтверждения этого положения было изучено влияние предварительного отжига на упорядочение перед высокотемпературной гомогенизацией. Для сравнения другую, контрольную, часть образцов также термообрабатывали без предварительного отжига на упорядочение.

По результатам электронно-микроскопического исследования (рис. 7) и анализа, представленного в табл. 2, хорошо видно, что в сплаве, предварительно обработанном на упорядочение, интерметаллидная упрочняющая γ'-фаза более дисперсная, чем после простой гомогенизации. При этом ее частицы имеют правильную кубическую форму, что говорит о более высокой степени соответствия параметров кристаллических решеток γ'-фазы и γ-твердого раствора, а следовательно, и более высокой стабильности сплава в условиях эксплуатации при повышенных температурах.

Подобные результаты были получены и на отливках из других никелевых сплавов (ЖС6К, ЖС6Ф, ЖС16, ЖС26, ЖС30), изготовленных не только методами литья с объемной, но и с направленной кристаллизацией (мелко- и крупностолбчатой структурой), а также монокристаллитной.



а) *б)*

Рис. 7. Микроструктура сплава ЖС6У (×10 000):
а – предварительный отжиг при 650 °С 10 ч + 1210 °С 4 ч; *б* – 1210 °С 4 ч

2. Сравнение размера и формы выделений упрочняющей фазы после различных режимов термической обработки

Режим термической обработки	Средний размер фазы *a*, мкм	Форма выделений	Неравномерность фазы
500 °С 10 ч + + 1210 °С 4 ч	0,31	Кубическая	1,25
550 °С 10 ч + + 1210 °С 4 ч	0,26		1,2
600 °С 10 ч + + 1210 °С 4 ч	0,22		1,1
1210 °С 4 ч	0,35		1,3

Результатом изучения изменения структуры и свойств литейных никелевых жаропрочных сплавов явилась разработка двух новых режимов термической обработки.

Первый режим включает в себя проведение предварительного отжига на упорядочение в течение 10 ч при температуре на 10...20 °С ниже температуры перехода порядок – беспорядок (например, для сплава ЖС6У это температура 625 °С) перед рекомендуемой для данного сплава высокотемпературной гомогенизацией в целях создания в сплаве условий для более однородного распределения упрочняющей фазы. Выбор для конкретного сплава температуры отжига определяется количеством в сплаве таких элементов, как Cr, W, Mo, Co и может быть произведен по ранее полученной зависимости (2).

Второй режим термической обработки включает в себя проведение двух отжигов на упорядочение: первого в течение 6...8 ч перед старением в течение 2 ч и второго отжига в течение 2 ч после старения. Принципы выбора значений температур отжига для конкретного сплава остаются общими.

Например, для сплава ЖС6У можно рекомендовать такой режим обработки: отжиг на упорядочение при температуре 625 °С в течение 6...8 ч, старение в интервале температур 850...900 °С в течение 2 ч и завершающий отжиг на упорядочение в течение 2 ч при температуре 625 °С.

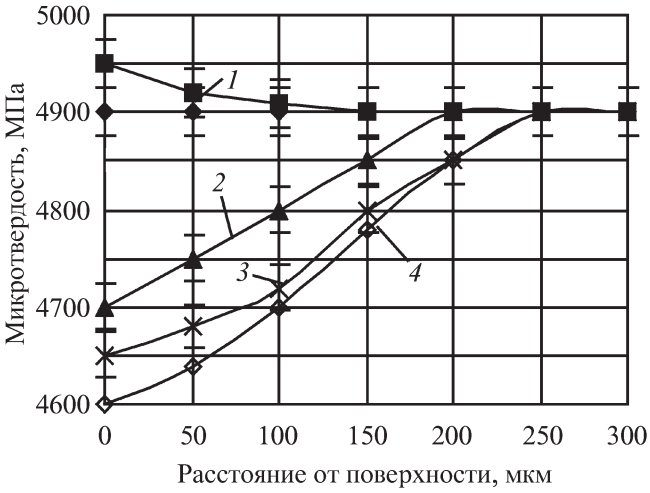


Рис. 8. Изменение микротвердости в поверхностном слое образца после ТЦО (t_{max} = 625 °С, t_{min} = 20 °С, охлаждение в воде) в зависимости от числа циклов:
1 – 1 цикл; *2* – 3 цикла; *3* – 5 циклов; *4* – 10 циклов

Данный режим предполагает отказ от проведения высокотемпературной гомогенизации, что должно привести к повышению стабильности структуры сплава и, прежде всего, карбидных и боридных фаз.

При разработке методов термоциклической обработки в качестве максимальной температуры нагрева были использованы температуры перехода порядок – беспорядок и старения. Результаты измерения микротвердости (рис. 8) в поверхностном слое образцов показали, что при ТЦО с t_{max} = 625 °С микротвердость снижается примерно на глубину до 200 мкм, что обусловлено уменьшением количества фазообразующих элементов Al и Ti в поверхностном слое, по-видимому, за счет направленной диффузии атомов этих элементов при ТЦО.

При обработке с t_{max} = 800 °С наблюдается увеличение микротвердости сплава в поверхностном слое образца, обусловленное измельчением выделений γ′-фазы. В глубинных объемах образца при обоих режимах обработки наблюдается измельчение упрочняющей фазы.

Дальнейшие исследования были направлены на выбор охлаждающей среды, обеспечивающей получение необходимой микроструктуры сплава и оптимального числа циклов обработки для изделий различного размера.

В качестве охлаждающей среды были выбраны воздух, псевдокипящий слой песка и вода. Данные по изменению размера упрочняющей фазы после такой обработки приведены в табл. 3.

3. Изменение размера упрочняющей γ′-фазы в процессе термоциклической обработки сплава ЖС6У

Охлаждающая среда	Размер γ′-фазы, мкм, при числе циклов									
	0	2	4	6	8	10	12	14	16	20
Воздух	0,40	0,40	0,40	0,40	0,40	0,39	0,39	0,38	0,37	0,37
Псевдокипящий слой песка	0,40	0,40	0,38	0,37	0,36	0,35	0,34	0,32	0,30	0,30
Вода	0,40	0,39	0,36	0,35	0,33	0,31	0,30	0,30	0,29	0,29

Примечание. После ТЦО образцы подвергали выдержке в печи при температуре 850 °С в течение 20 ч (старение).

При охлаждении в воде заметно, что фаза более дисперсна уже после двух циклов обработки, а после 15 циклов процесс близок к насыщению. Таким образом, оптимальное число циклов обработки 8–10, для того чтобы отмеченные структурные изменения успели произойти.

Для определения оптимального числа циклов обработки реальной отливки типа "лопатка" методами электронной микроскопии было изучено влияние толщины образца на размер упрочняющей фазы, получаемой в результате ТЦО и последующего старения. Исследования проводили на цилиндрических образцах из сплава ЖС6У диаметром 2...20 мм. Нагрев до температуры 625 °С проводили в печи сопротивления в течение 10 мин, охлаждение в воде, число циклов изменялось от 2 до 20. Результаты исследований представлены в табл. 4.

Подобные эксперименты были проведены и при использовании других охлаждающих сред: охлаждение принудительным потоком воздуха и в псевдокипящем слое песка. Обработка всех полученных экспериментальных данных, проведенная с использованием прикладного пакета STATISTICA, позволила получить математическую модель, устанавливающую зависимость между размерами образца (диаметром $d_о$ или толщиной), числом циклов (N), свойствами охлаждающей среды, описываемыми значением коэффициента теплоотдачи (α) и размером упрочняющей фазы (a):

$$a = 0{,}47\frac{d_о^{0,66}}{\alpha^{0,03}N^{0,11}} \quad (R^2 = 0{,}927). \qquad (3)$$

4. Изменение размера упрочняющей фазы в результате ТЦО образцов различного диаметра

Диаметр образца $d_о$, мм	Размер упрочняющей γ′-фазы, мкм, при числе циклов обработки						
	2	5	8	11	14	17	20
2	0,38	0,34	0,32	0,30	0,28	0,27	0,26
5	0,38	0,36	0,33	0,31	0,29	0,28	0,27
8	0,39	0,36	0,34	0,31	0,30	0,29	0,28
11	0,39	0,37	0,34	0,32	0,31	0,30	0,29
14	0,40	0,37	0,35	0,32	0,31	0,30	0,29
17	0,40	0,38	0,36	0,33	0,32	0,31	0,30
20	0,40	0,39	0,37	0,33	0,32	0,31	0,30

Примечание. Охлаждение в воде, после ТЦО все образцы подвергались выдержке в печи при температуре 850 °С в течение 20 ч (старение).

Предварительно был проведен корреляционный анализ (табл. 5) для установления существования значимых связей между перечисленными параметрами. При доверительной вероятности $P = 0{,}95$ (или уровне значимости $\alpha = 0{,}05$) значимыми являются коэффициенты корреляции более 0,47.

Для проверки адекватности полученной регрессионной модели было проведено сравнение расчетных и экспериментальных данных размера упрочняющей фазы для образцов из сплава ЖС6К. Термоциклическая обработка проводилась на цилиндрических образцах диаметром 10 мм и длиной 20 мм. Число циклов изменялось от 5 до 20, t_{max} = 600 °С, t_{min} = 20 °С, охлаждение в воде. Определение действительного размера упрочняющей интерметаллидной γ′-фазы осуществлялось по фотографиям, полученным электронной микроскопией методом угольных реплик. Промеряли не менее 10 фотографий по двадцать измерений на каждой. Сравнительные данные определения размера фазы приведены в табл. 6.

