ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 11 ноябрь 2009

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.
СЕРИКОВА Е.А.

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 В.И.
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.

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.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Исмаилов Н.Ш. Некоторые особенности технологии получения машиностроительных отливок в формах из песков и глин Азербайджана 3
Матвеенко И.В., Сокорев А.А. Применение алюмохромового триоксида техногенного происхождения как основного компонента для огнеупорного покрытия и кладочного раствора футеровки ковшей 7
Овчинников В.В., Магнитов В.С., Иода Е.Н., Растопчин Р.Н., Гуреева М.А. Особенности электронно-лучевой сварки прессованных полос высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Cu 9

Кузнечно-штамповочное производство

Яковлев С.С., Яковлев С.П. 70 лет кафедре "Механика пластического формоизменения" Тульского государственного университета 14
Поликарпов Е.Ю. Штамповка полусферических тонкостенных днищ 15
Яковлев С.П., Чудин В.Н., Черняев А.В., Брагин С.А. Поперечное горячее выдавливание 19
Черняев А.В. Обжим и раздача тонкостенных цилиндрических оболочек из анизотропного материала в режиме ползучести 23
Евдокимов А.К. Штампы для холодного выдавливания длинноосных стаканов . . . 29

Прокатно-волочильное производство

Логинов Ю.Н., Еремеева К.В. Прокатка заготовки с одиночно расположенной в объеме порой 33

Материаловедение и новые материалы

Серебряков С.П., Матвеев А.С., Изотов В.А., Яковлев Б.Ю. Рафинирование алюминиевых сплавов воздухом 38
Муратов В.С., Юдаев Д.П. Влияние дополнительного старения при технологических нагревах на механические свойства и микроструктуру листовых полуфабрикатов из сплава 1151 41
Жуков А.А., Новикова О.В. Влияние циклических температурно-силовых воздействий на структуру и жаропрочность сплава ЖС6У-ВИ 43

Информация

Арсентьева Н.С., Железняк Л.М., Мокеев В.Е., Кузьмина Н.В., Голикова И.Ю., Зайцева А.В. Совершенствование технологии и оборудования в производстве полуфабрикатов для электромашиностроения в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" 50

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", 2009

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 11 November 2009

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

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

Editorial Assistants:
KLEYZER P.E.
SERIKOVA E.A.

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 V.I.
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.

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.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Ismailov N.Sh. Some features of technology for production of engineering castings in moulds made of sands and clays of Azerbaijan . . . 3
Matveenko I.V., Sokorev A.A. The use of chromia-alumina trioxide of anthropogenic origin as basic component for refractory coat and masonry mortar of ladles lining . . 7
Ovchinnikov V.V., Magnitov V.S., Ioda E.N., Rastopchin R.N., Gureeva M.A. Special features of the electron-beam welding of the pressed strips of the high-strength aluminum alloy of system Al–Zn–Mg–Cu . . . 9

Forging and Stamping Productions

Yakovlev S.S., Yakovlev S.P. 70 years to faculty "Mechanics of plastic forming" of Tula State University . . . 14
Polikarpov E.Yu. The stamping of the hemispherical thinwalled bottoms . . . 15
Yakovlev S.P., Chudin V.N., Chernyaev A.V., Bragin S.A. The orthogonal hot extrusion . . . 19
Chernyaev A.V. The squeezing and flaring of thinwalled piped detail from anisotropic material in the mode of creeping conditions . . . 23
Evdokimov A.E. Stamps for cold squeezing of long-length barrels . . . 29

Rolling and Drawing Productions

Loginov Yu.N., Eremeeva K.V. Evolution a single pore located in the article volume during rolling . . . 33

Physical Metallurgy and New Materials

Serebryakov S.P., Matveev A.S., Izotov V.A., Yakovlev B.Yu. Refinement of aluminium alloys by air . . . 38
Muratov V.S., Yudaev D.P. Influence of additional age-hardening at process heating on mechanical properties and a microscopic structure of sheet semimanufactured materials from an alloy 1151 . . . 41
Zhukov A.A., Novikova O.V. Investigation of cyclic temperature force impacts on structure and resistance of ZhS6U-VI . . . 43

Information

Arsenteva N.S., Zheleznyak L.M., Mokeev V.E., Kuzmina N.V., Golikova I.Yu., Zaytseva A.V. Development of technology and equipment upgrading for semi-finished products used in electric machine industry at JSC "Kamensk-Uralsky Non-Ferrous Metal Working Plant" . . . 50

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", 2009

УДК 621.742

Н.Ш. Исмаилов *(Азербайджанский технический университет, г. Баку)*

Некоторые особенности технологии получения машиностроительных отливок в формах из песков и глин Азербайджана

Рассмотрены результаты промышленных испытаний по применению кварцевых песков и бентонитовых глин Азербайджана в литейном производстве. Установлено, что местные формовочные материалы при определенных условиях могут быть применены в составе формовочных смесей. Приведены особенности технологии получения чугунных и стальных отливок мелкого и среднего развесов с удовлетворительной чистотой поверхности в формах из единых и облицовочных смесей с противопригарными добавками.

Results of industrial tests on application of local quartz sands and bentonits qleys Azerbaijan are considered. It is established, that local moulding materials can be under certain conditions applied in foundry manufacture. The technology of reception pig-iron and steel casting fine and average weight with satisfactory surface finish in forms from unit and facing sands with antiburning-on additives is developed.

Ключевые слова: кварцевые пески; бентонитовые глины; формовочные смеси; литейные формы; чугунные и стальные отливки; чистота поверхности; противопригарные добавки.

Keywords: quartz sands; bentonitic clays; moulding sands; casting moulds; iron and steel castings; surface finish; antiburning-on additives.

Ранее проведенными экспериментальными исследованиями было установлено, что местные кварцевые пески и бентониты при определенных условиях могут быть применены в качестве наполнителей и связующих в составе формовочных смесей [1, 2]. Разработанные облицовочные и единые смеси обладали в основном стабильными физико-механическими и технологическими свойствами, что является основанием для проведения промышленных испытаний в серийном производстве чугунных и стальных отливок мелкого и среднего развесов [3, 4].

Анализ применяемых формовочных смесей на ряде машиностроительных заводов республики показывает, что они не всегда отвечают требованиям технологии получения качественных отливок [5]. В частности, содержание глины в смесях составляет 12...18 % и является причиной образования пригара на поверхности отливок.

Жидкостекольные смеси содержат большое количество связующего (6...8 %), что затрудняет выбивку форм и использование отработанных смесей. Из-за отсутствия регенерации расход свежего песка в среднем по республике доходит до 3000 кг на тонну годных отливок.

Вредные отходы литейного производства сильно загрязняют огромные территории Апшерона [7]. Поэтому переход на более технологичные, экономичные и экологичные песчано-бентонитовые смеси на базе местных сырьевых ресурсов приобретает особую актуальность для машиностроительного производства.

Методом математического планирования экспериментов были определены оптимальные составы смесей для промышленных испытаний [8]. Испытания проводились в условиях литейных цехов ОАО "Электроцентролит", СПО "Каспморсудоремонт", Бакинского сталелитейного и других заводов. Целью промышленных испытаний являлись проверка и уточнение составов формовочных смесей с учетом условий произ-

водства и оценка качества поверхности чугунных и стальных отливок.

Производство чугунных отливок. Промышленные испытания были проведены в условиях ОАО "Электроцентролит" при серийном производстве мелких и средних чугунных отливок. Для изготовления единых формовочных смесей использовали до 30 % таманского (2К016Б) и до 60 % балаханского (2К010А) песков.

В качестве связующего применяли суспензию беглярского бентонита. В смесь вводили 0,2...0,5 % графита и до 1,0 % лигносульфоната технического (ЛСТ). Влажность смесей составляла 3,0...4,0 %. Физико-механические свойства смесей: газопроницаемость K < 140 ед., $\sigma_{сж}$ = 0,07...0,09 МПа; осыпаемость 0,6...0,8 %; уплотняемость 40...46 %; текучесть – 70...75 %; формуемость 50...60 %.

Единые смеси готовили в центробежных смесителях. Загрузку составляющих в бегуны производили автоматизированными дозаторами, точность дозировки ±1,0 кг. Смеси по ленточному транспортеру передавались в отстойники, а через них – в бункера формовочных машин.

Изготовление форм производили на прессовых машинах марки 703М. Размеры опок 800×600× ×250/250 мм. Формы из опытных смесей имели твердость 80 ед. Отсутствовали дефекты на поверхности форм и отпечаток модели был качественным.

Серый чугун марки СЧ 15 (ГОСТ 1412–85) выплавляли в индукционной печи промышленной частоты ИЧТ-1. Заливку форм производили из чайникового ковша емкостью 1,0 т на конвейере через 30 мин после изготовления формы.

Были отлиты серийные отливки втулки для колец ∅310 мм, массой 10 кг, общая металлоемкость формы ~70 кг. Толщина стенки отливок 20...30 мм, число отливок в форме – 6 шт; температура заливки ~1320 °С (по пирометру), продолжительных заливок – 16 с.

Испытания показали, что единые песчано-бетонитовые смеси (ПБС) с добавками графита в основном обеспечивают получение годных чугунных отливок втулок без значительного пригара на большей части поверхности. После получения положительных результатов испытания были продолжены для отливок среднего развеса. Изготовили звездочки массой 200 кг (∅630 мм), с толщиной стенки 30...40 мм. В этом случае в некоторых углублениях (зубьях звездочки) был замечен пригар, который при дробеметной очистке удалялся.

Для мелкого и среднего развесов конвейерного чугунного литья были разработаны единые ПБС с добавками реагента бурового экструзиона (РБЭ). Установлено, что добавка РБЭ в смесь обеспечивает значительное улучшение технологических свойств и как следствие повышение качества поверхности отливок. Эффективность РБЭ в сочетании с активированным бентонитом объясняется его способностью поглощать влагу и образовывать на поверхности зерен песка желеобразные пленки, снижающие внутреннее трение при уплотнении.

Промышленные испытания подтвердили эффективность использования РБЭ: текучесть и формуемость повышаются на 15...20 % по сравнению с исходной смесью; прочность при сжатии – на 10...15 %; стабилизируется влажность и увеличивается прочность в зоне конденсации влаги; снижается комкуемость и смесь становится более "пушистой" и рассыпчатой.

В составе единой смеси для мелкого и среднего чугунного литья использовали беглярский активированный бентонит БСТ2 и адживелинский песок 2К020Б. Замес смеси составлял 800 кг, время приготовления – 8...10 мин. РБЭ вводили первоначально в максимальном количестве – 0,1 %, а по мере его накопления в смеси уменьшали до минимума – 0,03 %.

Состав единой ПБС для АФЛ "Disamatic" был следующий, %: оборотная смесь – 90, бентонит – 2...3, графит – 0,1...0,2 ; РБЕ – 0,03...0,1; влажность смеси составляла 3,0...4,0 %, прочность при сжатии 0,08...0,10 МПа. Состав смеси при изготовлении чугунных отливок среднего развеса был аналогичный указанному выше с добавками графита 0,2...0,5 и ЛСТ 0,5...1,0 %.

Применение ПБС с добавками на данной АФЛ в комплексе с организационно-техническими мероприятиями позволило освоить в ОАО "Электроцентролит" производство отливок угловых фитингов для морских контейнеров массой 6 кг из чугуна СЧ 20.

Установлено, что при использовании ПБС основные дефекты отливок связаны с качеством поверхности форм, поэтому большое внимание уделяли осыпаемости смеси. Определено, что ПБС после приготовления сразу не попадает в формовочные автоматы и ее свойства меняются, поэтому необходимо контролировать осыпаемость и уплотняемость.

Оценку осыпаемости смеси проводили сразу после приготовления и через 15, 30 и 60 мин. Установлено, что время выдержки ПБС на воздухе без изменения ее свойств составляет ~30 мин, далее осыпаемость растет. Одновременно замечено, что осыпаемость тесно связана с уплотняемостью смеси.

Установлено, что при уплотняемости менее 40 % осыпаемость растет быстрее, а при более 50 % – медленно уменьшается. Определено, что уплотняемость <45 % может привести к недостаточному уплотнению формы, что подтверждено в цеховых условиях.

Для увеличения времени сохранения исходных свойств ПБС без ухудшения технологических свойств в бентонитоугольную суспензию вводили ЛСТ, модифицированный ПАВ. Установлено, что ввод 0,5...1,0 % ЛСТ приводит к улучшению технологических свойств, в частности, повышается уплотнямость до 50 % и уменьшается осыпаемость до 0,5...0,6 %.

Таким образом, добавка ЛСТ с ПАВ 0,5...1,0 % увеличивает сырую прочность, тем самым обеспечивает геометрическую точность формы, снижает осыпаемость и увеличивает время выдержки смеси на воздухе без ухудшения ее свойств. Разработанная технология позволяет получать ПБС высокого качества, обладающие минимальной осыпаемостью. Внедрение разработанных технологий в серийном производстве чугунных отливок в условиях ОАО "Электроцентролит" позволяет получить значительный экономический эффект.

Производство стальных отливок. Промышленные испытания проводили на наиболее распространенных местных кварцевых песках Сулутепинского, Адживелинского и Балаханского месторождений. В смеси вводили до 50 % кварцевых песков Балашейского, Чаадаевского (1К0315А) и Таманского (2КО16Б) месторождений.

В качестве связующих использовали активированные Даш-Салахлинский, Али-Байрамлинский и Беглярский бентониты. Для улучшения физико-механических и противопригарных свойств в опытные смеси вводили гематитовую руду, а также ЛСТ.

В литейном цеху СПО "Каспморсудоремонт" были приготовлены облицовочные смеси для форм мелких и средних стальных отливок. Порядок приготовления облицовочных смесей заключался в следующем.

В смеситель 1А12 загружали заранее подготовленный кварцевый песок, отработанную смесь, бентонит и гематитовую руду. Сухие составляющие перемешивали 4...6 мин, затем добавляли воду, ЛСТ и перемешивали еще 8...10 мин. Затем экспресс-анализом определяли основные физико-механические свойства смеси. Готовые смеси направляли в бункера формовочных машин по ленточному транспортеру. Изготовление форм производили на встряхивающих формовочных машинах марки 233М.

Формы из опытных облицовочных смесей отличались достаточной плотностью, отсутствием дефектов на поверхности и качественным отпечатком модели. Заливку форм производили из чайникового ковша емкостью 3,0 т на плацу через 1 ч после изготовления формы.

Сталь марки 30Л выплавляли в дуговой печи ДСП-3. Были изготовлены серийные отливки "ходовое колесо" массой 60 кг, с толщиной стенки до 30 мм, металлоемкостью формы ~300 кг, размеры опок – 1000×800×300/300 мм, число отливок в форме – 4 шт; температура заливки 1500 °С, продолжительность ~1 мин.

Промышленные испытания показали, что облицовочные ПБС с противопригарными добавками в основном обеспечивают получение стальных отливок "ходовых колес" без значительного пригара на большей части поверхности. В некоторых углублениях был замечен пригар, который удалялся при дробеметной очистке. На поверхности отливок наблюдались следы происходящих в форме окислительных процессов, связанных с диссоциацией гематитовой руды Fe_2O_3.

На основе результатов промышленных испытаний подготовлены рекомендации по применению ПБС для форм стальных отливок массой до 100 кг. Промышленные испытания были продолжены в условиях серийного производства отливок на Бакинском сталелитейном заводе. При этом наряду с песками Адживелинского и Сулутапинского (марки 2К020Б) месторождений использовали до 30 % песка марки 1К0315А Чаадаевского месторождения. Активированную Беглярскую бентонитовую глину подавали в бегуны в виде суспензии, с плотностью 1,3 г/см^3.

Гематитовую руду предварительно размололи в бегунах 118М, затем в шаровой мельник Ш4 и просеяли через сито 016. Смеси приготовляли в бегунах 114М. Загрузку составляющих в бегуны производили дозаторами. После перемешивания в течение 10...12 мин образцы смеси испытывали на физико-механические и технологические свойства в экспресс-лаборатории.

Облицовочные смеси передавали в бункера формовочных машин ленточным конвейером. Формы изготовляли на встряхивающих формовочных машинах 703М с допрессовкой в опоках размером 600×600×300 и 1000×8000×300 мм. Наполнительную смесь готовили в смесителе 115М. В состав смеси вводили: оборотную массу – 98 %, бентонитовую глину – 2 %, воду и ЛСТ.

Опытные смеси обладали удовлетворительными физико-механическими и технологическими свойствами, что позволило получить формы хорошего качества. Заливку производили на конвейере из стопорных ковшей емкостью 3 т через 1 и 2 ч после изготовления формы.

Опытные отливки "корпус" из стали 30Л массой 102 кг (толщина стенки до 40 мм) получились в основном без пригара и других поверхностных дефектов. Имеющийся пригар в углублениях в большинстве случаев отделялся при дробеметной очистке.

Установлено, что опытные отливки, которые залиты через 2 ч после изготовления форм, получаются в основном без пригара на большей части поверхности. Однако при заливке форм после 4 ч изготовления наблюдался пригар на 50 % поверхности, что объясняется длительной выдержкой, которая приводит к высыханию и разупрочнению поверхности форм.

Промышленные испытания показали, что в сырых разовых формах на основе местных кварцевых песков и бентонитов возможно получение стальных отливок среднего развеса (до 300 кг) удовлетворительного качества. Песчано-бентонитовые смеси с противопригарными добавками рекомендованы для внедрения в производство стальных отливок мелкого и среднего развесов.

Заключение

Таким образом, промышленными испытаниями установлено, что местные кварцевые пески и бентонитовые глины при определенных условиях могут быть применены в качестве формовочных материалов в литейном производстве.

Разработана технология получения чугунных и стальных отливок мелкого и среднего развесов с удовлетворительной чистотой поверхности в формах из единых и облицовочных ПБС с противопригарными добавками.

Песчано-бентонитовые смеси на базе местных ресурсов рекомендованы для внедрения в производстве чугунных и стальных отливок машиностроения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исмаилов Н.Ш.** Исследование и разработка формовочных смесей с Даш-Салахлинским бентонитом для производства стальных отливок: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Челябинск, 1993. 20 с.

2. **Исмаилов Н.Ш.** К вопросу использования местных кварцевых песков и глин в литейном производстве / Материалы МНТК. Баку: АзТУ, 2000. С. 130–132.

3. **Исмаилов Н.Ш.** Разработка формовочных песчано-бентонитовых смесей для производства стальных отливок // Ученые записки АзТУ. 2004. № 3. С. 61–64.

4. **Исмаилов Н.Ш., Абдуллаев М.М., Гасанли Р.К.** Разработка технологических процессов изготовления отливок автомобильных деталей / Матер. МНТК "Проблемы машиностроения XXI века". Баку, Чашыоглы, 2001. С. 85–87.

5. **İsmayilov N.Ş.** Azərbaycanda döküm üretimi teknik ve ekonomik özellikleri // Mettallurji jurnalı. Ankara. 1998. № 13. S. 15–17.

6. **Исмаилов Н.Ш.** Литейные формы из местных материалов. Баку: Элм, 2008. 230 с.

7. **Колесников К.С., Дубровский В.А.** Экологические проблемы отвалов литейного производства // Вестник машиностроения. 2005. № 12. С. 21–23.

8. **Исмаилов Н.Ш.** Исследования по разработке формовочных и стержневых смесей для чугунных отливок на базе местных песков // Техника. 2004. № 1. С. 61–66.

Исмаилов Низами Шайы оглы, канд. техн. наук,
nizism@mail.ru

ООО "Издательство Машиностроение"
продолжает подписку на журнал
"Заготовительные производства в машиностроении"

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

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

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.74.06

И.В. Матвеенко, А.А. Сокорев
(Московский государственный индустриальный университет)

Применение алюмохромового триоксида техногенного происхождения как основного компонента для огнеупорного покрытия и кладочного раствора футеровки ковшей

Предложены технологические и физико-химические пути повышения стойкости ковшей и ресурсосбережения за счет применения экологически чистых техногенных отходов в составе огнеупорного покрытия и кладочного раствора футеровки.

The technological and physicochemical ways are suggested to increase ladle durability and resource saving by means of using environmentally safe anthropogenic waste in lining composition of refractory coat and masonry mortar.

Ключевые слова: ковш; литейное производство; футеровка; огнеупоры; техногенные отходы.

Keywords: ladle; foundry; lining; refractories; waste products.

Известно, что процессы плавки и заливки, а также эксплуатация литейных печей и ковшей зависят напрямую от качества футеровочных материалов: их огнеупорности, термостойкости, шлакоустойчивости, способа приготовления и нанесения футеровки, срока эксплуатации, соблюдения технологии.

В соответствии с договором о научно-техническом сотрудничестве между АМО ЗИЛ и ГОУ МГИУ были проведены работы, направленные на повышение стойкости разливочных и раздаточных ковшей литейных цехов. Была выявлена основная причина низкой стойкости материала футеровки ковшей и причины, связанные с нарушением технологии.

Согласно технологическому процессу, применяемому в главном литейном цехе чугуна АМО ЗИЛ (ГЛЦЧ № 2), основными компонентами футеровки разливочных и раздаточных ковшей барабанного типа (КБТ) были кремнезем SiO_2 (~ 65 %), огнеупорная глина (35 %) и вода (до нужной консистенции). Стойкость такой футеровки, безусловно, низкая, замену производили практически уже после первой смены. На второй неделе работы на незашлакованном ковше заметно выгорание швов между кирпичами, образующее в разрезе эффект синусоидальности.

Одной из серьезных проблем, связанных со стойкостью футеровки КБТ, являются комплексные циклические нагрузки, влияющие на прочность спеченного слоя. Так, падающая струя жидкого металла (T = 1500 °С) с высоты 1,5 м, при разливке из печи-миксера "ASIA" размывает внутреннюю цилиндрическую поверхность КБТ, образуя в месте падения размыв в виде эллипса глубиной до 30 мм зачастую уже к третьей смене интенсивного использования.

Эту проблему решили путем внедрения в критическую зону специальной монолитной бетонно-упрочняющей вставки, обеспечивающей требуемые технологические задачи.

Устойчивость футеровок к циклическим температурным воздействиям определяется их термостойкостью. Высокоэффективные футеровочные покрытия должны иметь высокую термостойкость, а также обладать хорошими механическими и физико-химическими характеристиками.

Вторая не менее важная проблема так называемая коррозионная стойкость футеровки – способность сохранять свои эксплуатационные свойства при физико-химическом взаимодействии с металлом и шлаком. В ковшах такой конструкции из-за трудности удаления шлака происходит его нарастание на вертикальных круглых стенках сверху вниз, от верхнего свода к оси цилиндра (рис. 1). Это приводит к значительному уменьшению полезного объема ковша и "загрязнению" сплава.

Все это приводит к необходимости создания новых футеровочных композиционных материалов и улучшения качества выполняемых футеровочных работ. (Примерно в 30 % случаев именно из-за некачественного изготовления футеровки происходит досрочный ремонт оборудования.)

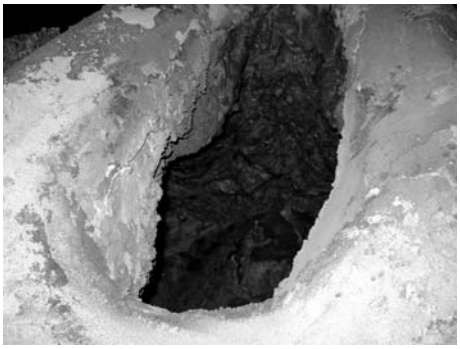


Рис. 1. Разрез зашлакованного КБТ

Следует серьезно отнестись к выбору параметров сушки, определению показателей спекаемости. Установлено, что зональная, однонаправленная сушка газовой горелкой (800 °С) не обеспечивает равномерного распределения температуры по цилиндрической поверхности КБТ, из-за чего в последствии образуются концентраторы напряжений, приводящие к разрушению. В связи с этим предложено использовать многоструйную газовую стационарную горелку, обеспечивающую пропорциональное распределение по всему объему КБТ температуры 1300 °С, что обеспечивает требуемое спекание состава.

Следует уделить внимание также постепенности процесса сушки, поскольку при резком разогреве влажной футеровки или в случае контакта ее с расплавленным металлом возможно местное взрывное разрушение. Поэтому сушку и разогрев ковша необходимо производить по определенной температурно-временной диаграмме (рис. 2).

В настоящее время в огнеупорной промышленности и металлургии получил развитие самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) для спекания огнеупорного керамического композиционного покрытия. В этом случае отпадает необходимость в обжиге изделий – дорогостоящем технологическом процессе при изготовлении футеровки.

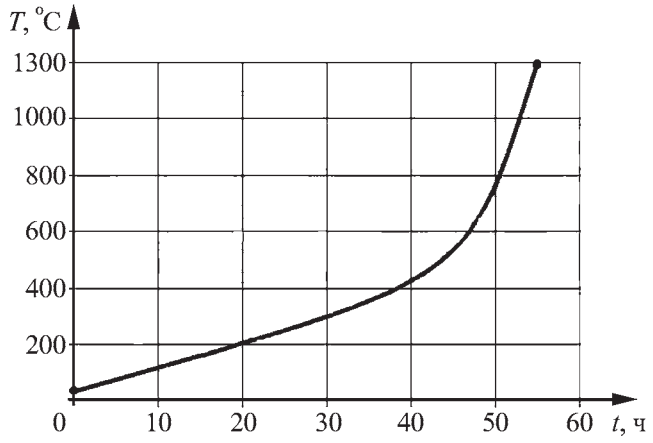


Рис. 2. Температурно-временная диаграмма

Анализ химико-минералогического состава и свойств некоторых неорганических отходов металлургии, машиностроения, химии и нефтехимии показывает, что они могут служить ценным сырьем для приготовления компонентов огнеупорных масс, противопригарных покрытий, жаростойких бетонов (вяжущих, тонкомолотых добавок, заполнителей) при более низкой стоимости. Одним из наиболее перспективных промышленных отходов является отработанный катализатор ИМ-2201, представляющий собой алюмохромовые триоксиды $A1_2O_3 \cdot Cr_2O_3$ – отходы нефтехимической промышленности. Этот материал и был выбран в качестве основного футеровочного материала при решении вышеуказанных проблем.