Как показали испытания механических свойств сплавов, после предложенных режимов термической и термоциклической обработки наблюдается повышение длительной прочности на 10...15 %, кратковременной прочности в пределах 10 %, при этом больший эффект наблюдается у сплавов с более высоким содержанием Cr.

Для установления возможности использования предложенных режимов обработки для реальных изделий, эксплуатируемых при повышенных температу-

5. Матрица парных корреляций между параметрами, описывающими зависимость размера упрочняющей фазы

	α, Вт/(м²·К)	$d_о$, мм	N	a, мкм
a, мкм	–0,49	0,5	–0,65	1,0

6. Сравнение расчетных и экспериментальных данных по определению размеров упрочняющей γ′-фазы образца диаметром 10 мм

N, циклы	$a_{расч}$, мкм	$a_{эксп}$, мкм
5	0,37	0,35
8	0,34	0,34
11	0,33	0,32
14	0,32	0,30
17	0,30	0,30
20	0,28	0,29

рах, было проведено изучение изменения структуры и свойств сплавов в процессе эксплуатации, которая имитировалась выдержкой образцов в печи при температурах 800...1100 °С в течение 1000 ч. Результаты исследования показали, что предложенные режимы обработки позволяют получать более стабильную структуру сплавов независимо от способа получения отливки, что обеспечивает сохранение более высокого комплекса свойств.

Выбор способа термической обработки для изделия в зависимости от условий его эксплуатации предлагается осуществлять с помощью целевой функции

$$Z_i = \sum_{i=1}^{n} y_i m_i ,$$

для которой определены достаточное число критериев y_i, влияющих на качество и надежность принятия решения, и значения весовых коэффициентов m_i, которые характеризуют степень важности каждого критерия. Основными критериями выбора проектного решения были критерии работоспособности и технологичности.

Критерии работоспособности включают весовую эффективность, определяемую по удельной прочности или удельному модулю, долговечность, оцениваемую по длительной прочности σ_τ^t и пределу выносливости σ_{-1}, сохраняемость.

Критерии сохраняемости:

критерий сохранения кратковременной прочности: $K_{скп} = \sigma_{вэ}/\sigma_{ви}$;

критерий сохранения пластичности: $K_{сп} = \delta_э/\delta_и$;

критерий сохранения длительной прочности: $K_{сдп} = \tau_{дрэ}/\tau_{дри}$;

критерий стабильности упрочняющей γ′-фазы: $K_{сф} = S_э/S_и$.

Здесь $\sigma_{вэ}$ и $\sigma_{ви}$ – кратковременная прочность сплава после наработки и в исходном термически обработанном состоянии, МПа;

$\delta_э$ и $\delta_и$ – относительное удлинение при испытании на кратковременную прочность в процессе эксплуатации и в исходном термически обработанном состоянии, %;

$\tau_{дрэ}$ и $\tau_{дри}$ – время до разрушения при испытаниях на длительную прочность образцов после наработки и в термически обработанном исходном состоянии, с;

$S_э$ и $S_и$ – площади выделений упрочняющей γ′-фазы в процессе наработки и в исходном термически обработанном состоянии, мкм^2.

Для определения значений критериев сохраняемости по результатам испытаний механических свойств сплавов после наработки и эксплуатации были построены математические модели, описывающие изменение свойств сплавов при длительном воздействии температур. Некоторые из них приведены в табл. 7.

Выбор значения критериев технологичности осуществлялся с использованием метода экспертного оценивания. Общая схема решения задачи представлена на рис. 9. Для реализации данной методики были разработаны алгоритм и специальное программное обеспечение.

7. Математические модели, описывающие изменение свойств сплавов в процессе длительного нагрева

Способ термической обработки	Математическая модель	Пределы изменения аргументов
ТВО 1210 °С 4 ч, вакуум, охлаждение на воздухе	$\sigma_в = 5757{,}2\tau^{-0{,}067}t^{-0{,}21}$ ($R = 0{,}92$)	$2000 > \tau > 0$ $1100 > t > 700$
650 °С 10 ч + 1210 °С 4 ч, охлаждение на воздухе	$\sigma_в = 5872{,}1\tau^{-0{,}066}t^{-0{,}22}$ ($R = 0{,}94$)	$2000 > \tau > 0$ $1100 > t > 700$
ТВО 1210 °С 4 ч, вакуум, охлаждение на воздухе	$\delta = 322{,}2\tau^{-0{,}21}t^{-0{,}53}$ ($R = 0{,}93$)	$2000 > \tau > 0$ $1100 > t > 700$
625 °С 10 мин, охлаждение в воде + 850 °С 10 мин, охлаждение в воде, 5 циклов	$\delta = 19{,}3\tau^{-0{,}21}t^{-0{,}11}$ ($R = 0{,}91$)	$2000 > \tau > 0$ $1100 > t > 700$
625 °С 6 ч + 900 °С 2 ч + 625 °С 2 ч, охлаждение на воздухе	$\tau_р = 397{,}8\tau_н^{-0{,}12}t^{-0{,}21}$ ($R = 0{,}92$)	$2000 > \tau > 0$ $1100 > t > 700$
625 °С 10 мин, охлаждение в воде, 10 циклов	$\tau_р = 902{,}4\tau_н^{-0{,}04}t^{-0{,}29}$ ($R = 0{,}92$)	$2000 > \tau > 0$ $1100 > t > 700$

Примечание. τ – время эксплуатации (наработки) детали, ч; t – рабочая температура, °С.

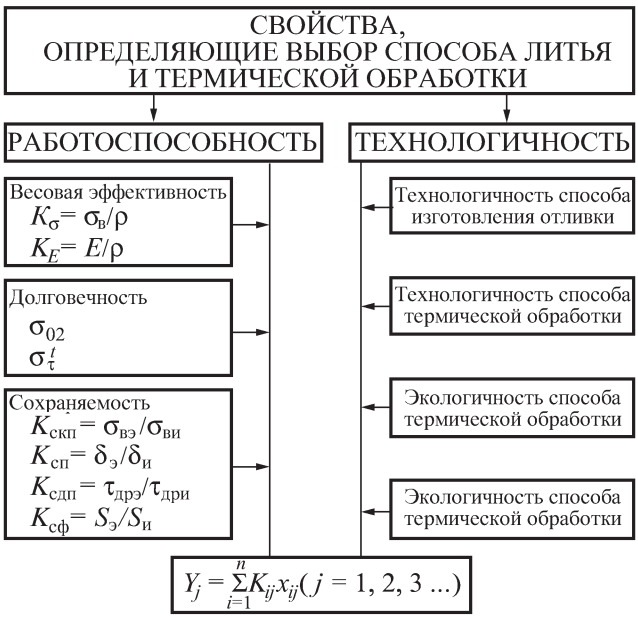


Рис. 9. Схема решения задачи выбора способа ТО

Таким образом, проведенные исследования позволили предложить действенный механизм выбора оптимального способа изготовления заготовки и термической обработки детали, обеспечивающий получение заготовки нужного качества с наименьшими затратами.

Выводы

1. На основе результатов комплексного исследования по изучению закономерностей фазовых превращений доказано протекание в промышленных никелевых жаропрочных сплавах типа ЖС с низким содержанием хрома процессов упорядочения твердого раствора.

2. Разработаны научные положения метода направленного изменения физико-механических свойств литейных никелевых сплавов, позволяющего посредством атомного упорядочения управлять процессом распада твердого раствора, предложены новые режимы термической и термоциклической обработки литейных никелевых жаропрочных сплавов, экспериментально определены и теоретически обоснованы оптимальные температурно-временные параметры.

3. Экспериментально изучены особенности протекания структурных и фазовых превращений в никелевых жаропрочных сплавах в процессе имитации рабочих условий, предложены критерии работоспособности и технологичности для оценки эффективности применимости метода литья и способа термической обработки.

4. Разработана автоматизированная система выбора типа сплава, способа изготовления заготовки и режима термической обработки от условий эксплуатации отливки.

Анатолий Александрович Шатульский, д-р техн. наук;
Марина Александровна Шаповалова, старший преподаватель

Е.В. Злепко, Е.Г. Чернышевич *(Липецкий государственный технический университет),*
В.В. Кисиленко *(ОАО "Завод "Универсальное оборудование", г. Донецк)*

Влияние термовременной обработки и раскисления расплава отходов доменного чугуна на эффективность его внепечной десульфурации

Исследована и прошла промышленную апробацию в условиях металлургического цикла ОАО «Липецкий металлургический завод "Свободный сокол" технология подготовки железоуглеродистого расплава перед десульфурацией, заключающаяся в предварительной термовременной обработке (перегреве и изотермической выдержке), а также раскислении чугуна ферросилицием ФС65.

The present research is devoted to the exploration and the industrial approbation of the technology of the iron-carbon melts preparation before desulphuration in the metallurgical cycle conditions of JSC "Lipetsk Iron Works "Svobodny sokol". The technology consists in the preliminary thermo-time treatment (overheating and isothermal holding) and also in iron deoxidizing with the use of ferrosilicon FS65.

По оценкам многих промышленников и исследователей на сегодняшний день в отвалах металлургических предприятий по всей стране содержится около 400...500 млн т крупнофракционных (30...100 т) отходов доменного и сталеплавильного производств. Освоение такого количества сырья, бесспорно, имеет достаточную инвестиционную привлекательность.