Новый материал представляет собой тонкодисперсный порошок с удельной поверхностью частиц до 5000 см^2/г и огнеупорностью около 2000 °С, 85 % частиц имеет размер до 30 мкм, он содержит 72,5 % $A1_2O_3$, 16,2 % Cr_2O_3, 5,8 % SiO_2 (несвязанного SiO_2 0,3...0,6 %), 1,4 % Fe_2O_3; 0,05 % MnO и незначительное количество примесей.

Фазовый состав алюмохрома показал, что он состоит из 14,5 % α-$A1_2O_3$ с температурой плавления не менее 2050 °С и 5 % Cr_2O_3, имеющего кристаллическую структуру и температуру плавления не менее 2200 °С.

ИМ-2201 на 80 % состоит из высокотемпературной рентгеноаморфной фазы, которая представляет собой смесь неустойчивых фаз δ-$A1_2O_3$, γ-$A1_2O_3$ и соединений типа шпинелей: $CrSiO_4$, Cr_2SiO_6, $AlSiO_4$, Al_2SiO_6, $FeAl_2O_4$ и т.д. В материале в диапазоне температур 1000...1800 °С происходит выделение из рентгеноаморфной фазы 7 % α-$A1_2O_3$, 3 % Cr_2O_3 и 1,4 % SiO_2 , что подтверждает достаточно высокую термохимическую устойчивость данного материала.

Потери при прокаливании алюмохрома составили 1,68 % от общей массы, что соответствует нормам для огнеупорных наполнителей.

Анализ дилатометрических исследований показал, что алюмохромовый порошок не претерпевает значительных термических деформаций в интервале температур 0...1200 °С – 1,1 % при температуре 1200 °С.

Установлено, что огнеупорность алюмохромового порошка составляет 1950...2000 °С. Это позво-

ляет отнести алюмохром к группе высокоогнеупорных наполнителей.

В настоящее время разработаны и проходят промышленные испытания композиционные огнеупорные покрытия и кладочные растворы на основе алюмохромовых триоксидов, не затрагивающие традиционного технологического процесса изготовления футеровки ковшей в литейном производстве. Применение нового кладочного раствора и огнеупорного покрытия показало свою эффективность в увеличении стойкости ковшей КБТ по сравнению со стойкостью традиционной футеровки минимум в 3 раза.

Вывод

Внедрение новых материалов на основе алюмохромовых триоксидов – отходов техногенного происхождения – целесообразно с экологической и экономической точки зрения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Горшков В.С., Савельев В.Г., Фёдоров Н.Ф.** Физикохимия силикатов и других тугоплавких соединений. М.: Машиностроение, 1984. 430 с.

2. **Матвеенко И.В., Головня А.А.** Материалы техногенного происхождения для производства противопригарных покрытий // Литейное производство. 2002. № 4. С. 26–27.

3. **Nybergh C.J.** Футеровочные массы для индукционных печей, износ футеровки и безопасность плавки // Литейщик России. 2009. № 4.

Иван Владимирович Матвеенко, д-р техн. наук,
kafed14@rambler.ru;
Александр Александрович Сокорев, инженер

УДК 621.791

В.В. Овчинников, В.С. Магнитов, Е.Н. Иода, Р.Н. Растопчин, М.А. Гуреева
(Московский государственный индустриальный университет,
ОАО "РСК "МиГ", ФГУП "ВИАМ", Москва)

Особенности электронно-лучевой сварки прессованных полос высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Cu

Приведены особенности электронно-лучевой сварки прессованных полос высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Cu. Представлены результаты испытаний сварных соединений при статическом растяжении на угол загиба и ударную вязкость металла шва. Обобщены результаты исследований макро- и микроструктуры сварных соединений, которые показали, что для сварных швов характерна равноосная мелкозернистая структура с размером зерен 5...10 мкм.

The special features of the electron-beam welding of the pressed strips of the high-strength aluminum alloy of system Al–Zn–Mg–Cu are given. Are represented the results of weld tests with the static tension, to the bend angle and the impact toughness of weld material. Are generalized the results of the studies by macro- and the microstructures of the welded joints, which showed that the equiaxial fine-grained structure with the size of grains 5...10 μm was characteristic for the welds.

Ключевые слова: алюминиевый сплав; система легирования Al–Zn–Mg–Cu; электронно-лучевая сварка; механические свойства; свариваемость.

Keywords: aluminum alloy; the system of alloying Al–Zn–Mg–Cu; electron-beam welding; mechanical properties; weldability.

Введение. Высокопрочный сплав системы Al–Zn–Mg–Cu с небольшими добавками Ag, Sc, Zr по комплексу эксплуатационных характеристик превосходит отечественные и зарубежные сплавы данной системы (В95пчТ2, 7050Т76). Преимущество сплава в виде поковок и прессованных полос перед аналогичными полуфабрикатами из серийных сплавов составляет: по временному сопротивлению ($\sigma_в$) 14...20 %, по малоцикловой усталости 1,35–2 раза, по скорости роста трещины усталости примерно в 1,5 раза. В отличие от других высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu сплав удовлетворительно сваривается автоматической аргонодуговой сваркой.

Цель исследования – оценка свариваемости сплава системы Al–Zn–Mg–Cu при электронно-лучевой сварке (ЭЛС). Работа проводилась на прессованных полосах толщиной 40 мм.

Методика проведения исследований. Электронно-лучевая сварка выполнялась в долевом направлении (по отношению к направлению прессования полос) на установке ЭЛУ20МК, оснащенной энергетическим блоком ЭЛА60/60. Перед сваркой торцевая поверхность стыка обрабатывалась на строгальном станке с параметром шероховатости *Ra* 6,3, протиралась бензином и спиртом. Заготовки фиксировались на прихватках, выполненных ручной аргонодуговой сваркой по боковым поверхностям.

Сварка образцов осуществлялась горизонтальным лучом при расположении стыка в горизонтальной плоскости. Режим сварки выбирали из условия сквозного проплавления образца, формирования шва с параллельными стенками с шириной со стороны проплава не менее 2...3 мм и минимальным занижением шва с лицевой стороны.

В процессе подбора режима сварки осуществлялось варьирование скорости сварки, влияние которой оценивалось по внешнему виду швов. Проведенные эксперименты показали, что при сварке на скорости менее 20 м/ч наблюдается стекание расплавленного металла сварочной ванны с лицевой стороны и со стороны проплава. Увеличение скорости сварки более 35 м/ч сопровождается необходимостью соответствующего повышения тока луча. При этом наблюдается интенсивное разбрызгивание металла со стороны проплава. Поэтому на основании исследования влияния скорости сварки на формирование шва был выбран диапазон скоростей сварки 24...26 м/ч.

Оптимальные параметры режима сварки: ток луча 180...195 мА; ток фокусировки 470 мА; скорость сварки 24...26 м/ч; рабочее расстояние 200 мм.

Химический состав исследуемого сплава приведен в табл. 1, а механические свойства – в табл. 2.

1. Химический состав исследуемого сплава, % мас.

Al	Cu	Mg	Zn	Ag	Sc	Ti	Zr
Основа	1,8	2,0	7,8	0,15	0,15	0,22	0,12

2. Механические свойства исследуемого сплава (полуфабрикат – прессованная полоса)

Направление волокна	$\sigma_в$, МПа	Угол загиба α, °
Поперечное	590...595	9...15

Прочность сварных соединений определяли на плоских образцах с шириной в рабочей части 10 мм и толщиной 3 мм по ГОСТ 6996–66. Испытания образцов проводили на стенде "ИНСТРОН ТТ-ДМ" в следующем режиме: нагрузка 50 кН; скорость траверсы 0,1 см/с; скорость ленты на самописце 10 см/м. Результаты были представлены в виде записанных в процессе испытаний диаграмм растяжения.

Испытания на изгиб осуществляли на плоских образцах сварных соединений толщиной 3 мм размерами 10×90 мм. Ударную вязкость сварных соединений определяли на образцах сечением 10×10 мм длиной 60 мм с U-образной канавкой по металлу шва и по зоне сплавления. Для испытаний образцов применяли маятниковый копр МК-15.

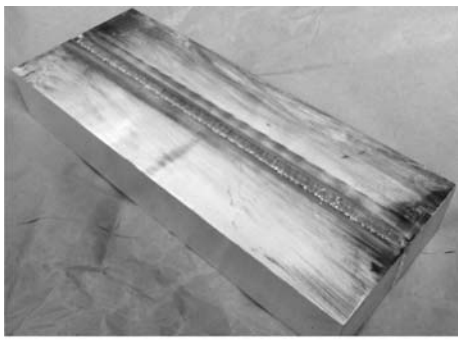
Макроструктуру сварных соединений исследовали на темплетах, вырезанных из сварных соединений, которые после обработки исследуемой поверхности подвергали твердому цветному анодированию.

Микроструктуру исследовали на шлифах сварных соединений, подвергнутых травлению в реактиве Келлера. Металлографический анализ структуры сварных соединений и основного металла проводили с помощью оптической микроскопии. Применяли оптический металлографический микроскоп фирмы Carl Zeise. Съемку микроструктуры проводили с помощью специальной видеокамеры, встроенной в микроскоп, преобразующей подаваемое на нее изображение от микроскопа в цифровой сигнал, который затем обрабатывался с помощью специального программного обеспечения на компьютере и выводился на экран монитора с возможностью сохранения снимков.

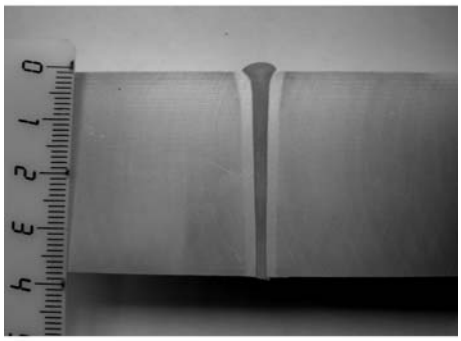
Для исследования поверхности излома образцов и тонкой структуры различных зон сварного соединения применяли электронный сканирующий микроскоп с приставкой для фазового анализа фирмы Carl Zeise.

Для исследования микротвердости в сварных соединениях использовали поперечные шлифы плоских образцов. Микротвердость измеряли на приборе ZHV1-A фирмы Zbun. Измерение проводили по стандартной методике при нагрузке на индентор $1 \cdot 10^{-1}$ Н. Значения микротвердости вычисляли как среднее арифметическое из пяти измерений и сводили в таблицу, по которой строили графики. Микротвердость измеряли через 0,5 мм.

Результаты исследований и их обсуждение. Применение указанных выше параметров режима элек-



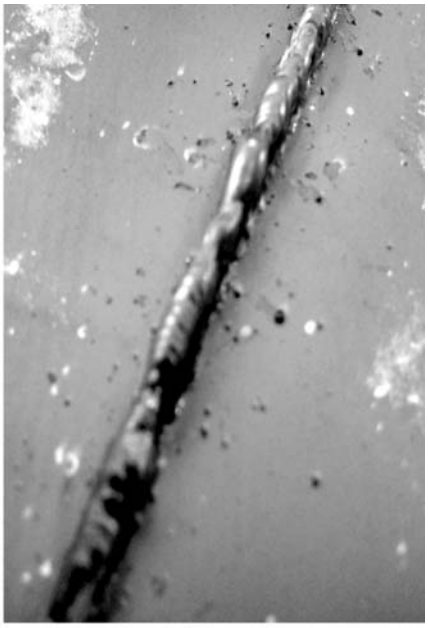
а)



б)

Рис. 1. Сварной образец (*а*) и макроструктура сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой (*б*)

а)



б)

Рис. 2. Шов с лицевой стороны (*а*) и со стороны проплава (*б*)

тронно-лучевой сварки позволило получить сварные соединения с практически параллельными стенками и отсутствием дефектов в виде пор, трещин и паровых мешков (рис. 1).

Визуальный осмотр и измерение размеров швов показали, что с лицевой стороны соединения наблюдается занижение шва на 0,5...0,8 мм, а со стороны проплава – выпуклость до 2 мм (рис. 2).

Механические свойства стыковых сварных соединений приведены в табл. 3.

Сварные соединения имеют высокие прочностные характеристики (до 0,8 от прочности основного материала). Низкие значения пластичности, полученные для сварных соединений, характерны и для самого сплава (α = 9...13°). Падение прочности и ударной вязкости в средней части соединения, по-видимому, связано с качеством основного материала.

Проведены фрактографические исследования образцов после испытаний на кратковременное растяжение, которые разрушились по зоне сплавления.

Излом образца, вырезанного из верхней части сварного соединения, имеет выраженное волокни-

3. Механические свойства сварных соединений

Место вырезки образцов	$\sigma_в$, МПа	*K*	Угол загиба α, °	*KC*U, кДж/м^2
Верх шва	464...485* / 471	0,8	22...28 / 26	79...83 / 80
Середина шва	358...416 / 388	0,66	10...12 / 11	57...61 / 59
Корень шва	462...487 / 472	0,8	12...13 / 12	80...82 / 81

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

Обозначение. $K = \sigma_{в\ св.с} / \sigma_{в\ осн.\ мет}$, где $\sigma_{в\ св.с}$, $\sigma_{в\ осн.мет}$ – временное сопротивление сварного соединения и основного металла.