В настоящее время в технической литературе практически отсутствуют какие-либо сведения о разработке таких отходов, а также трудностях, связанных

с этим. Практика использования предприятиями собственных отходов металлургических переделов единична и сводится в большинстве своем к использованию их в шихте доменных печей, а научные исследования в области улучшения экологической обстановки направлены зачастую лишь на переработку или рециклинг промышленных шлаков, шламов, огнеупорных материалов.

Тем не менее, большинство образующихся отходов может возвращаться в технологический процесс, обеспечивая экономию природного сырья и топлива, а также улучшение состояния любой промышленной экосистемы.

На ОАО "Липецкий металлургический завод "Свободный сокол" (ОАО "ЛМЗ "Свободный сокол") освоена переработка собственных крупнофракционных отходов доменного производства ("козлов"), заключающаяся в их пиротехническом дроблении и дальнейшем фракционировании. Получаемый продукт носит название *чугун дробленный со шлакообразующими добавками* (ЧДШД) по ТУ 0808-038-50254094–2002 и используется в шихте при получении расплава для отливки напорных труб из ЧШГ диаметром 100...300 мм центробежным способом.

Технологический цикл производства напорных труб из ЧШГ с использованием переплава отходов доменного производства предусматривает выплавку ЧДШД в трех-четырех ИЧТ – 31/7,1 одновременно. Шихтовка ИЧТ следующая, % в завалке: ЧДШД – 82...91; возврат собственного производства – 6...10; ФС65 – 0,4...0,5; лом стальной 3А – 5...15.

После проплавления шихты и скачивания шлака расплав переливают при температуре 1450...1480 °С из печей в 100-тонный ковш с помощью 30-тонных ковшей для его последующей десульфурации до значений $[S]_{кон}$ = 0,01...0,015 % ($[S]_{кон}$ – содержание серы в расплаве ЧДШД после десульфурации) порошковой проволокой (ПП) производства ОАО "Завод "Универсальное оборудование" (г. Донецк) с наполнителем, состоящим из гранулированного магния – 35 г/м и ставролитового концентрата (15,8 % FeO; 55,9 % Al_2O_3; 26,3 % SiO_2 и 2,0 % H_2O) – 65 г/м. Диаметр ПП – 10 мм, толщина оболочки (сталь 08Ю) – 0,4 мм, скорость ввода проволоки, устанавливаемая в зависимости от наполнения ковша: 1,5...1,7 м/с (50...60 т), 2,0...2,2 м/с (60...80 т), 2,3...2,5 м/с (80...100 т).

После десульфурации и скачивания образовавшегося шлака чугун разливают в печи, где доводят до требуемого технологией отливки труб химического состава (3,7...4,0 % С; 1,9...2,2 % Si; не более 0,4 % Mn; не более 0,025 % Cr; не более 0,015 % S (перед модифицированием)), присадкой карбюризатора и ФС65. Модифицирование осуществляют ПП с наполнением механической смесью магния – 45 г/м и ФС75 – 45 г/м, вышеназванного производителя, в 7-тонных чугуновозных ковшах при температуре 1470...1480 °С.

Модифицирование расплава с исходным содержанием серы $[S]_{нач} \leq 0{,}015$ % позволяет достигать высокой степени использования магния на модифицирование, и обеспечивает получение ферритной матрицы с шаровидным графитом в структуре чугуна после двухстадийного ферритизирующего отжига присутствием остаточного содержания магния $Mg_{ост}$ = = 0,02...0,04 % и $[S]_{кон}$ = 0,005...0,012 %.

Согласно нормативным требованиям к характеристикам напорных труб, изготовляемых в труболитейном цехе ОАО "ЛМЗ "Свободный сокол", шаровидный графит должен присутствовать в металле в количестве, достаточном для соответствия чугуна механическим характеристикам. Такие характеристики, определяемые при испытании образцов по методикам, изложенным в ISO 2531 и EN 545, должны быть (не менее):

– временное сопротивление $\sigma_в$ = 420 МПа;
– условный предел текучести $\sigma_т$ = 300 МПа;
– относительное удлинение δ = 10 %.

К перечисленным критериям необходимо также отнести наличие: 1) ферритной структуры металла; 2) всех форм графита, кроме шаровидного, не более 5 %; содержание цементита не более 5 % (для труб диаметром 200, 250, 300 мм) и 8 % (для труб диаметром 100, 150 мм).

Использование ЧДШД как шихтового материала сопряжено с рядом технологических трудностей. Это, в первую очередь, низкий выход годного чугуна, обусловленный высоким соотношением фаз "металл–шлак", высокое содержание примесей (оксидов, сульфидов, спели и т.д.), находящихся в расплаве, содержание серы в получаемом расплаве достигает значений ~ 0,04...0,08 %. Все эти факторы обуславливают повышение расхода магния в составе ПП.

На сегодняшний день исследовано и внедрено большое количество методов десульфурации с использованием различных реагентов. Способ обработки чугуна магнийсодержащей проволокой известен уже более 20 лет, в том числе и за рубежом [1]. Применение метода ввода гранулированного магния в расплав в стальной оболочке позволяет достигать высокой степени использования магния на десульфурацию, а также глубокого рафинирования металла от неметаллических включений и газов, что особенно актуально в случае использования обработанного металла для литья.

Многолетний период исследования и совершенствования технологии обработки расплава порошковой проволокой позволил определить зависимости степени использования магния на десульфурацию от температуры расплава, наполнения ковша, скорости ввода проволоки [2, 3]. С другой стороны, сродство магния к примесям чугуна приводит к снижению эффективности его использования на связывание серы.

Практика применения ПП для десульфурации чугунов в большегрузных чугуновозных ковшах с содержанием $[S]_{нач}$ = 0,04...0,05 % до значений $[S]_{кон} \leq$ $\leq$ 0,01 % характеризуется достаточной нестабильно-

стью степени усвоения магния, степени десульфурации чугуна и т.д. При обессеривании порошковой проволокой расплава с содержанием $[S]_{нач}$ = = 0,05...0,08 % расход ПП, а соответственно и магния, заметно увеличивается, что приводит к заметному повышению стоимости обработки железоуглеродистых расплавов.

Анализируя массообменные процессы между магнием и компонентами расплава, происходящие в объеме ковша, обычно предполагают взаимодействие магния с кислородом, азотом и серой [4]. Возможность образования других, кроме оксида, сульфида и гидрида, стабильных соединений магния с компонентами чугуна термодинамическими расчетами на сегодняшний день не подтвердились. При десульфурации чугуна магний уменьшает количество кислорода в 3–4 раза, содержание азота снижается в 2–3 раза.

Учитывая остаточное содержание магния в чугуне после ввода проволоки (на уровне 0,02 %), при обработке чугунов с содержанием $[S]_{нач}$ = 0,05...0,08 % до 0,7 кг/т магния может расходоваться, помимо взаимодействия с серой, на реакции деазотации и раскисления. Кроме того, к нестабильным результатам по десульфурации может приводить состояние шлака.

Состояние системы "металл – шлак" в ковше можно охарактеризовать с помощью коэффициента распределения серы между металлом и шлаком [5]:

$$L_S = (S)/[S] = \frac{k_O}{k_S} C_S \frac{f_S}{a_O}, \qquad (1)$$

где (S), [S] – содержание серы соответственно в шлаке и металле, %; k_O и k_S – константы реакций; C_S – сульфидная емкость шлака; f_S – коэффициент активности серы; a_O – активность кислорода, %, который учитывает свойства как металлической, так и шлаковой фаз.

Согласно уравнению (1) основное влияние на коэффициент распределения серы оказывают сульфидная емкость шлака и активность кислорода. Факторами, влияющими на изменение сульфидной емкости, являются изменение основности и температуры (снижение за время обработки).

В пробе, отобранной перед десульфурирующей обработкой, среднее содержание FeO в шлаке составило 7,5 %, MnO – 1,5 % содержание кислорода в чугуне при этом может достигать 0,020...0,025 % (табл. 1).

Данные шлаки (содержание FeO + MnO до 10 %; содержание серы в шлаке составляет 1,3...1,4 %; основность – менее 0,4) характеризуются низкой серопоглотительной способностью ($\lg C_S = -4{,}8293$), коэффициент распределения серы в которых не превышает 20. Данные о состоянии металлического и шлакового расплавов объясняют затруднения в практической реализации десульфурации таких расплавов ПП в 100-тонных ковшах до значений $[S]_{нач}$ = = 0,01...0,012 % с удельным расходом магния 1,3...1,7 кг/т чугуна.

Таким образом, экспериментальная оценка ранее неисследованных мероприятий по подготовке чугуна перед десульфурацией, позволяющих повысить эффективность использования десульфуратора, является актуальной.

Цель исследования – изучение влияния температурно-временного и химического воздействий на показатели эффективности процесса десульфурации расплава ЧДШД порошковой магнийсодержащей проволокой и разработка на основании результатов экспериментов комплексной технологии рафинирования и десульфурации чугуна.