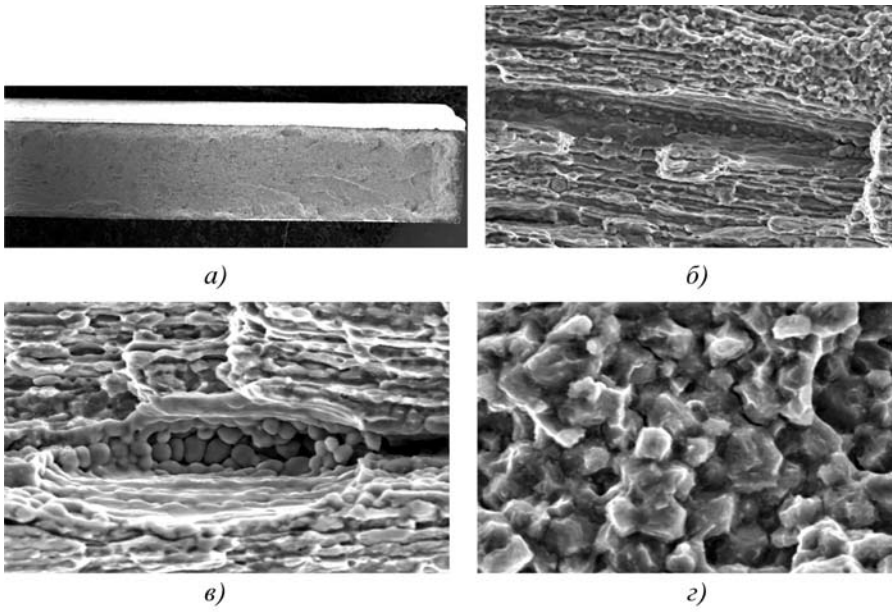


Рис. 3. Строение излома сварного соединения прессованной полосы толщиной 40 мм, верх шва:
а – макростроение излома, ×10; *б* – дефект в виде оплавления, ×500; *в* – дефект в виде рыхлоты, ×1000; *г* – зона межзеренного излома, ×2000

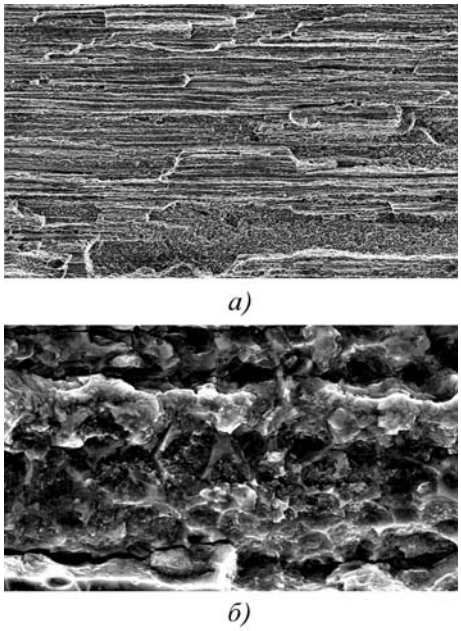


Рис. 4. Строение излома сварного соединения прессованной полосы толщиной 40 мм, середина шва:
а – вид излома, ×100; *б* – поверхность волокон, ×2000

стое строение (см. рис. 3, *а*). На поверхности излома присутствуют зоны с полосчатостью и плоские участки с межзеренным изломом. В участках с полосчатостью наблюдаются места с оплавлением по границам зерен (см. рис. 3, *б*) и рыхлотой (см. рис. 3, *в*). В основном в этих участках наблюдается структура в виде гребней, вытянутых зерен и небольшого количества ямочного рельефа. На границах зерен в области межзеренного излома наблюдаются упрочняющие фазы (см. рис. 3, *г*).

Излом образца, вырезанного из средней части сварного соединения, имеет слоистое строение (рис. 4, *а*). На поверхности излома наблюдаются протяженные волокна и участки разрушения по границам зерен. В области волокнистой структуры наблюдаются гребни, рыхлота. Разрушение проходит по волокнам, где присутствует большое количество мелких частиц (см. рис. 4, *б*).

В изломе образца, вырезанного из корневого участка шва, слоистость выражена менее четко, чем в середине шва, есть участки без волокнистости (рис. 5, *б*, *в*). Таким образом, снижение механических свойств в средней части сварного шва может быть связано с особенностями строения основного материала.

Металлографические исследования соединений показали, что для сварных швов характерна мелко-

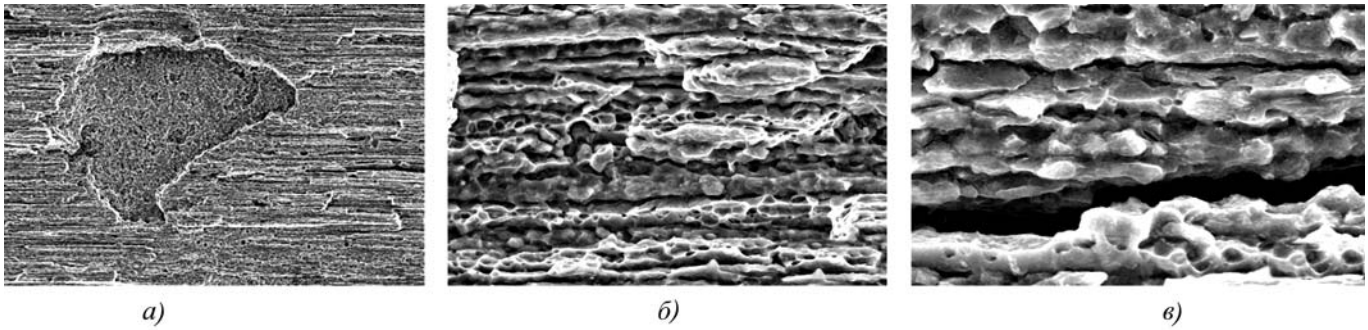


Рис. 5. Строение излома сварного соединения прессованной полосы толщиной 40 мм, корень шва:
а – вид излома, ×100; *б* – строение излома, ×1000; *в* – вторичная трещина, ×2500

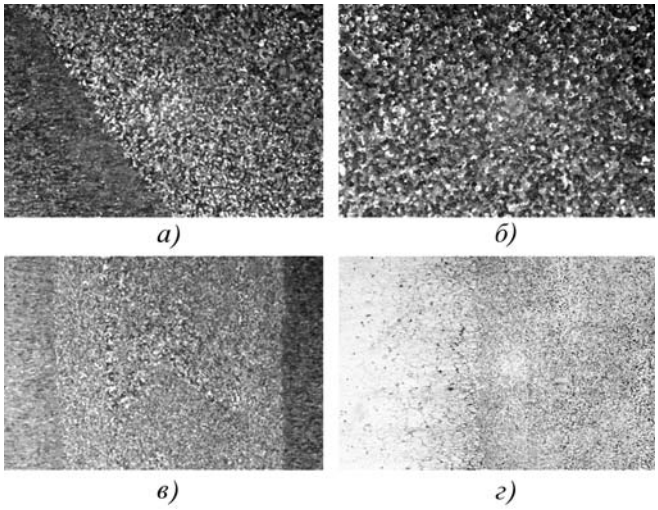


Рис. 6. Микроструктура сварных соединений исследуемого сплава:

а – верх шва, переходная зона, ×200; *б* – центр шва, ×400; *в* – корневая часть шва, ×100; *г* – корень шва, переходная зона, ×200

зернистая равноосная структура с размером зерна 5...10 мкм. Из-за высокой скорости кристаллизации на периферии шва практически отсутствует зона вытянутых зерен, а зона мелкого рекристаллизованного зерна составляет приблизительно 20...30 мкм (рис. 6, *а*, *б*). В переходной зоне отсутствует сплошная сетка избыточных фаз, что характерно для высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu (см. рис. 6, *г*). Легирование этих сплавов скандием и серебром уменьшает грубое строение переходной зоны, ее протяженность, сетчатость строения и обогащение границ вторичными хрупкими фазами. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости к образованию горячих трещин при сварке. Замеры микротвердости (рис. 7) и анализ микроструктуры сварных соединений показал, что зона термического влияния невелика и составляет 1,5...2,0 мм.

Рис. 7. Распределение микротвердости в сварном соединении сплава системы Al–Zn–Mg–Cu, выполненного электронно-лучевой сваркой

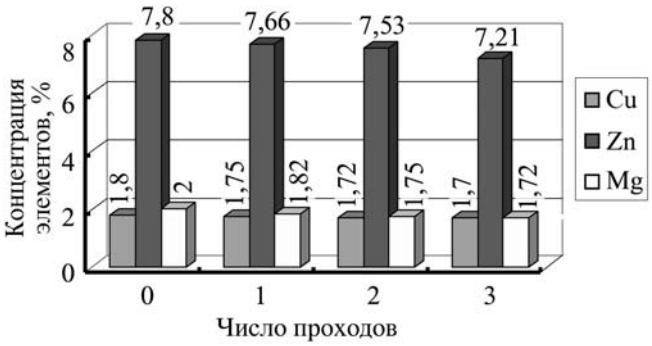


Рис. 8. Изменение концентрации меди, цинка и магния в металле шва сплава системы Al–Zn–Mg–Cu при электронно-лучевой сварке в зависимости от числа проходов

При изготовлении сварных конструкций с применением электронно-лучевой сварки возможно применение многопроходной сварки, например, для устранения непроваров и внутренних дефектов типа паровых мешков и пор в металле шва. Поэтому представляет практический интерес оценка изменения химического состава металла шва при увеличении числа проходов. Для исследуемого сплава в качестве определяемых были выбраны концентрации основных легирующих элементов – цинка, магния и меди.

Замеры концентрации основных легирующих элементов в металле шва после различного числа проходов показали, что концентрация меди практически не изменяется с увеличением числа проходов от одного до трех, а концентрации магния и цинка сокращаются не более чем на 5...8 % (рис. 8). Это позволяет предположить, что применение повторных проходов для устранения внутренних дефектов швов не повлечет за собой существенного изменения химического состава и свойств сварных соединений сплава системы Al–Zn–Mg–Cu.

Таким образом, результаты исследований показали перспективность применения сплава системы Al–Zn–Mg–Cu с микродобавками элементов переходной группы для изготовления сварных конструкций. Отличаясь удовлетворительными характеристиками свариваемости, данный сплав обеспечит прогрессивное развитие силовых сварных конструкций, получаемых с применением электронно-лучевой сварки, в новых изделиях транспортного и оборонного назначения, что повысит технологические и экономические показатели их производства и эксплуатации.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru;
Валерий Сергеевич Магнитов, канд. техн. наук;
Евгения Наумовна Иода, инженер;
Руслан Николаевич Растопчин, аспирант;
Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук

С.С. Яковлев, С.П. Яковлев *(Тульский государственный университет)*

70 лет кафедре "Механика пластического формоизменения" Тульского государственного университета

Осенью 2009 г. исполняется 70 лет кафедре "Механика пластического формоизменения" Тульского государственного университета.

В 1937 г. в соответствии с требованиями промышленности в действующем тогда Тульском механическом институте (ТМИ) был создан специальный (оборонный) факультет, в структуре которого открыта специальность "Патронно-гильзовое производство". Для обслуживания этой специальности в 1939 г. организована кафедра "Проектирование и производство патронов и гильз", которая положила начало развитию современной кафедры "Механика пластического формоизменения".

В довоенное и военное время подготовкой специалистов руководили заведующие кафедрой: Д.Р. Тяпкин, С.П. Крылов, В.Ф. Прейс.

В 1950 г. кафедра получила название "Технология штамповочного производства" (ТШП). С 1946 по 1954 г. кафедрой руководил А.Н. Малов, в период с 1954 по 1956 г. – И.П. Ренне – один из первых выпускников ТМИ, с 1956 по 1961 г. – профессор Е.А. Попов, а с 1961 по 1963 г. – Н.А. Минский.

Основное научное направление кафедры в то время было связано с исследованием процессов вытяжки с утонением стенки, обжима краевой части заготовки, гибки, отбортовки.

В 1963 г. путем слияния Тульских механического и горного институтов и присоединения Тульского горного техникума был организован Тульский политехнический институт (ТПИ). Кафедру "Технология штамповочного производства" вновь возглавил И.П. Ренне (1963–1970 гг.), которому принадлежит значительная роль в развитии теории обработки металлов давлением и подготовке научных кадров.

В 1964 г. при кафедре организуется отраслевая научно-исследовательская лаборатория № 5, открывается аспирантура. В 1970 г. кафедру ТШП возглавил С.П. Яковлев, который руководил ею более 30 лет.

Основным направлением научной деятельности С.П. Яковлева является разработка методов анализа и расчетов статических и динамических процессов обработки металлов давлением на основе создания обобщенных математических моделей, в которых учитываются реальные свойства анизотропии и неоднородности механических свойств материала. Он является руководителем научной школы "Теория и технология формоизменения изотропных и анизотропных упрочняющихся материалов при различных термомеханических режимах в процессах обработки давлением".

В 1998 г. кафедра ТШП переименовывается в кафедру "Механика пластического формоизменения", которую с 2004 г. возглавляет С.С. Яковлев.

Основные современные научные результаты кафедры относятся к разработке теоретических методов определения деформаций при плоском стационарном и нестационарном пластическом течении, способов решения смешанной краевой задачи, экспериментального подхода к оценке деформаций при стационарном течении на базе теории пластического течения.

В настоящее время на кафедре работают 8 профессоров, докторов технических наук и 12 доцентов, кандидатов технических наук.

Научные результаты, полученные в процессе научно-исследовательской работы, способствовали развитию и совершенствованию методической работы и использованию научных результатов при многоуровневой подготовке бакалавров, инженеров и магистров, которых кафедра выпускает с 1992/93 учебного года. В 1996 г. состоялся первый выпуск бакалавров, а в 1998 г. – первый выпуск магистров, многие из которых поступили в аспирантуру.

Кафедра активно сотрудничает с целым рядом предприятий: ФГУП "ГНПП "Сплав", ГУП "КБП", ОАО ЦКБА, ОАО "ТНИТИ", НИИ репрографии, ОАО "Корпорация "Тактическое ракетное вооружение", РКК "Энергия" им. С.П. Королёва", ФГУП "ГНПП Техномаш", ФГУП "НПО им. С.А. Лавочкина", ФГУП "Государственный космический научно-производственный центр им. М.В. Хруничева", ФГУП "НПО машиностроения", КБ "Химавтоматика", НПО "Энергомаш"; с рядом машиностроительных заводов: "Штамп" (г. Тула), Машзавод им. В.М. Рябикова (г. Тула), Новомосковский СКБРТ, ФГУП "ГНПП "Базальт", а также с вузами страны: МГТУ им. Н.Э. Баумана, МГТУ "МАМИ", РИСХМ, МГТУ "СТАНКИН", УралГТУ, Московским государственным институтом стали и сплавов (технический университет), ОрелГТУ, Чувашский госуниверситет, МГТУ "МАИ", Липецкий ГТУ и др.

Достижения кафедры неоднократно демонстрировались на различных выставках, таких как региональная выставка-ярмарка "Дни Тульской области в Москве"; межрегиональная выставка-ярмарка конкурентоспособных проектов и разработок "Наследники Демидовых», г. Тула; Лейпцигская ярмарка, Всемирном Салоне инноваций "Брюссель – Эврика 2002" и др.

По результатам научно-исследовательской работы сотрудники кафедры неоднократно были удостоены звания лауреата премии имени С.И. Мосина в области разработок военной техники, технологии и оборудования, имеющих двойное применение.

В 1982 г. профессору С.П. Яковлеву была присуждена премия Совета Министров СССР за создание и внедрение новых технологических процессов и специального оборудования в области машиностроения. В 1998 г. профессора С.П. Яковлев и С.С. Яковлев были удостоены Государственной премии РФ в области науки и техники за разработку научных основ и ресурсосберегающих процессов деформирования при изготовлении изделия машиностроения с высокими техническими требованиями, а в 2006 г. – премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники за разработку комплекса технологий и научное обеспечение производственных процессов пластического формообразования особо ответственных деталей машиностроения из высокопрочных анизотропных материалов.

За большие достижения в области развития экономики России С.П. Яковлев, С.С. Яковлев и В.И. Трегубов были удостоены звания лауреатов премии имени А.Н. Косыгина Российского Союза товаропроизводителей (2005 г.) и премии Тульской области в области науки и техники имени академика Б.С. Стечкина (2006 г.).

За значительный вклад в теорию и технологию обработки металлов давлением в 1997 г. кафедре было присвоено имя Н. Демидова.

80-летие Тульского государственного университета и свое 70-летие кафедра "Механика пластического формоизменения" встречает значительными достижениями во всех направлениях своей деятельности. За последние годы кафедра пополнилась молодыми, перспективными специалистами в области обработки металлов давлением и это предполагает дальнейшее ее развитие на благо науки и российского образования.

Сергей Сергеевич Яковлев, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru;
Сергей Петрович Яковлев, д-р техн. наук

УДК 621.983

Е.Ю. Поликарпов *(ЗАО "ЗЭМ РКК "Энергия" им. С.П. Королёва", г. Королёв)*

Штамповка полусферических тонкостенных днищ*

Описан новый технологический процесс изготовления полусферических тонкостенных днищ из титанового сплава ПТ-3Вкт.

The new technological process of hemispherical thin-walled bottoms producing from titanium alloy PT-3Vkt is described.

Ключевые слова: анизотропия механических свойств; деформация; вытяжка; заготовка; полусфера; текстура; сила; напряжение; повреждаемость; штамповка.

Keywords: mechanical properties anisotropy; deformation; drawing; piece; hemisphere; texture; power; stress; damageability; stamping.

В последнее время сплавы на основе титана все шире применяются в изделиях, работающих при криогенных температурах. Одним из перспективных титановых сплавов для работы при низких температурах является сплав ПТ-3Вкт, содержащий в качестве легирующих элементов алюминий и ванадий.

* Работа выполнена по гранту № 07-01-96409 и ведомственной целевой программе "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)".

Изготовление днищ с геометрическими соотношениями $s/D < 0{,}003$ и $H/D = 0{,}5$ из труднодеформируемых сплавов является трудной технологической задачей и часто решается точением из заготовок, полученных методом объемной штамповки. Однако трудоемкость механической обработки очень высока, а коэффициент использования материала (КИМ) очень мал. Наиболее приемлемый способ изготовления полусферических тонкостенных заготовок из титана – штамповка из листовой заготовки с последующим химическим фрезерованием [1].

Штамповка крупногабаритных деталей ($D > 1000$ мм) с подогревом требует дорогостоящего нагревательного устройства в штампе, и при этом значительно повышается зональное утонение днища, что неизбежно вызовет необходимость увеличивать толщину заготовки, снизит КИМ и увеличит массу изделия [1].

Метод ступенчатого набора с последующей калибровкой позволяет штамповать титан вхолодную, избежав всех указанных выше недостатков. Сущность метода заключается в последовательной вытяжке со средним коэффициентом вытяжки $m_{d\,\text{ср}} = 0{,}8$ с межоперационными отжигами, обтяжкой по пуансону и калибровкой взрывом [2].

На первой операции осуществляется обычная вытяжка цилиндрического стакана с диаметром, равным диаметру первой ступени (максимальный диаметр). За каждую последующую операцию вытяжки осуществляется получение цилиндрического участка с диаметром, равным диаметру следующей ступени. При этом одновременно уменьшается высота цилиндрического участка, полученного на предыдущем переходе, до заданного значения. При правильном расчете размеров заготовки на последней операции вытяжки получают последнюю ступень с заданными диаметральными размерами и высотой. В предварительных операциях набор металла осуществляется не полностью (для сферических днищ – около 95 %). Недостающее количество металла в наборе восполняется в процессе окончательной вытяжки дотяжкой из фланца.

Использование этого метода при обработке титановых сплавов имеет следующие особенности (рис. 1):

1. Вытяжку цилиндрического стакана на первой операции осуществляют до полного исчезновения фланца на диаметр, равный (1,15...1,25) диаметра сферы.

2. Формирование фланца полусферы осуществляют на второй операции, полностью перетягивая стенку первого перехода в стенку и фланец второго перехода ($D_2 = 1054$ мм).

3. Вытяжку на третьей операции ведут таким образом, чтобы высота оставшейся стенки второго перехода позволяла ступенчатому полуфабрикату "вписаться" в сферическую калибровочную матрицу при укладке.

4. Обтяжку ступенчатого полуфабриката по сферическому пуансону ведут в две операции с промежуточными отжигами без вытягивания фланца из-под прижима, причем ступени расправляются не полностью.

Калибровка взрывом ведется в два подрыва с промежуточным отжигом. В первом подрыве фланец зажат максимальным давлением гидрозажимов с силой 2000 кН, и происходит окончательное разглаживание ступеней, а во втором подрыве – втягивание недостающего металла из-под фланца. У отштампованной полусферы отрезается фланец и вырезается отверстие диаметром 350 мм в дне. Затем деталь подвергают химическому фрезерованию.

Используется лист из титанового сплава ПТ-3Вкт размерами 2000×2000×3,5 мм. Сплав ПТ-3Вкт имеет следующие характеристики: условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 630...730$ МПа; временное сопротивление $\sigma_в = 660...760$ МПа; относительное удлинение после разрыва $\delta = 21$ %; относительное равномерное удлинение $\delta_р = 7{,}65$ %.

Многооперационная вытяжка (ступенчатый набор) проводится вхолодную на прессе УЗТМ силой 10 МН. Полусферические тонкостенные дни-

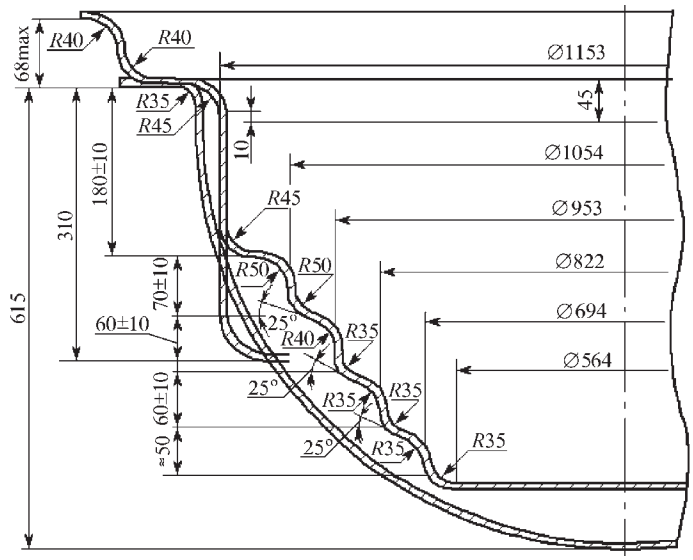


Рис. 1. Эскизы полуфабрикатов по операциям вытяжки

Рис. 2. Полусферические тонкостенные днища из листов титанового сплава ПТ-3Вкт

ща из листов титанового сплава ПТ-3Вкт приведены на рис. 2.

Выполнены исследования кристаллографической текстуры листа в исходном состоянии, как важный показатель анизотропии листа и штампуемости. Кроме того, дефекты, возникающие при штамповке, и окончательные свойства днища имеют непосредственную связь с изменением текстуры при формообразовании и отжигах. Текстуру исследовали рентгеновским методом с помощью анализа прямых и обратных полюсных фигур, полученных в результате съемок "на отражение".

Съемка дифрактограмм для построения полюсных фигур проводилась на аппарате ДРОН-0,5 в отфильтрованном медном излучении с применением дифференциальной дискриминации. Для съемок использовали текстурную приставку ГП-2, а для увеличения числа зерен, участвующих в отражении, – возвратно-поступательное движение образца, которое предусмотрено в приставке ГП-2.

Известно, что наиболее благоприятной для вытяжки текстурой листа является базисная текстура (0001) $[10\bar{1}0]$ или близкая к ней. Полученный лист, по данным рентгеноструктурных исследований, описывается двумя компонентами: (0001) $[10\bar{1}0]$ и (0001)±60° НН–ПН $[10\bar{1}0]$ (где НН – направление нормали к поверхности листа; ПН – поперечное направление относительно направления прокатки). Механические испытания показали, что такая текстура обеспечивает коэффициент нормальной пластической анизотропии R = 2...3 (трансверсально-изотропный материал).

Опыт штамповки титанового сплава ПТ-3Вкт показал, что, несмотря на принципиальную верность выбранной технологической схемы, процесс был нестабилен. Высокий процент брака (до 25 %) из-за образования микротрещин на внешних радиусах первой и второй операций, а также на внутренней поверхности полусферы после калибровки требовал проведения исследований для выявления и устранения причин образования разрывов и дальнейшей отработки технологического процесса. Исследования вели в направлениях установления оптимальной температуры отжига, борьбы с газонасыщенным слоем и анализа изменения текстуры в процессе деформирования и при отжигах (истории деформации по участкам).

Отжиг, снимающий нагартовку, приводит к образованию на поверхности титана так называемого газонасыщенного слоя, имеющего повышенную твердость и хрупкость. Как правило, газонасыщенный слой является причиной образования микротрещин.

Исследования на образцах для определения глубины газонасыщенного слоя методом замера твердости и микроструктуры после травления показали, что рекристаллизационный отжиг при T = 800; 850 и 900 °С в течение 1 ч формирует газонасыщенный слой глубиной от 0,2 до 0,5 мм. В то же время отжиг при T = 650 °С в течение 5 ч формирует газонасыщенный слой на глубину не более 10 мкм (0,1 мм), что вполне приемлемо при четырех-пяти межоперационных отжигах по 1 ч, которым подвергают ступенчатый полуфабрикат до калибровки.

Параллельно исследовали влияние отжигов на текстуру листа. Отжиги образцов исследованного сплава проводили в вакуумной трубчатой печи при температуре 650 °С; при этой температуре достаточно активно развиваются рекристаллизационные процессы.