По мнению авторов [6], для повышения эффективности использования магния, увеличения коэффициента использования магния на удаление серы необходимо проводить предварительную обработку чугуна

1. Химический состав ЧДШД в различных состояниях

Состояние ЧДШД	Массовая доля элементов и соединений, % мас.										Состав газовой фазы, %	
	$FeO+Fe_2O_3$	MgO	Al_2O_3	SiO_2	CaO	MnO	(S)	[C]	[Si]	[S]	O_2 (расч.)	N
Твердое состояние	7,34	6,52	6,41	42,59	30,32	0,39	0,963	6,49	0,42	0,334	–	–
Расплав при температуре, °С:												
1300	7,42	6,65	6,09	47,75	20,76	0,98	1,03	4,77	0,46	0,062	–	–
1400	7,38	6,62	4,55	46,68	18,73	1,07	1,19	4,43	0,44	0,067	–	–
1500	7,31	6,74	5,32	47,17	20,22	1,59	1,24	4,04	0,47	0,072	0,02...0,025	0,005
После термовременной обработки (ТВО) (1520 °С, 15 мин)	7,53	6,68	5,23	46,99	19,36	1,54	1,32	3,76	0,44	0,073	–	–
После десульфурации	–	–	–	–	–	–	–	3,61	0,45	0,012	0,005...0,008	0,002

или использовать специальные наполнители проволоки, позволяющие помимо непосредственно десульфурации удалять кислород, азот, а также ускорять всплывание образующихся включений в шлак.

В работе исследовали влияние преддесульфурирующего раскисления расплава ЧДШД, термовременной обработки, а также комплексной подготовки, заключающейся в применении этих видов воздействий на чугун перед десульфурацией, на эффективность внепечной десульфурации чугуна в 100-тонных ковшах.

При измерении температуры металла использовали платино-платинородиевые термопары погружения типа ПТПП-90-900. Подачу проволоки в расплав осуществляли с помощью одноручьевого трайб-аппарата с возможностью регулировки скорости ввода.

Количественную оценку неметаллической фазы проводили при увеличении ×300 на микроскопе "МИМ 8М" по специально отобранным закаленным цилиндрическим пробам (диаметр 50 мм, ширина 10 мм) расплава ЧДШД при температуре 1400 °С, раскисленного в 30-тонном ковше, а также после проведения ТВО по различным режимам. Глубина отбора проб ~0,5 м от уровня зеркала металла. Изготовление шлифов для металлографических исследований по ГОСТ 3443–87. Химический состав металла определяли на спектральном анализаторе "OBLF–ES–750M", состав шлакового расплава – рентгеноспектральным методом.

Из наиболее известных способов раскисления железоуглеродистых расплавов наиболее широко используют введение элементов-раскислителей, среди которых наиболее широко применяемыми на сегодняшний день являются алюминий, ферросилиций, также используют ферромарганец, силикокальций и др. В качестве раскислителя использовали ФС65 (класс крупности 1, 2 по ГОСТ 1415–93).

Критериями оценки эффективности десульфурации служили коэффициент использования магния на удаление серы K_{Mg-S}, а также удельный расход магния в составе ПП на десульфурацию.

Раскислитель вводили на струю металла при сливе чугуна из ИЧТ в 30-тонный ковш, с помощью которого металл переливали в 100-тонный, в количестве 1,6; 2,3; 3,3; 4; 5 и 6,7 кг/т расплава. При этом проводили отбор проб расплава перед сливом из ИЧТ после перелива в 30-тонный ковш, после перелива из 30-тонного в 100-тонный ковш перед десульфурацией и после нее на определение Si, $[S]_{нач}$, а также $[S]_{кон}$ и $Mg_{ост}$ (после проведения десульфурации).

Коэффициент использования магния на удаление серы при обработке данных по десульфурации определяли по следующему выражению:

$$K_{Mg-S} = \frac{0{,}76([S]_{кон} - [S]_{нач})}{q_{Mg}} \cdot 1000, \qquad (2)$$

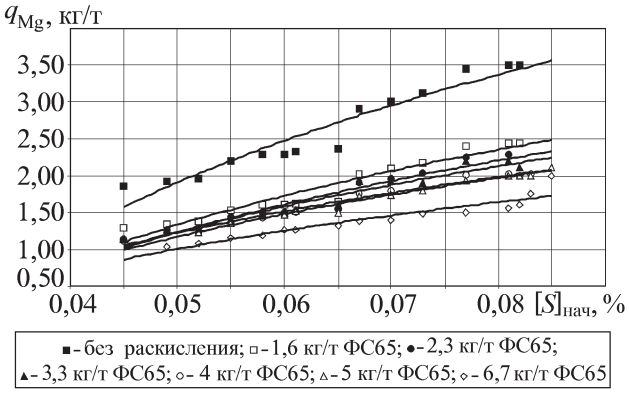


Рис. 1. Зависимость q_{Mg} в составе ПП на десульфурацию расплава ЧДШД до значений $[S]_{кон}$ = 0,01...0,012 % в зависимости от степени раскисления

где 0,76 – стехиометрический коэффициент; q_{Mg} – удельный расход магния в составе ПП, кг/т.

Объем экспериментальных данных по десульфурации расплава ЧДШД с применением ФС65 составил 78 обработок (рис. 1), при этом в 20 % случаев K_{Mg-S} оказался ниже средних значений ($\overline{K}_{Mg-S}$ = 30...35) для каждого количества введенного ФС65.

Анализ результатов экспериментов показал, что в тех случаях, когда при десульфурации расплава ЧДШД, после ввода количества ПП, достаточного (согласно (2)) для достижения $\overline{K}_{Mg-S}$ = 30..35 (т.е. достаточного для получения $[S]_{кон}$ = 0,01...0,012 %), были получены значения $[S]_{кон} \geq 0{,}02$ %, обработки вели без какого-либо отклонения от технологии, т.е. исключили влияние на низкую степень использования магния таких факторов, как температура расплава, наполнение 100-тонного ковша (высоты столба металла) и скорость ввода ПП.

Кривые, приведенные на рис. 1, указывают в целом на положительное влияние внепечного преддесульфурационного раскисления на эффективность десульфурации. Начало взаимодействия ФС65 с металлом в объеме 30-тонного ковша при переливе расплава ЧДШД из ИЧТ приводит к возникновению локальной зоны взаимодействия раскислителя с кислородом и определяется отношением скоростей его нагрева и плавления со скоростью циркуляции ванны.

Наличие в объеме ковша локальной, циркуляционной и окисленной зон тормозит переход всей системы из начального состояния в равновесное, чем лимитирует доставку образовавшихся неметаллических компонентов (включений) на границу раздела "металл – шлак".

Последующая десульфурация металла в этом случае наряду с реакциями дораскисления и деазотации будет протекать параллельно взаимодействию пузырьков пара магния с продуктами раскисления, имеющими наименьшие размеры, хаотично перемещающимися в объеме расплава вследствие активной турбулизации. Наличие таких, не успевших объеди-

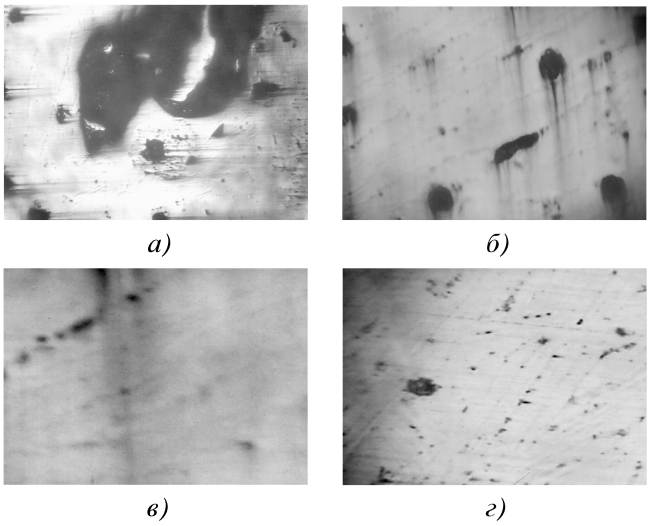


Рис. 2. Неметаллические включения в закаленных образцах расплава ЧДШД:
а – расплав при 1400 °С; *б* – после ТВО: 5 мин при 1480 °С; *в* – после ТВО: 15 мин при 1520 °С; *г* – расплав после раскисления (без проведения ТВО)

ниться и перенестись в шлак, включений, представлены на рис. 2, *г*.

Известно, что содержание газов и неметаллических включений, а также состав шихты и шлаков и т.д. оказывают существенное влияние на наследственность в чугунах. Одним из способов устранения влияния наследственности шихты, в том числе и химической, является термовременная обработка расплава.

Сущность эксперимента заключалась в нагреве и изотермической выдержке чугуна в ИЧТ, при температурах 1480, 1490, 1500, 1510, 1520 и 1530 °С. Выдержку τ расплава проводили в течение 5, 10 и 15 мин при каждой указанной температуре. Далее расплав ЧДШД подвергали десульфурации, при этом обработали 182 чугуновозных ковша.

Основные результаты экспериментов, представленные в табл. 2, свидетельствуют о рафинирующем влиянии изотермической выдержки железоуглеродистого расплава во всем исследованном диапазоне температур и интервалов времени, при этом результаты хорошо согласуются с данными [7, 8].

Наиболее эффективный температурный предел (1520 °С) изотермической выдержки можно объяснить физико-химическими закономерностями воздействия ТВО на химическую наследственность расплава. При меньших значениях расплав недостаточно очищается от неметаллических включений (рис. 2, *б*).