Выполнены исследования текстуры в зависимости от длительности отжига τ при указанной температуре. После рекристаллизационного отжига в течение 1 ч текстура описывается двумя компонентами: (0001) $[10\bar{1}0]$ и (0001)±60° НН–ПН $[10\bar{1}0]$ и совпадает с текстурой листа до отжига. Отжиг в течение 2 ч при 650 °С практически не меняет текстуру рекристаллизации сплава ПТ-3Вкт. Однако уже трехчасовой отжиг приводит к появлению третьей компоненты текстуры рекристаллизации (0001)±20° НН–НП $[10\bar{1}0]$. Дальнейшее увеличение длительности отжига до 6...7 ч ведет к формирова-

нию единственной компоненты (0001) $[10\bar{1}0]$, т.е. исчезают ориентировки, неблагоприятные для штампуемости.

Такой характер изменения текстуры рекристаллизации можно объяснить следующим образом. Как и в сплавах титана, содержащих более 2 % Al, в листах сплава ПТ-3Вкт после отжига при температурах, близких к температуре начала рекристаллизации, основной компонентой текстуры является ориентировка (0001) $[10\bar{1}0]$. При небольших длительностях отжига наряду с ней присутствуют и другие компоненты, которые, однако, не "выживают" в процессе конкурентного роста зерен.

Подобные особенности развития текстуры рекристаллизации наблюдались и для других металлов и сплавов [3]. Объяснение состоит в том, что подвижность границ зерен зависит не только от разориентации соседних зерен, ориентации самой границы относительно кристаллических решеток этих зерен, но и от вида и количества примесей и легирующих элементов.

Установлено, что при увеличении длительности отжига при температуре 650 °С в листах сплава ПТ-3Вкт наблюдаются изменения текстуры, способствующие усилению благоприятных для штампуемости ориентировок. Выбран режим межоперационных отжигов: температура 650 °С, 1 ч. Температура 650 °С при неоднократных отжигах формирует благоприятную для штампуемости текстуру 0001 $[10\bar{1}0]$ и создает незначительный по глубине газонасыщенный слой повышенной твердости и хрупкости.

Как показали замеры твердости на образцах, вырезанных из прокатанных листов, металл в состоянии поставки, несмотря на шлифовку поверхности, также имеет газонасыщенный слой. Поэтому помимо травления заготовки перед обтяжкой по пуансону введена дополнительная операция травления листов в исходном состоянии. Необходимо отметить, что решение о глубине травления заготовки или ступенчатого полуфабриката перед обтяжкой принимается индивидуально по каждой заготовке на основании данных измерения толщины ультразвуковым толщиномером "Калипер-204" по схеме, введенной в технологический паспорт детали, и глубины газонасыщенного слоя на образцах-свидетелях и, как правило, не превышает 0,1 мм за один раз.

Выводы

1. Метод ступенчатого набора с последующей обтяжкой по пуансону и калибровкой взрывом позволяет штамповать полусферические днища диаметром более 1000 мм из труднодеформируемых титановых сплавов в холодную с зональным утонением не больше 15 % от исходной толщины металла.

2. Неоднократный межоперационный отжиг при температуре 650 °С в течение 1 ч формирует в листе титанового сплава ПТ-3Вкт текстуру (0001) $[10\bar{1}0]$, благоприятную для штампуемости и создает суммарную толщину газонасыщенного слоя не более 0,1 мм, что позволяет принять эту температуру как оптимальную.

3. Для снижения вероятности образования микротрещин, которые могут быть причиной брака, обязательно введение операции травления листа сплава ПТ-3Вкт перед первой операцией и ступенчатого полуфабриката перед калибровкой, причем глубина травления должна определяться для каждой заготовки индивидуально после замера толщины заготовки и исследования глубины газонасыщенного слоя на образцах-свидетелях.

Причиной образования микротрещин на поверхности ступенчатого полуфабриката может также являться исчерпание ресурса пластичности в различных зонах при вытяжке, обтяжке и калибровке взрывом [4–6].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотермическое** деформирование высокопрочных анизотропных материалов / С.П. Яковлев, В.Н. Чудин, С.С. Яковлев, Я.А. Соболев. М.: Машиностроение, 2004. 427 с.

2. **Поликарпов Е.Ю., Подлесный С.В.** Силовые режимы и предельные возможности формоизменения многооперационной вытяжки ступенчатых осесимметричных деталей из анизотропного материала // Известия ТулГУ. Сер. Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением. Тула: Изд-во ТулГУ, 2005. Вып. 2. С. 88–98.

3. **Адамеску Р.А., Гельд П.В., Митюшков Е.А.** Анизотропия физических свойств металлов. М.: Металлургия, 1985. 136 с.

4. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Уральский государственный технический университет (УПИ), 2001. 836 с.

5. **Богатов А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. 329 с.

6. **Поликарпов Е.Ю.** Технологические параметры многооперационной вытяжки ступенчатых осесимметричных деталей из анизотропных материалов // Известия ТулГУ. Сер. Технические науки. Тула: Изд-во ТулГУ. 2008. Вып. 1. С. 94–103.

Евгений Юрьевич Поликарпов, канд. техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru

УДК 621.983; 539.374

С.П. Яковлев, В.Н. Чудин*, А.В. Черняев, С.А. Брагин
(Тульский государственный университет,
**Московский институт инженеров транспорта)*

Поперечное горячее выдавливание**

Предложены расчеты кинематики, сил и сплошности материала заготовки при горячем выдавливании в ортогональных направлениях. Использована верхнеграничная теорема пластичности для разрывных плоских полей перемещений.

The calculations of the kinematics, forces and pieces material's denseness in the process of hot extrusion in the orthogonal directions are proposed. The upper limit plasticity theorem for plain discontinuous displacement fields is used.

Ключевые слова: деформация; вязкость; горячее выдавливание; ползучесть; верхнеграничная теорема пластичности; заготовка; напряжение; температура; сплошность.

Keywords: deformation; viscosity; hot extrusion; creeping; upper limit plasticity theorem; piece; stress; temperature; denseness.

Эффективной технологией производства сложных по геометрии элементов трубопроводов (угольники, тройники, крестовины) энергетических установок является горячее изотермическое выдавливание в ортогональных направлениях. Изотермическое выдавливание позволяет получать сложные по геометрии изделия при минимальных припусках под механическую обработку. Выдавливание осуществляют в разъемных матрицах на типовом прессовом оборудовании или, что более эффективно, на специализированных многоплунжерных прессах.

При штамповке существенна зависимость режимов технологии и, следовательно, качества изделий от скорости, так как деформируемый горячий металл проявляет вязкие свойства. Кроме того, деформирование сопровождается изменениями механической сплошности материала, что определяет качество изделия. Влияние совокупности этих факторов на состояние деформирования материала определяли по уравнению

$$\sigma_e = A\psi^p \varepsilon_e^m \xi_e^n, \qquad (1)$$

где σ_e, ε_e, ξ_e – соответственно эквивалентные напряжения, деформации и скорости деформаций; ψ – сплошность материала заготовки; $1 \geq \psi \geq 0$; A, m, n, p – константы упрочнения материала.

Влияние деформируемого, скоростного упрочнения и кинетика сплошности материала должны учитываться при проектировании технологии изотермической штамповки [1]. В дальнейшем воспользуемся верхнеграничным методом расчета применительно к жестко-блочным полям скоростей перемещений [2]. При плоской схеме деформаций справедливо энергетическое неравенство

$$qL\mathrm{v}_0 \leq \Sigma\left(\frac{1}{\sqrt{3}}(\sigma_e)_p \mathrm{v}_p l_p + \mu\sigma_k \mathrm{v}_k l_k\right), \qquad (2)$$

где q – внешнее давление, приложенное на контуре L заготовки; $(\sigma_e)_p$, σ_k – эквивалентные напряжения на линиях разрыва скоростей l_p и контактных границах трения l_k; v_0, v_p, v_k – скорости перемещения материала на внешнем контуре заготовки, на линиях разрыва и на границах трения соответственно; μ – коэффициент трения.

Рассмотрим выдавливание заготовки с четырьмя ортогональными отростками – крестовины. Обработка производится на одной позиции штамповки за два этапа. На первом этапе осуществляется торцевое сжатие заготовки до контакта материала с центральными пуансонами и выдавливание его в закрытые полости боковых матриц. На этом этапе реализуется разрывное поле скоростей перемещений, приведенное на рис. 1, *а*. Оно состоит из жестких блоков, разделенных линиями разрыва скоростей перемещений (показаны штриховыми линиями). Кинематика поля должна быть обеспечена условием неразрывности деформаций, что выражается зависимостью

$$\frac{(a+a_1)\cos(\alpha-\delta)}{\sin\delta} + \frac{b_1\sin(\alpha-\gamma)}{\sin\gamma} = \frac{b\sin(\alpha+\beta)}{\sin\beta}.$$

** Работа выполнена по гранту РФФИ № 07-01-00041 и ведомственной целевой программе "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)".

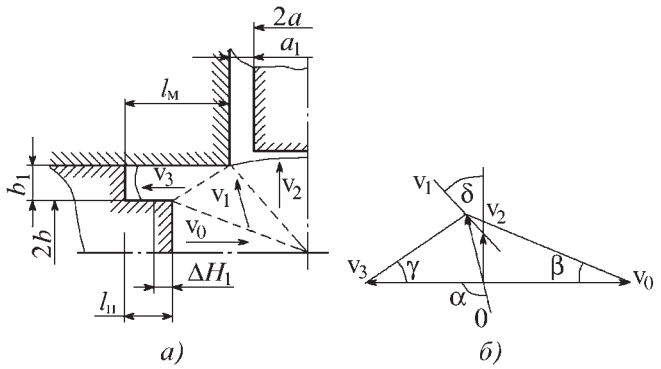


Рис. 1. Схема 1-го этапа штамповки:
а – поле скоростей; *б* – годограф

Отсюда определяется угол α – направление скорости v_1. Входящие линейные и угловые параметры заданы полем скоростей и годографом.

Кинематика поля по годографу скоростей. Скорости на линиях разрыва

$$\left.\begin{aligned}(v_p)_{10} &= \frac{v_0 \sin\alpha}{\sin(\alpha+\beta)};\ (v_p)_{12} = \frac{v_0 \cos\alpha \sin\beta}{\sin(\alpha+\beta)\sin\delta};\\ (v_p)_{13} &= \frac{v_0 \sin\alpha \sin\beta}{\sin(\alpha+\beta)\sin\gamma}.\end{aligned}\right\} \quad (3)$$

Скорость движения материала по поверхности матрицы определяется так:

$$v_3 = \frac{v_0 \sin\beta \sin(\alpha-\gamma)}{\sin(\alpha+\beta)\sin\gamma}. \quad (4)$$

Кинематика поля скоростей позволяет представить эквивалентные скорости деформаций, деформации и напряжения на линиях разрыва в виде

$$\xi_{\dot{e}p} = \frac{2v_p}{\sqrt{3}l_p};\ \varepsilon_{\dot{e}} = \xi_{\dot{e}p}\frac{\Delta H}{v_0}; \quad (5)$$

$$\sigma_{\dot{e}p} = A\psi^p\left(\frac{\Delta H}{v_0}\right)^m\left(\frac{2v_p}{\sqrt{3}l_p}\right)^{m+n}, \quad (6)$$

где v_p – касательные скорости (3) на соответствующих линиях разрыва; $\Delta H = \Delta H_1$ – рабочий ход бокового пуансона; l_p – длины линий разрыва, которые можно записать в виде

$$(l_p)_{01} = \frac{b}{\sin\beta};\ (l_p)_{12} = \frac{b+b_1}{\cos\delta};\ (l_p)_{13} = \frac{b_1}{\sin\gamma}. \quad (7)$$

На контактных границах трения боковых матриц и пуансонов эквивалентные деформации и скорости деформаций примем по осредненной степени деформации при обратном выдавливании [3], т.е.

$$\varepsilon_{\dot{e}k} = \frac{b_1}{b+b_1},\ \xi_{\dot{e}k} = \frac{v_k}{\Delta H_1}\varepsilon_{\dot{e}k}, \quad (8)$$

где v_k – контактные скорости материала на инструменте.

При этом $v_k = v_3$ – для границ трения на матрице и $v_k = v_0 + v_3$ – для границ трения на пуансоне. Длины этих границ контакта соответственно $l_k = l_м$, $l_k = l_п$. Эквивалентные напряжения на границах трения

$$\sigma_{\dot{e}k} = A\psi^p\left(\frac{b_1}{b+b_1}\right)^{m+n}\left(\frac{v_k}{\Delta H_1}\right)^n. \quad (9)$$

В соответствии с энергетическим неравенством (2) при учете выражений (3)–(9) получим зависимость для удельной силы первого этапа операции:

$$q \le \frac{A}{bv_0}\left[\frac{2^{m+n}}{(\sqrt{3})^{1+m+n}}\left(\frac{\Delta H_1}{v_0}\right)^m\sum_1^3\psi_p v_p^{1+m+n} l_p^{1-m-n} + \mu\left(\frac{1}{\Delta H_1}\right)^n\left(\frac{b_1}{b+b_1}\right)^{m+n}\sum_1^2\psi_p v_k^{1+n} l_k\right]. \quad (10)$$

На втором этапе операции происходит выдавливание материала в зазор между матрицей и центральным пуансоном. Схема этого этапа показана на рис. 2.