2. Экспериментальные данные по определению влияния ТВО на эффективность десульфурации расплава ЧДШД порошковой проволокой

Режим ТВО		Удельный расход Mg в составе ПП, кг/т, на получение $[S]_{кон}$ = 0,01...0,012 % при $[S]_{нач}$, %													
T, °С	τ, мин	0,045	0,049	0,052	0,055	0,058	0,060	0,061	0,065	0,067	0,07	0,073	0,077	0,081	0,083
1480	5	2,17	2,25	2,30	2,58	2,68	2,69	2,72	2,77	3,40	3,52	–	4,02	4,09	4,11
	10	2,05	–	2,28	–	2,79	–	2,70	2,75	–	3,50	3,51	4,00	4,15	–
	15	1,93	2,01	2,06	2,34	2,44	2,45	–	2,53	–	3,28	–	3,78	3,85	3,87
1490	5	2,19	2,38	2,37	2,41	–	–	–	2,26	2,71	3,52	–	4,02	4,00	4,10
	10	2,17	–	2,35	2,39	2,79	–	–	2,24	–	3,50	–	4,00	4,15	–
	15	1,84	2,04	–	2,06	–	2,13	–	1,91	2,36	3,17	3,27	3,68	–	3,76
1500	5	–	2,18	–	2,20	–	2,46	–	2,05	2,51	3,32	–	3,82	3,80	3,79
	10	1,94	–	2,18	–	2,68	–	2,60	2,65	–	3,40	3,41	–	4,04	–
	15	1,71	1,89	2,01	–	–	1,72	–	1,68	–	1,99	2,37	–	3,01	–
1510	5	1,83	1,91	1,96	2,24	2,34	2,35	2,38	2,43	3,06	3,18	3,31	3,68	3,75	3,77
	10	2,04	–	2,22	2,31	2,66	–	2,19	2,11	–	3,37	–	3,88	4,02	–
	15	–	–	1,70	1,97	2,07	2,08	–	2,17	–	2,91	–	3,42	3,49	–
1520	5	1,41	1,46	1,49	1,67	1,74	1,74	1,76	1,80	2,21	2,28	–	2,42	2,38	–
	10	1,40	1,40	1,44	1,62	1,68	1,69	1,71	1,74	2,15	–	–	2,36	–	2,39
	15	0,99	0,98	1,05	–	–	1,11	1,26	1,25	1,33	1,56	1,60	1,59	1,64	1,71
1530	5	–	1,98	–	2,31	–	2,56	–	2,16	2,61	3,42	–	3,92	3,90	3,89
	10	1,75	–	2,31	2,39	2,75	–	2,27	2,20	–	3,46	–	3,97	4,11	–
	15	1,20	1,19	1,26	–	–	1,32	1,47	1,46	1,54	1,77	1,82	1,80	1,85	1,92

Выдержка при больших значениях ($T \geq 1520$ °С) менее эффективна (о чем можно судить по результатам удельного расхода магния на десульфурацию при $T =$ $= 1530$ °С), при этом экономически нецелесообразна, а также объективно более предопределяет снижение стойкости кислой футеровки ИЧТ.

Для осуществления исследований по комплексному рафинированию расплава ЧДШД проведено 52 эксперимента. Расплав, подвергнутый ТВО в течение 15 мин при 1520 °С, подвергали раскислению, по методике описанной выше, ФС65 в количестве 6,7...7,0 кг/т и далее десульфурации.

Кривые зависимости степени десульфурации η_S, %, определяемой по выражению

$$\eta_S = \frac{[S]_{нач} - [S]_{кон}}{[S]_{нач}} \cdot 100, \qquad (3)$$

от удельного расхода Mg представлены на рис. 3.

Известно [9], что для гомогенного зарождения неметаллической фазы необходимы большие пересыщения исходных компонентов. При раскислении металла такими компонентами являются кислород и раскислитель.

В ситуации с расплавом ЧДШД необходимые для образования неметаллических включений пересыщения исходных компонентов достигаются в момент расплавления твердой шихты, а также активизации процессов массообмена на межфазных границах "металл – твердая шихта", "металл – шлак".

Повышенное спелеобразование, объясняемое наследственностью металла, предопределяет выделение графита из расплава при снижении концентрации углерода (см. табл. 1) в результате стремления системы "металл – шлак" к динамическому равновесию.

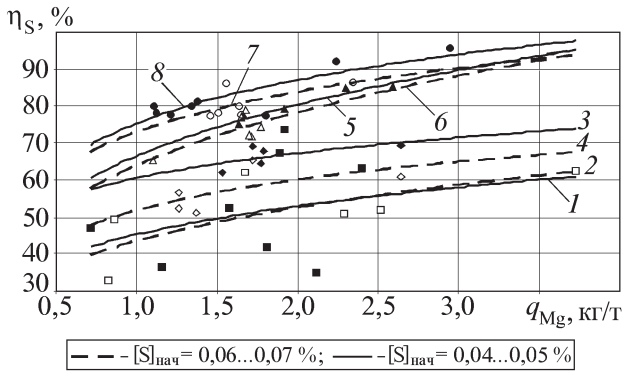


Рис. 3. Зависимость степени десульфурации расплава ЧДШД от удельного расхода магния в составе ПП:
1, *2* – без воздействия на расплав; *3*, *4* – после раскисления расплава ФС65 в количестве 6,7...7 кг/т; *5*, *6* – после ТВО расплава; *7*, *8* – после раскисления + ТВО

С другой стороны, количество неметаллических включений в металле увеличивается также за счет вовлечения неметаллических образований, в том числе спели, с поверхности металла в глубь ванны. Последнее объясняет появление шлаковой фазы в плоскости шлифа (см. рис. 2, *а*).

В начале десульфурирующей обработки "неподготовленного" чугуна порошковой проволокой в 100-тонном ковше магний расходуется на связывание кислорода (при содержании кислорода в расплаве перед десульфурацией до 0,01 %) в количестве 0,15...0,20 кг/т, т.е. при содержании последнего до 0,03 % расход магния увеличится втрое [10]. Далее происходят параллельные процессы дораскисления расплава, взаимодействия с серой, азотом, угар.

Природа угара в данном случае в дополнение к общепринятой (уменьшение объема пузырька пара магния в результате взаимодействия с элементами чугуна) представляется как результат вовлечения (захвата) неметаллических включений, хаотично блуждающих в объеме расплава, пузырьком пара магния, с увеличением скорости движения, вынос в шлак. Внутрипечное изменение физического состояния расплава ЧДШД позволяет заметно сократить цепочку реакций взаимодействия магния с компонентами расплава.

Наиболее сильным эффектом перегрева чугуна является переход расплава из коллоидно-суспензионного состояния в состояние истинного раствора (см. рис. 2, *в*). Температурный предел этого перехода зависит от химического состава чугуна, степени его чистоты по неметаллическим включениям [7].

Активация посредством ТВО процессов, протекающих в системе, обуславливает увеличение скорости движения неметаллических включений к границе фаз "металл – шлак". Помимо этого, повышение скорости дорастворения графита сказывается на дезактивации спелеобразования.

Исследования показали, что использование ввода раскислителя ФС65 на струю металла, подвергнутого изотермической выдержке, при его переливе из ИЧТ в 30-тонный ковш позволяет снизить расход магния на удаление 0,01 % S во время десульфурации при ее начальном содержании 0,04...0,05 % для чугуна с переплава ЧДШД в 3–3,5 раза.

Графический анализ экспериментальных данных позволил определить уравнения, наиболее приближенно описывающие характер зависимости степени десульфурации чугуна, прошедшего предварительную комплексную обработку, до значений $[S]_{кон} =$ $= 0,01...0,012$ % от удельного расхода магния:

при $[S]_{нач}$ = 0,05...0,06 %

$$\eta_S = 16{,}994\ln(q_{Mg}) + 75{,}372, \quad R^2 = 0{,}7429; \qquad (4)$$

при $[S]_{нач}$ = 0,06...0,07 %

$$\eta_S = 15{,}792\ln(q_{Mg}) + 73{,}009, \quad R^2 = 0{,}7356, \qquad (5)$$

где R^2 – коэффициент корреляции.

Таким образом, исходя из результатов экспериментов по определению характера влияния ТВО и раскисления расплава чугуна на эффективность внепечной десульфурации, можно сделать вывод, что для обеспечения наилучшей эффективности удаления серы из электропечного расплава, в том числе выплавленного на низкосортной шихте, необходима его гомогенизационная обработка, а также преддесульфурационное удаление элементов, имеющих химическое сродство к магнию (O, N).

Оптимальная технология комплексной обработки расплава ЧДШД перед десульфурацией, основанная на результатах проведенных экспериментов, состоит из двух этапов.

Первый этап заключается в проведении ТВО расплава по режиму – перегрев до T = 1520 °С, изотермическая выдержка при этой температуре, достигаемая переводом работы индукционной печи на одну из низших ступеней, в течение 15 мин.

Второй этап предполагает ввод элемента-раскислителя ФС65 на струю металла при сливе последнего из ИЧТ в 30-тонный ковш для последующего перелива чугуна в 100-тонный ковш в количестве 6...7 кг/т.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Дюдкин Д.А., Бать С.Ю., Гринберг С.Е. и др.** Внепечная обработка расплава порошковыми проволоками // Донецк: Юго-восток, 2002. С. 296.

2. **Носоченко О.В., Зотов А.В., Галлиев Е.Е.** Десульфурация передельного чугуна магнием по принципу моноинжекции через специальные фурмы // Сталь. 1999. № 12. С. 19–21.

3. **Дюдкин Д.А., Киселенко В.В., Онищук В.П. и др.** Особенности внепечной десульфурации чугуна порошковыми проволоками // Металлург. 2000. № 11. С. 40–42.

4. **Головацкий А.Б., Круглов И.А., Карножицкий В.А.** Теоретические основы десульфурации чугуна магнием // Изв. вузов. ЧМ. 1982. № 10. С. 17–20.

5. **Куклев А.С.** Определение сульфидной емкости многокомпонентных шлаков на основе CaO – Al_2O_3 и совершенствование технологии внепечной десульфурации стали: автореф. дис...канд. техн. наук: 05.16.02 / Куклев Александр Владимирович; Московский институт стали и сплавов. Москва, 1987. 23 с.

6. **Дюдкин Д.А., Киселенко В.В., Онищук В.П. и др.** Десульфурация чугуна магнийсодержащей проволокой на Липецком металлургическом заводе "Свободный сокол" // Бюллетень "Черная металлургия". 2002. № 11. С. 26–29.

7. **Савина Л.Г.** Влияние высокотемпературной обработки расплава на структуру и свойства высокоуглеродистых сплавов железа: дис.... канд. техн. наук: 05.16.01 / Савина Лидия Геннадьевна; Уральский гос. техн. ун-т. Екатеринбург, 2003. 128 с.

8. **Давыдов С.В.** Влияние термокинетических факторов на структурообразование в графитизированных чугунах: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.02, 05.02.01 / Давыдов Сергей Васильевич; Брянский гос. техн. ун-т. Брянск, 2002. 392 с.

9. **Онищук С.В., Храпко С.А.** Моделирование образования и удаления неметаллических включений при внепечной обработке металла // "Современные проблемы теории и практики производства качественной стали": мат. междунар. науч. техн. конф. 8–10 сентября 2004 г., ПГТУ. Мариуполь.

10. **Кисиленко В.В., Дюдкин Д.А., Злепко Е.В. и др.** Технология рафинирования и модифицирования железоуглеродистых расплавов порошковой магнийсодержащей проволокой // "Прогрессивные технологии в металлургии стали: XXI век": мат. междунар. науч. техн. конф. Донецк: ООО "Норд Компьютер". 2006. С. 178–182.

Евгений Вячеславович Злепко, инженер;
Евгений Григорьевич Чернышевич, д-р техн. наук;
Владимир Васильевич Кисиленко, канд. техн. наук

Н.С. Большаков *(Сибирский государственный индустриальный университет),*
С.В. Сметанин *(ОАО "Новокузнецкий металлургический комбинат")*

Исследование технологического процесса ломки прутков на заготовки

Рассмотрена технология ломки заготовки на мерные длины квадратного сечения в холодном состоянии. Приведены расчетные формулы для определения геометрических характеристик надреза и силы ломки. Показан разработанный авторами штамп, адаптированный под квадратную заготовку 120×120 мм, с определенным способом нанесения концентратора.

The breaking technology of blank on the measuring lengths of square section in the cold condition is considered. The design formulas for definition of geometrical characteristics of incision and breaking force are given. The stamp adapted for square blank of 120×120 mm with certain method of concentrator application is shown.

Процесс ломки представляет собой деление на гидравлическом или механическом прессе катаной заготовки в холодном состоянии на мерные длины. Ломке подвергают углеродистые и легированные стали. Прокат размечают на заготовки (обычно вручную) и по разметке надрезают газовым резаком. При ломке силу прилагают к заготовке со стороны, противоположной надрезу, опирая заготовку на призмы.

В настоящей статье рассмотрены технология и штамп для ломки квадратной заготовки в условиях цеха сортового проката ОАО "Новокузнецкий металлургический комбинат".

Схема ломки показана на рис. 1. Сила P действует на нож, расположенный внизу.

Такая ломка безопасна, так как отделяемая заготовка отламывается вниз. Может быть и обратная схема с надрезом внизу и ножом вверху.

Определим геометрические характеристики надреза и силу ломки.

Глубину надреза h рассчитывают по эмпирической формуле

$$h = k'\sqrt[3]{a},$$

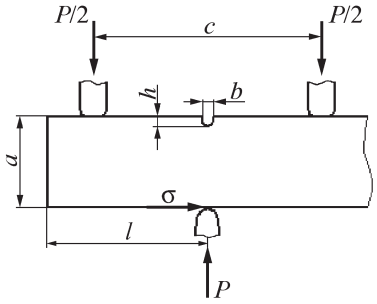


Рис. 1. Схема ломки

где $k' = 1...2$ – коэффициент, зависящий от хрупкости стали (для более хрупких k' ближе к 1); a – сторона квадрата или диаметр круга, мм.

Ширина b надреза, получаемого пилой или ножовкой, определяется размером режущего инструмента. Надрез газовым резаком обычно имеет ширину $b = 5...8$ мм. Силу ломки P можно вычислить по следующим формулам:

– для круглого сечения

$$P_O = K\frac{0{,}4d^3\sigma_в}{c};$$

– для квадратного сечения при ломке по диагонали

$$P_N = K\frac{0{,}5a^3\sigma_в}{c};$$

– для квадратного сечения при ломке в направлении стороны

$$P_П = K\frac{0{,}7a^3\sigma_в}{c},$$

где $K = 0{,}7...1{,}1$ – коэффициент, учитывающий характер приложения разрушающих сил (приложение их не в точках, а на контактных площадках), форму сечения проката и другие факторы; d и a – соответственно диаметр круга и стороны квадрата, мм; c – расстояние между опорами (см. рис. 1); $\sigma_в$ – временное сопротивление, МПа.

Процесс холодной ломки не только обеспечивает получение заготовок крупных сечений, но и позволяет по излому контролировать качество металла.

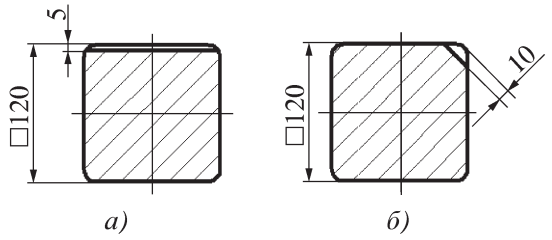


Рис. 2. Способы нанесения концентраторов:
а – по углу газовым резаком; *б* – по стороне квадрата газовым резаком

Следует отметить требование Госгортехнадзора России в отношении разработки приспособлений для ломки заготовок, а именно необходимость оснащения оборудования прижимом или упором для удержания заготовки во время ломки.

Рассмотрим технологический процесс и устройство прижима для ломки заготовки квадратного сечения 100×100 мм, 120×120 мм и 140×140 мм из углеродистой стали. В качестве пресса, под который устанавливают штамп для ломки, использован кривошипный пресс силой 8000 кН фирмы "ПЕЛЬС".

Определим глубину надреза:

$$h = k'\sqrt[3]{a} = 1{,}5\sqrt[3]{120} = 4{,}96 \approx 5 \text{ мм}.$$

Рассчитаем силу ломки:

$$P_{\text{П}} = K\frac{0{,}7a^3\sigma_{\text{в}}}{c} = 0{,}9\frac{0{,}7\cdot 120^3\cdot 420}{990} = 460 \text{ кН},$$

где $\sigma_{\text{в}}$ = 420 МПа (для Ст3).

Для выполнения опытной ломки отбирали квадратные заготовки (120×120 мм) из следующих марок стали: Ст3, Ст5, Ш2, Л53. Нанесение концентраторов осуществляли следующими способами:

– по углу абразивным кругом;
– по углу диском трения;
– по углу газовым резаком (рис. 2, *а*);
– по стороне квадрата газовым резаком (рис. 2, *б*).

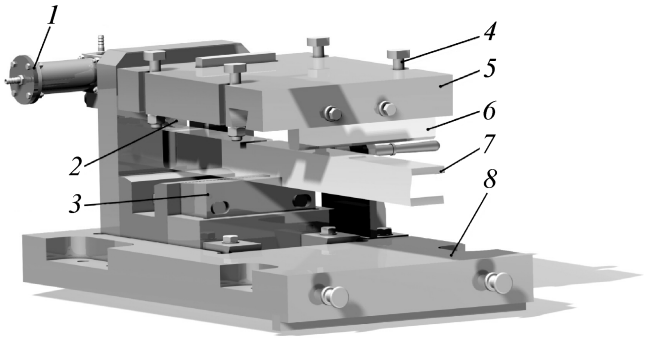


Рис. 3. Штамп для ломки заготовки с квадратным сечением:
1 – пневмоцилиндр; 2 – прижим; *3* – нож нижний; *4* – крепеж к прессу; *5* – плита верхняя; *6* – боек; *7* – заготовка; *8* – плита нижняя

Опытная партия заготовок насчитывала 40 шт, по 10 шт для каждой марки стали.

В разработанном штампе для ломки заготовки (рис. 3) использован активный прижим зажимного конца заготовки с приводом от пневмоцилиндра. Для каждого размера профиля предусмотрена сменная деталь в соответствии с типоразмером.

Штамп состоит из нижней и верхней плиты, бойка, нижнего ножа, клиньев, стяжки для крепления плиты прижима к нижней плите, пневмоцилиндра. Подачу заготовки в штамп осуществляют через окно в плите прижима. После выравнивания сечений концентратора в заготовке и нижнего ножа, посредством пневмоцилиндра эксцентриковый диск прижимает заготовку к плоскости ножа.

Верхняя плита закреплена на подвижной траверсе пресса (рабочий ход – 160 мм), в свою очередь боек закреплен через "ласточкин хвост" в плите.

Опытная работа штампа показала высокое качество ломки у образцов с концентратором напряжения, выполненным по стороне квадрата газовым резаком с горизонтальной ориентацией реза.