Поле допустимо при условии:

$$a_1 \sin\beta\cos(\alpha-\gamma) = (b+b_1)\sin\gamma\cos(\alpha-\beta).$$

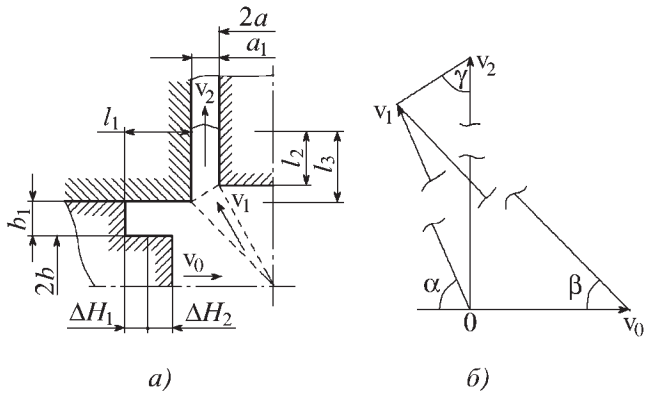


Рис. 2. Схема 2-го этапа штамповки:
а – поле скоростей; *б* – годограф

Используя поле скоростей и годограф, запишем необходимые кинематические соотношения для этого этапа. Скорости движения блоков:

$$\mathrm{v}_1 = \frac{\mathrm{v}_0 \sin\beta}{\cos(\alpha - \beta)}; \ \mathrm{v}_2 = \frac{\mathrm{v}_0 (b + b_1)}{a_1}. \qquad (11)$$

Касательные скорости на линиях разрыва:

$$(\mathrm{v}_p)_{01} = \frac{\mathrm{v}_0 \cos\alpha}{\cos(\alpha - \beta)};$$
$$(\mathrm{v}_p)_{12} = \frac{\mathrm{v}_0 \cos\alpha \sin\beta}{\sin\gamma \cos(\alpha - \beta)}; \ (\mathrm{v}_p)_{10} = \mathrm{v}_1. \qquad (12)$$

Эквивалентные скорости деформаций, деформации и напряжения на линиях разрыва скоростей представлены общими выражениями (5), (6) при подстановке скоростей (12). При этом $\Delta H = \Delta H_2$, а длины линий разрыва определяются по выражениям соответственно

$$(l_p)_{01} = \frac{a + a_1}{\cos\beta}; \ (l_p)_{12} = \frac{a}{\cos\alpha}; \ (l_p)_{10} = \frac{a_1}{\sin\gamma}. \qquad (13)$$

Эквивалентные деформации и скорости деформаций на границах трения примем, как это сделано выше, исходя из осредненной степени формообразования при боковом выдавливании, т.е.

$$\varepsilon_{\grave{e}k} = 1 - \frac{2a_1}{b + b_1}, \ \xi_{\grave{e}k} = \frac{\mathrm{v}_k}{\Delta H_2} \varepsilon_{\grave{e}k}, \qquad (14)$$

где $\mathrm{v}_k = \mathrm{v}_0$, $\mathrm{v}_k = \mathrm{v}_0 + \mathrm{v}_2$, $\mathrm{v}_k = \mathrm{v}_2$ – скорости на границах трения соответственно l_1, l_2, l_3; ΔH_2 – рабочий ход бокового пуансона на этом этапе операции.

Эквивалентные напряжения на границах трения запишем, исходя из уравнения (1) при учете выражений (14), в виде

$$\sigma_{\grave{e}k} = A\psi^p \left(1 - \frac{2a_1}{b + b_1}\right)^{m+n} \left(\frac{\mathrm{v}_k}{\Delta H_2}\right)^n. \qquad (15)$$

Аналогично зависимости (10) получим для второго этапа штамповки следующее соотношение для расчета давления:

$$q \le \frac{A}{(b + b_1)\mathrm{v}_0} \left[\frac{2^{m+n}}{(\sqrt{3})^{1+m+n}} \left(\frac{\Delta H_2}{\mathrm{v}_0}\right)^m \times \right.$$
$$\times \sum_1^3 \psi_p \mathrm{v}_p^{1+m+n} l_p^{1-m-n} + \qquad (16)$$
$$\left. + \mu \left(\frac{1}{\Delta H_2}\right)^n \left(1 - \frac{2a_1}{b + b_1}\right)^{m+n} \sum_1^3 \psi_p \mathrm{v}_k^{1+n} l_k \right].$$

В процессе выдавливания происходит изменение механической сплошности материала, что будем определять как использование ресурса пластичности.

Этот фактор влияет на качество изделия и определяет оптимальные степени формообразования. Проведем в этой связи оценку сплошности, исходя из деформационной и энергетической теорий прочности [1]. По первой из них сплошность определяется уравнением

$$\psi = 1 - \frac{1}{(\varepsilon_e)_{\text{пр}}} \int_t \xi_e dt, \qquad (17)$$

где $1 \ge \psi \ge 0$ – сплошность материала за время $0 \le t \le$ $\le t_{\text{кр}}$; $t_{\text{кр}}$ – критическое время полной потери сплошности; $(\varepsilon_e)_{\text{пр}}$ – предельная степень деформации при данной температуре.

Определим мощность на линиях разрыва. Используя выражения (5), по уравнению (17) получаем, что

$$\psi_p = 1 - \frac{\varepsilon_e}{(\varepsilon_e)_{\text{пр}}} = 1 - \frac{2(\Delta H)\mathrm{v}_p}{\sqrt{3}\mathrm{v}_0 l_p (\varepsilon_e)_{\text{пр}}}, \qquad (18)$$

где v_p, l_p – соответственно касательные скорости (3) и длины линий разрыва (7) для первого этапа операций и скорости (12) и длины линий разрыва (13) для второго этапа.

Сплошность материала на границах контактного трения оценивается следующим образом:

- для первого этапа в соответствии с уравнением (18) и выражениями (8)

$$\psi_k = 1 - \frac{b_1}{(b + b_1)(\varepsilon_e)_{\text{пр}}}, \qquad (19)$$

- для второго этапа с учетом выражений (14)

$$\psi_k = 1 - \left(1 - \frac{2a_1}{b + b_1}\right) \frac{1}{(\varepsilon_e)_{\text{пр}}}. \qquad (20)$$

Отметим, что в зависимостях (18)–(20) сплошность определяется конечной и предельной деформациями. Если зависимость от скорости существует, то необходимо использовать энергетическую теорию прочности, которая выражается уравнением

$$d\psi = -\frac{1}{A_{\text{пр}}} \sigma_e \xi_e dt, \qquad (21)$$

где $A_{пр}$ – предельная удельная работа разрушения материала при данной температуре.

На линиях разрыва скоростей сплошность будет определяться зависимостью, которая следует из уравнения (21) при подстановке выражений (5) и (6). Таким образом:

$$\psi_p = \left[1 - \frac{A(1-p)}{A_{пр}(1+m)}\left(\frac{1}{v_0}\right)^{1+m}\left(\frac{2v_p}{\sqrt{3}l_p}\right)^{1+m+n}(\Delta H)^{1+m}\right]^{\frac{1}{1-p}}. \quad (22)$$

Здесь также разрывы скоростей, длины линий разрыва и ход пуансона должны соответствовать рассматриваемому этапу штамповки.

Условие $\psi = 0$ является условием полной потери сплошности материала (исчерпанию ресурса пластичности), что позволяет установить предельную степень формообразования.

Расчеты проведены для штамповки крестовины из алюминиевого сплава АМг6 при 420 °С в режиме вязкого деформирования. Приняты разрывы: a = = 25 мм; a_1 = 3 мм; b = 35 мм; b_1 = 5 мм; $\Delta H_1 = \Delta H_2$ = = 5 мм. Границы трения: $l_п$ = 10 мм; $l_м$ = 25 мм; l_1 = = l_2 = 20 мм; l_3 = 25 мм. Коэффициент трения μ = = 0,2. Константы материала [1]: A = 177 МПа·с^n; m = 0; n = 0,25; p = 0,4; $(\varepsilon_e)_{пр}$ = 0,8.

Рассчитаны величины сплошности на линиях разрыва скоростей и границах трения, которые приведены в табл. 1.

Длительность штамповки данного сплава при данной температуре не влияет на его конечную сплошность. Она зависит только от степени формоизменения. Сплошность материала значительно падает на границах трения.

Давления на боковом пуансоне для первого и второго этапов штамповки в зависимости от времени деформирования при конечном рабочем ходе пуансона приведены в табл. 2.

Давление падает при увеличении длительности штамповки, т.е. при уменьшении скорости штамповки. Наиболее существенна эта зависимость при малых скоростях, когда значительно проявление вязкости горячего металла. На давление также влияет трение.

1. Величины сплошности на линиях разрыва скоростей и границах трения

Этапы штамповки	Сплошность ψ на линиях разрыва				
	l_{01}	l_{12}	l_{10}	l_{13}	l_k
1	0,83	0,9	–	0,55	0,5
2	0,91	0,75	0,84	–	0,5

2. Давления на боковом пуансоне для первого и второго этапов штамповки в зависимости от времени деформирования

Этап штамповки	Время деформирования, мин	Давление q, МПа	
		расчетное	экспериментальное
1	1	125	130
	5	67	72
2	1	153	161
	5	80	85

Экспериментальные значения давлений превосходят расчетные, что связано с учетом повреждаемости материала в расчетных соотношениях. С другой стороны, учет повреждаемости сближает расчетные и экспериментальные данные.

Выводы

1. Штамповка в оригинальных направлениях позволяет изготовлять сложные по геометрии изделия на одной позиции обработки; при этом она должна быть регламентирована по температурно-скоростным условиям.

2. Существенному уменьшению технологической силы способствует снижение скорости операции, что связано с проявлением вязкости горячего металла и падением его сплошности при деформировании.

3. Конечное состояние сплошности материала заготовки и, следовательно, качество детали определяется скоростью обработки и степенью деформации – для групп материалов, подчиняющихся деформационной теории прочности, и только степенью формообразования – для групп материалов, подчиняющихся энергетической теории прочности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотермическое** деформирование высокопрочных анизотропных материалов / С.П. Яковлев, В.Н. Чудин, С.С. Яковлев, Я.А. Соболев. М.: Машиностроение, ТулГУ, 2003. 427 с.

2. **Унксов Е.П., Джонсон У., Колмогоров В.Л. и др.** Теория пластических деформаций для инженеров // под ред. Е.П. Унксова, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1983. 598 с.

3. **Андрейченко В.А., Юдин Л.Г., Яковлев С.П.** Малоотходная ресурсосберегающая технология штамповки. Кишинев: UNIVERSITAS, 1993. 238 с.

Сергей Петрович Яковлев, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru;
Владимир Николаевич Чудин, д-р техн. наук;
Алексей Владимирович Черняев, канд. техн. наук;
Сергей Александрович Брагин, аспирант

УДК 539.374; 621.983

А.В. Черняев *(Тульский государственный университет)*

Обжим и раздача тонкостенных цилиндрических оболочек из анизотропного материала в режиме ползучести*

Приведены математические модели операций обжима и раздачи в режиме кратковременной ползучести тонкостенных трубных заготовок из ортотропного материала, обладающего цилиндрической анизотропией механических свойств. Оценены силовые режимы и предельные степени деформации операций обжима и раздачи анизотропных трубных заготовок.

The mathematical model of the thinwalled piped details squeezing and flaring processes in the mode of creeping conditions from orthotropic material possessing cylindrical anisotropy of mechanical properties are given. Power circumstances and the extreme deformation levels of the squeezing and flaring processes of anisotropic piped pieces are estimated.

Ключевые слова: обжим; раздача; анизотропный материал; кратковременная ползучесть.

Keywords: squeezing; flaring; anisotropic material; short-duration creeping.

Основные уравнения и соотношения. Рассмотрим изотермическое горячее деформирование тонкостенной круговой цилиндрической трубы постоянного поперечного сечения в жесткой конической матрице (рис. 1). В зависимости от схемы нагружения могут реализовываться операции обжима или раздачи. Изгибающими моментами, возникающими при деформации трубы, пренебрежем. Задача решается на основе безмоментной теории оболочек вращения. Принимается, что на контактных поверхностях рабочего инструмента и заготовки справедлив закон трения Кулона. Остановимся на модели нелинейно-вязкого тела, уравнение состояния которого имеет вид [1]:

$$\xi_e = B\sigma_e^n, \qquad (1)$$

где ξ_e, σ_e – эквивалентные интенсивность скоростей деформации и напряжений; n, B – коэффициенты, зависящие от температуры.

Материал трубы принимается ортотропным, обладающим цилиндрической анизотропией механических свойств. Деформация трубы осесимметричная. При безмоментном осесимметричном нагружении оболочки вращения напряженное состояние всех точек оболочки плоское, а меридиональные σ_m и окружные σ_t напряжения являются главными напряжения.

Уравнение равновесия элемента, вырезанного главными сечениями из осесимметрично нагруженной безмоментной оболочки вращения, имеет вид

$$\frac{d}{dr}(\sigma_m rh) - \sigma_t h + \frac{qr}{\sin\alpha} = 0; \qquad (2)$$

$$\frac{\sigma_m}{\rho_m} + \frac{\sigma_t}{\rho_t} = -\frac{p}{h}, \qquad (3)$$

где ρ_m – радиус кривизны меридионального сечения; ρ_t – радиус кривизны сечения оболочки конической поверхности, перпендикулярной дуге меридиана; r – радиус окружности в сечении плоскостью, перпендикулярной оси оболочки; h – толщина стенки; p – контактное давление; q – интенсивность сил трения; α – угол между касательной к меридиану и осью оболочки.