Никита Сергеевич Большаков, канд. техн. наук;
Сергей Васильевич Сметанин, инженер-конструктор

А.И. Волохин *(Российская Ассоциация "Станкоинструмент", Москва)*

Доклад "О состоянии и перспективах развития кузнечно-прессового машиностроения в России"*

Произошедшие за последние годы изменения в России повлияли на состояние кузнечно-штамповочных производств. Под влиянием изменения спроса в машиностроительном комплексе страны сокращались и ликвидировались участки и цеха заготовительных производств, произошло резкое регрессивное изменение структуры выпуска оборудования. Сократилась в общем выпуске доля высокопроизводительного, наукоемкого, точного автоматизированного кузнечно-прессового оборудования.

На сегодняшний день наметилась тенденция к незначительному росту производства кузнечно-прессовых машин (КПМ). В 2005–2006 гг. выпуск КПМ составил, соответственно, 1503 шт и 1996 шт. В 2007 г. в России выпущено 2592 шт кузнечно-прессовых машин (129,8 % к уровню 2006 г.), что соответствует 10 % выпуска кузнечно-прессового оборудования в 1990 г.

Ниже приведена таблица с данными по выпуску КПО в 2007 г. по основным предприятиям – членам Ассоциации "Станкоинструмент".

В 2006 г. экспорт КПМ из России составил 982 шт на сумму 54,4 млн дол. США или 73,8 % по количеству и 125,9 % по стоимости к 2005 г. Наибольшее количество поставлено гибочных (485 шт) и гидравлических (129 шт) машин. Средняя стоимость единицы экспортной КПМ составила 14,8 тыс. дол.

Импорт составил 7185 шт КПМ на сумму 233,4 млн дол. (рост к уровню 2005 г. по количеству составил 139,7 %, по стоимости – 103,5 %). Основной объем импорта составили ковочные машины (512 шт), гибочные машины (2299 шт), пресс-ножницы (1163 шт), различные пробивные машины по листу (357 шт). Гидравлических прессов было ввезено 1489 шт. Средняя стоимость закупленных КПМ – 32,5 тыс. дол.

Основными причинами недостаточно высоких темпов увеличения производства КПМ являются продолжающиеся кризисные явления в машиностроительном комплексе страны и, как следствие, незначительный спрос на металлообрабатывающее оборудование, а также увеличивающийся импорт в страну ста-

Данные по выпуску кузнечно-прессового оборудования

Название предприятия	Численность на 1.01.08 г., чел.	Темп роста к соответствующему периоду 2006 г., %	Выпуск КПМ в 2007/2006 гг., шт
ЗАО "Завод по выпуску КПО", г. Азов Ростовской области	460	95,5	37/64
ОАО "Астраханский завод КПО "АКМА"	104	110,3	32/36
ОАО "Алтай Пресс", г. Барнаул	655	163,8	44/45
ОАО "Долина", г. Кувандык Оренбургской области	622	134,0	564/526
ОАО "Тяжмехпресс", г. Воронеж	1360	89,0	16/20
ЗАО "Нелидовский завод ГП", г. Нелидово Тверской области	340	170,1	112/86
ОАО "Тяжпрессмаш", г. Рязань	3930	127,0	4/4
ОАО "Сальский завод КПО", Ростовская область	170	219,2	109/53

* Материалы пленарного заседания конгресса "Кузнец – 2008", г. Рязань.

ночного и кузнечно-прессового оборудования западными фирмами, которые довольно успешно конкурируют с отечественными производителями станкоинструментальной продукции.

Как известно, наша подотрасль кузнечно-прессового машиностроения является неотъемлемой составной частью всей станкоинструментальной отрасли. В 2006 г. руководству Ассоциации "Станкоинструмент" удалось добиться согласия на рассмотрение проблем станкоинструментальной промышленности в Администрации Президента и Правительстве РФ. Ассоциацией "Станкоинструмент" были подготовлены обширные предложения по развитию отрасли.

В течение 2007 г. проблемы развития отрасли трижды рассматривала Правительственная комиссия по вопросам развития промышленности, технологий и транспорта под руководством Первого заместителя Председателя Правительства РФ С.Б. Иванова. В настоящее время Министерством промышленности и энергетики РФ по поручению Правительственной комиссии утвержден "План первоочередных мероприятий по развитию станкоинструментальной промышленности на период до 2011 г.".

Ассоциация "Станкоинструмент" надеется, что с принятием этого документа заработает механизм формирования, а затем и реализации федеральных целевых программ по развитию отрасли, и будет оказываться реальная поддержка государства станкоинструментальным предприятиям. Намечаются крупные ассигнования на развитие инновационного, высокого технического уровня и конкурентоспособного станкостроения. Осуществляются и некоторые организационные меры. Принято, в частности, решение о создании в отрасли государственного научного центра, он будет называться Государственный инжиниринговый центр (ГИЦ), в него войдут, в основном, оставшиеся в отрасли некоторые научно-исследовательские институты, а также МГТУ "Станкин".

Необходимо отметить имеющийся потенциал отечественного кузнечно-прессового машиностроения, наши возможности. Новое рыночное время выживания для большинства коллективов не прошло бесследно. Руководители и коллективы получили опыт работы в новых условиях. Предприятия начинают выпускать наукоемкую продукцию, которая имеет спрос на рынке, осуществляя таким образом диверсификацию своего производства.

Крупные международные выставки "Машиностроение", "Технофорум" и "Металлообработка", которые Ассоциация ежегодно организует в Москве, показывают, что российские заводы способны производить и выпускать кузнечно-прессовые машины высокого технического уровня, во многих случаях не уступающие зарубежным, в рамках цен и качества вполне конкурентоспособные.

Объединяющим и координирующим центром подотрасли кузнечно-прессового машиностроения является Ассоциация производителей станкоинструментальной продукции "Станкоинструмент" (Президент Г.В. Самодуров, Председатель Совета директоров Н.А. Паничев). Большую организаторскую работу проводит также Совет директоров предприятий кузнечно-прессового машиностроения, председателем которого вот уже много лет является А.М. Володин, генеральный директор ОАО "Тяжпрессмаш", г. Рязань.

Какие конкретно задачи поставлены сегодня Ассоциацией "Станкоинструмент" и Советом директоров перед заводами кузнечно-прессового машиностроения? И как они выполняются?

В настоящее время наблюдается некоторое оживление в машиностроительных отраслях. Кузнечно-прессовое оборудование высокого технического уровня становится все более востребованным. Об этом свидетельствует то обстоятельство, что по импорту в страну завозится в 3 раза больше кузнечно-прессового оборудования, чем производится нашими заводами.

1. Перед генеральными директорами предприятий кузнечно-прессового машиностроения поставлена задача в приоритетном порядке обеспечить в 2008 г. и последующих годах рост объемов производства, выпуска КПМ, эффективности производства, используя по примеру ОАО "Тяжпрессмаш", ОАО "Алтай Пресс" такие инструменты хозяйствования, как диверсификация производства, постановка на производство новой наукоемкой, пользующейся спросом продукции.

Необходимо использовать в первую очередь опыт ОАО "Тяжпрессмаш" по работе в условиях рынка: по увеличению объемов производства на базе выпуска пользующейся спросом наукоемкой продукции, комплексной поставке тяжелого КПО (с разработанной технологией и штамповой оснасткой для изготовления заготовок заказчика), резкому повышению эффективности производства на основе использования прогрессивных нововведений и повышению на этой основе благосостояния трудового коллектива.

Решением Совета директоров Ассоциации "Станкоинструмент" от 14 февраля 2008 г. в целях безусловного выполнения "Плана первоочередных мероприятий по развитию станкоинструментальной промышленности" на период до 2011 г.", поставлена задача наращивать объемы производства кузнечно-прессового оборудования, с тем чтобы к 2012 г. обеспечить по подотрасли 4-кратный рост объемов производства, увеличить рост выпуска КПМ от 2592 шт в 2008 г. до 10 000 шт в 2012 г., в том числе до 50 % оборудования выпускать с программным управлением. На каждом предприятии с учетом спроса и развития рынков уточнить планы развития и увеличения выпуска продукции на период до 2012 г.

2. В целях повышения конкурентоспособности, потребительских свойств и качества отечественного кузнечно-прессового оборудования считать первоочередной и приоритетной задачей каждого руководителя предприятия обеспечение на основе достижений науки и техники высокого технического уровня выпускаемой продукции.

Считать необходимым в этих целях проведение на предприятиях планомерной модернизации и обновления выпускаемого кузнечно-прессового оборудования. Использовать при этом утвержденные 28 июня 2006 г. Советом директоров Ассоциации "Станкоинструмент" "Рекомендации по освоению новых перспективных технологических процессов в области обработки металлов давлением (ОМД) и созданию и производству по ним новых видов кузнечно-прессового оборудования на период 2006–2015 гг."*

Рекомендовать генеральным директорам пересмотреть в сторону увеличения и улучшения в качественном отношении имеющиеся 3-летние (на 2006–2008 гг.) планы создания новой техники и разработать планы создания новых видов оборудования на период 2008–2012 гг., в том числе для машиностроения. Полнее использовать возможности Ассоциации "Станкоинструмент" по включению планов НИОКР предприятий в различные государственные программы финансирования.

Опыт последних двух лет свидетельствует, что на восьми предприятиях кузнечно-прессового машиностроения – членах Ассоциации "Станкоинструмент" за 2006–2007 гг. реализованы 52 инновационных проекта, создано 30 и подвергнуты глубокой модернизации 22 модели кузнечно-прессового оборудования.

Рязанским заводом тяжелого кузнечно-прессового оборудования "Тяжпрессмаш" в 2005–2007 гг. поставлены две автоматических штамповочных линии для производства заготовок колец подшипников Харьковскому подшипниковому заводу, автоматическая штамповочная линия для выпуска заготовок специальных изделий во Вьетнам.

На 2008 г. заключены два контракта (готовятся к подписанию еще два контракта) на поставку такого оборудования в КНР. Тяжелое оборудование поставляется также в Казахстан. "Тяжпрессмаш" в течение 10 лет поставляет более 200 наименований наукоемкого скважинного оборудования (пакеры, фильтры и др.) для нефтяной и газовой промышленности России.

Воронежский завод тяжелых механических прессов "Тяжмехпресс" прочно удерживает на мировых рынках (Европы, Америки и Азии) позиции основного производителя и поставщика тяжелых механических прессов для горячей штамповки.

В 2006–2007 гг. на заводе созданы и подверглись глубокой модернизации 19 крупных кузнечно-прессовых машины (КПМ) и автоматизированных линий на их базе, в том числе кривошипный горячештамповочный пресс (КГШП) силой 80 МН. Новый пресс построен по результатам исследовательской работы группы ученых и заводских конструкторов. Пресс получил оценку как машины мирового технического уровня, имеет высокие эксплуатационные характеристики. В апреле 2007 г. поставлен заказчику во Францию.

На Саратовский подшипниковый завод поставлена автоматическая линия на базе КГШП для производства заготовок колец подшипников. На ОАО "Алтай Пресс" с 2006 г. работает Сибирский центр листообработки на основе закупленного оборудования немецкой фирмы "Трумпф" (в составе автоматизированных штамполазерных комплексов "Пресс-Лазер" с ЧПУ и другого).

3. Поставлена задача руководителям предприятий использовать возможности кафедр российских технических вузов, в первую очередь МГТУ имени Н.Э. Баумана, МГТУ "Станкин", МГВМИ и других ведущих вузов, обращаться к руководителям вузов и кафедр при модернизации и создании новых видов оборудования, организовывать взаимодействие собственных конструкторских служб и научных работников вузов. Привлечь научных работников вузов к разработке и пересмотру в сторону улучшения планов создания новых видов оборудования.

4. Немаловажной причиной непопулярности отечественного кузнечно-прессового оборудования у наших машиностроительных предприятий, особенно крупных с финансовыми ресурсами, является также отсутствие у предприятий-изготовителей КПО конкретных технологий и возможностей обеспечения своего оборудования штамповой оснасткой для изготовления конкретных заготовок или деталей заказчика.

Пока только одно предприятие, ОАО "Тяжпрессмаш", решило задачу комплексной поставки оборудования. Все выпускаемое этим заводом тяжелое кузнечно-прессовое оборудование продается с разработанной технологией и оснащается штамповой оснасткой, спроектированной и изготовленной также на заводе. Передача оборудования покупателю происходит, как правило, после выпуска (штамповки) партий заготовок заказчика непосредственно в сборочном цехе завода "Тяжпрессмаш".

Исходя из сложившегося положения в этой области деятельности, перед директорским корпусом нашей подотрасли была поставлена следующая важная задача.

Считать одной из приоритетных целей предстоящего периода 2008–2010 гг. задачу организации на каждом предприятии кузнечно-прессового машино-

* См. № 10, 2006 г.

строения комплексной поставки оборудования. В этих целях разработать и реализовать мероприятия с тем, чтобы уже в 2008 г. приступить к созданию технологических, конструкторских подразделений и производственных участков для обеспечения по заказам покупателей выпускаемого КПО технологией и штамповой оснасткой.

Следует освоить выпуск винтовых прессов с электрическим муфтовым приводом и гидравлических винтовых пресс-молотов. По оценкам специалистов, такие прессы вполне могут прийти на смену паровоздушным штамповочным молотам в наших тяжелых кузницах.

Известно, например, что при горячей объемной штамповке 3-тонный паровоздушный штамповочный молот не всегда может заменить КГШП силой 40 МН, а винтовые прессы силой 10 МН вполне могут заменить 3-тонный штамповочный молот. Причем по массе, а также примерно и по стоимости, выигрыш по сравнению с использованием КГШП примерно в 3 раза будет в пользу винтовых прессов. Об этом свидетельствует опыт ОАО "МПО им. И. Румянцева" где винтовой пресс силой 6,3 МН с муфтовым приводом успешно эксплуатируется в течение 8 лет.

Легкие паровоздушные штамповочные молоты с массой падающих частей (МПЧ) 1...2 т следует переводить на электрогидравлический привод. Это принятое всеми решение, подсказанное практикой. Наши заводы готовы решать эту проблему. Есть технические проекты. Но некоторые руководители предприятий (например, инструментальной промышленности) предпочитают обращаться к различным фирмам, не всегда компетентным, и не принимают предложения наших предприятий.

Далее предстоит освоить технологии и оборудование по горячей объемной штамповке с обкатыванием осесимметричных деталей. Речь идет прежде всего о гидравлических прессах. Как и в первом случае, такое оборудование в России уже есть, правда малой мощности, и оно успешно эксплуатируется.

От имени Ассоциации "Станкоинструмент" выражаю уверенность, что обсуждение на нашем форуме назревших вопросов развития кузнечно-штамповочных производств машиностроительного комплекса страны, предложения, рекомендации и другие документы конгресса с большой заинтересованностью будут восприняты в коллективах подотрасли кузнечно-прессового машиностроения и будут использоваться в практической работе.

Александр Иванович Волохин,
директор по связям с предприятиями
кузнечно-прессового и литейного машиностроения
Ассоциации "Станкоинструмент"

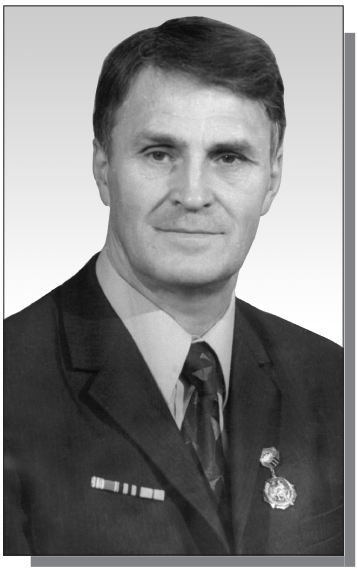
25–26 сентября в г. Брянске
состоится
Съезд технологов-машиностроителей России

Программа Съезда:

1. Состояние и направления развития заготовительного производства в машиностроении.
2. Состояние и направления развития станкоинструментальной промышленности.
3. Состояние и направления развития технологии изготовления деталей машин.
4. Состояние и направления развития сварочного производства.
5. Состояние и направления развития сборочного производства.
6. Состояние и направления развития технологии авиакосмической техники.;
7. Состояние и направления развития нанотехнологии в машиностроении и авиастроении.

Съезд проводится по решению трех Международных научно-технических конференций, состоявшихся в Орле, Рыбинске, Брянске.

Памяти Николая Семёновича Добринского
(27.01.1917–11.06.2008 гг.)



Николай Семёнович Добринский родился в Москве 27 января 1917 г. После окончания семилетней школы в 1931 г. поступил в ФЗУ "Оргметалла", окончив его в 1933 г., был направлен работать конструктором в отдел горячей обработки.

В 1936 г. Николай Семёнович поступил в Станкоинструментальный институт, который успешно закончил в 1941 г. по специальности "Инженер-механик по инструментальному производству", защитив дипломный проект по холодной штамповке.

С июля 1941 г. по май 1946 г. в звании техника-лейтенанта служил в Советской армии, участвовал в боях под Ленинградом. Награжден орденом Красной Звезды и медалями "За оборону Ленинграда" и "За победу над Германией в Великой Отечественной войне 1941–1945 гг.".

В 1946 г., после демобилизации и до поступления в аспирантуру в ЦНИИТМАШ (1956 г.), работал инженером-конструктором на оборонных предприятиях. В мае 1956 г. защитил кандидатскую диссертацию и с августа этого года стал работать в должности старшего научного сотрудника в ЦНИИТМАШ. За время работы в ЦНИИТМАШе Николай Семёнович опубликовал в печати ряд научных статей и внес существенный вклад в создание новых специализированных прессов.

В 1960 г. перешел работать в Станкоинструментальный институт на должность доцента. В 1962–1964 гг. был деканом факультета "Автоматизация штамповочного производства". С 1972 г. работал доцентом на кафедре "Теоретическая механика и гидравлика".

В 1983 г. ему была присуждена ученая степень доктора технических наук. С 1984 по 1998 г. работал в должности профессора кафедры "Гидропневмоавтоматика и гидропривод".

За время работы в "Станкине" профессор Н.С. Добринский подготовил и воспитал большое количество квалифицированных специалистов для отечественной промышленности. Им написаны учебник по приводам гидравлических прессов и учебник в группе соавторов "Кузнечно-штамповочное оборудование", изданный в издательстве "Машиностроение" (Москва, 1982 г.).

Он – автор более 40 научно-методических работ и изобретений. Будучи членом нескольких специализированных советов по присуждению ученых степеней, профессор Н.С. Добринский активно участвовал в аттестации и подготовке высококвалифицированных научных кадров. Под его руководством успешно выполнили и защитили кандидатские диссертации его ученики.

Замечательный человек, добрый и отзывчивый товарищ, он пользовался уважением коллег по кафедре и институту.

От имени коллектива МГТУ "Станкин"
и редакции нашего журнала
выражаем искренние соболезнования родным
и близким Николая Семёновича Добринского.

ООО "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 27.05.08 г. Подписано в печать 14.07.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,17. Заказ 842. 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.