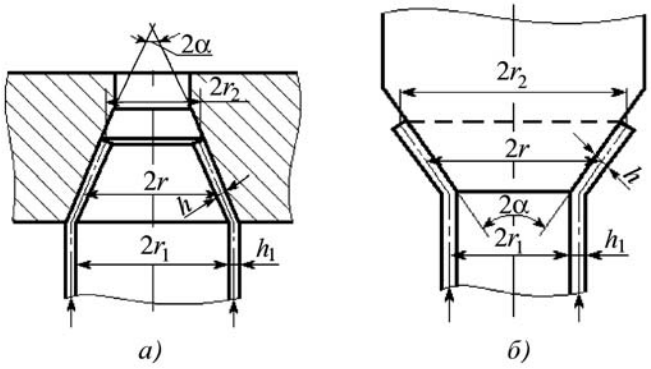


Рис. 1. Схема деформирования трубной заготовки при обжиме (*а*) и раздаче (*б*)

* Работа выполнена по гранту РФФИ № 07-01-00041 и ведомственной целевой программе "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)".

Из уравнения (3) получаем формулу, связывающую давление между матрицей и оболочкой и окружное напряжение,

$$p = \frac{\sigma_t h \cos\alpha}{r}, \qquad (4)$$

так как в случае конической матрицы $\rho_m = \infty$, $\rho_t = r/\cos\alpha$.

Закон Кулона запишется в виде

$$q = \mu p, \qquad (5)$$

где μ – коэффициент трения.

С учетом соотношений (4) и (5) уравнение (2) принимает вид

$$r\frac{d\sigma_m}{dr} + \sigma_m + \frac{r}{h}\frac{dh}{dr}\sigma_m - k\sigma_t = 0,$$

где $k = 1 + \mu \mathrm{ctg}\alpha$.

Вводятся понятия эквивалентного напряжения и эквивалентной скорости деформаций для ортотропного материала с цилиндрической анизотропией в главных осях анизотропии m, t, ν [2].

Из ассоциированного закона течения устанавливаются уравнения связи скоростей деформаций от напряжений

$$\begin{aligned}
\xi_m &= 3R_t\xi_e[R_m(\sigma_m - \sigma_t) + \sigma_m - \sigma_\nu]/[2(R_m + R_mR_t + R_t)\sigma_e];\\
\xi_t &= 3R_m\xi_e[\sigma_t - \sigma_\nu + R_t(\sigma_t - \sigma_m)]/[2(R_m + R_mR_t + R_t)\sigma_e];\\
\xi_\nu &= 3\xi_e[R_t(\sigma_\nu - \sigma_m) + R_m(\sigma_\nu - \sigma_t)]/[2(R_m + R_mR_t + R_t)\sigma_e],
\end{aligned} \qquad (6)$$

где $R_m = \frac{H}{G}$; $R_t = \frac{H}{F}$ – коэффициенты анизотропии; F, G, H – параметры анизотропии [2].

Приращение деформаций в окружном направлении $d\varepsilon_t$ и в направлении нормали к оболочке $d\varepsilon_\nu$ связаны с приращением радиуса и толщины соотношениями

$$d\varepsilon_t = \frac{dr}{r};\ d\varepsilon_\nu = \frac{dh}{h}.$$

Эти приращения деформаций могут быть выражены через скорости деформаций ξ_t и ξ_ν следующим образом:

$$d\varepsilon_t = \xi_t dt;\ d\varepsilon_\nu = \xi_\nu dt. \qquad (7)$$

Из соотношений (7) следует, что

$$\frac{\xi_\nu}{\xi_t} = \frac{r}{h}\frac{dh}{dr}, \qquad (8)$$

где $\xi_\nu = \frac{dh}{hdt}$; $\xi_t = \frac{dr}{rdt}$.

Скорость деформации в меридиональном направлении определяется по выражению

$$\xi_m = \frac{d\nu}{dS_m}, \qquad (9)$$

где ν – скорость перемещения в меридиональном направлении; dS_m – элемент длины меридиана;

$$dS_m = \pm dr/\sin\alpha, \qquad (10)$$

где знак "+" относится к операции раздачи, а знак "–" к операции обжима.

Из условия несжимаемости имеем

$$\nu = \nu_1 r_1 h_1 / rh = \nu_2 r_2 h_2 / rh, \qquad (11)$$

где h_1, h_2 – толщины стенки оболочки; r_1, r_2 – радиусы; ν_1 и ν_2 – скорости перемещения на входе и выходе соответственно.

Преобразуем выражение (9), используя соотношения (10) и (11). Тогда получим

$$\xi_m = \mp\frac{\nu_1 r_1 h_1 \sin\alpha}{r^2 h}\left(1 + \frac{r}{h}\frac{dh}{dr}\right),$$

где знак "–" относится к операции раздачи, а знак "+" к операции обжима.

Для плоского напряженного состояния уравнения (6) примут вид:

$$\begin{aligned}
\xi_m &= 3R_t\xi_e[R_m(\sigma_m - \sigma_t) + \sigma_m]/[2(R_m + R_mR_t + R_t)\sigma_e];\\
\xi_t &= 3R_m\xi_e[\sigma_t + R_t(\sigma_t - \sigma_m)]/[2(R_m + R_mR_t + R_t)\sigma_e].
\end{aligned} \qquad (12)$$

Используя уравнения (12) для определения выражения (8) и отношения ξ_m, ξ_t, получаем:

$$\frac{r}{h}\frac{dh}{dr} = \frac{\xi_\nu}{\xi_t} = \frac{R_t\sigma_m + R_m\sigma_t}{R_m[R_t\sigma_m - (1 + R_t)\sigma_t]} = f;$$

$$\frac{\xi_m}{\xi_t} = \frac{R_t[R_m(\sigma_m - \sigma_t) + \sigma_m]}{R_m[\sigma_t + R_t(\sigma_t - \sigma_m)]}.$$

Выразим компоненту скорости деформаций ξ_t через ξ_m следующим образом:

$$\xi_t = \xi_m\frac{R_m[\sigma_t + R_t(\sigma_t - \sigma_m)]}{R_t[R_m(\sigma_m - \sigma_t) + \sigma_m]}.$$

Меридиональные σ_m и окружные σ_t напряжения на коническом участке очага деформации определя-

ются решением приближенного уравнения равновесия

$$r\frac{d\sigma_m}{dr}+\sigma_m(1+f)-k\sigma_t=0 \qquad (13)$$

совместно с уравнением состояния (1) при граничном условии:

$$\text{при } r=r_2,\ \sigma_m|_{r=r_2}=0.$$

Интегрирование уравнения (13) выполняется численно методом конечных разностей от краевой части заготовки, где известны все входящие в уравнение величины.

Изменение толщины в процессе обжима или раздачи трубной заготовки оценивается по выражению:

$$h=h_1 e^{\int_{r_1}^{r} f\frac{dr}{r}}.$$

Сила операций обжима и раздачи определяется по выражению

$$P=2\pi r_1 h_1|\sigma_m|.$$

На основе приведенных выше соотношений выполнены теоретические исследования силовых параметров и предельных возможностей формоизменения при обжиме и раздаче трубных заготовок из анизотропного материала в режиме ползучести.

Силовые режимы. Исследовано влияние степени деформации, геометрии и скорости перемещения инструмента, анизотропии механических свойств материала заготовки и условий трения на инструменте на силу обжима и раздачи трубных заготовок из титанового ВТ6С (T = 930 °С) и алюминиевого АМг6 (T = 450 °С) сплавов. Механические характеристики исследуемых материалов приведены в таблице [2]. Расчеты выполнены при r_1 = 100 мм; h_1 = 4 мм.

На рис. 2 представлены графические зависимости изменения относительной силы $\overline{P} = P/(2\pi r_1 h_1 \sigma_{e0})$ при обжиме трубных заготовок из сплава ВТ6С от коэффициента обжима K_o и скорости перемещения инструмента v.

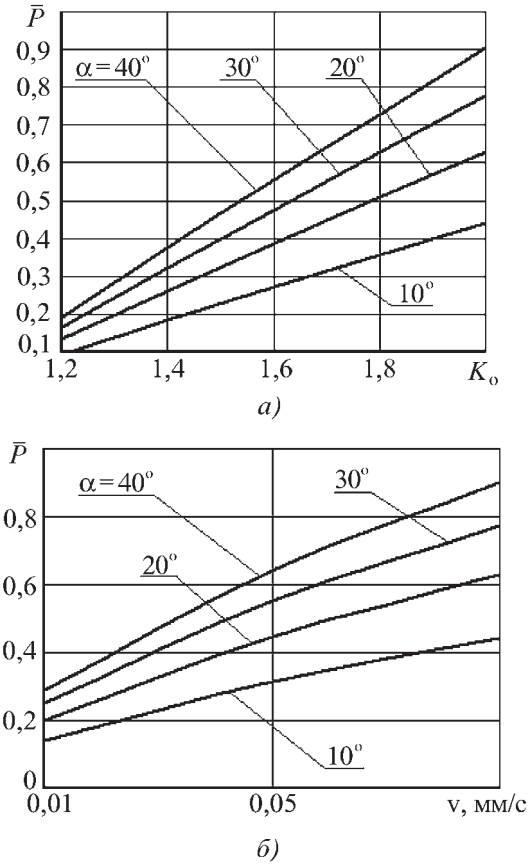


Рис. 2. Графические зависимости изменения $\overline{P}$ от K_o (*а*) и v (*б*) при обжиме трубных заготовок из сплава ВТ6С:
а – v = 0,1 мм/с; μ = 0,1; *б* – K_o = 2,0; μ = 0,1

Установлено, что с увеличением угла конусности инструмента от 10 до 40° сила обжима увеличивается в 2 раза. При увеличении коэффициента обжима от 1,2 до 2,0 при α = 40° $\overline{P}$ возрастает в 4,7 раза. Показано, что с ростом скорости перемещения инструмента v относительная сила $\overline{P}$ существенно возрастает. Для сплава ВТ6С увеличение скорости от 0,01 до 0,1 мм/с приводит к увеличению относительной силы $\overline{P}$ в 3,1 раза, а для сплава АМг6 увеличение скорости от 0,1 до 1,0 мм/с – в 1,8 раза.

При увеличении коэффициента трения на матрице от 0,1 до 0,4 рост силы обжима сплавов ВТ6С и АМг6 составляет 24 % при K_o = 1,2 и 28 % при K_o = 2,0.

Механические характеристики исследуемых материалов

Материал	T, °С	σ_{e0}, МПа	B, 1/с	n	R_m	R_t
ВТ6С	930	38,0	$7{,}89\cdot10^{-4}$	2,03	0,85	0,77
АМг6	450	26,8	$2{,}67\cdot10^{-3}$	3,81	0,75	0,71

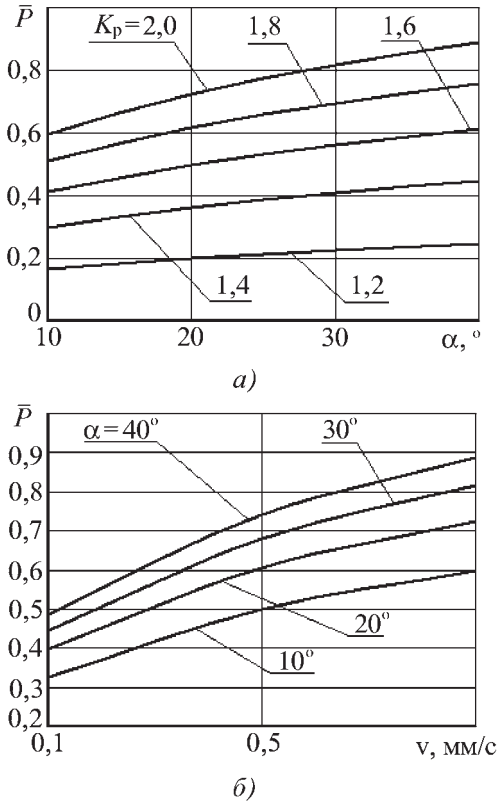


Рис. 3. Графические зависимости изменения $\overline{P}$ от α (*а*) и v (*б*) при раздаче трубных заготовок из сплава АМг6:
а – v = 1,0 мм/с; μ = 0,1; *б* – $K_р$ = 2,0; μ = 0,1

На рис. 3 приведены графические зависимости изменения относительной силы $\overline{P} = P/(2\pi r_1 h_1 \sigma_{e0})$ при раздаче трубных заготовок из алюминиевого сплава АМг6 от угла конусности α и скорости перемещения инструмента v.

Анализ графических зависимостей и результатов расчета показывает, что с увеличением угла конусности пуансона α, коэффициента раздачи $K_р$, скорости перемещения инструмента v и коэффициента трения на контактной поверхности рабочего инструмента и заготовки μ относительная сила $\overline{P}$ возрастает. Установлено, что с увеличением угла конусности пуансона от 10 до 40° сила раздачи увеличивается на 48 % при $K_р$ = 2,0. При увеличении коэффициента раздачи от 1,2 до 2,0 при α = 40° $\overline{P}$ возрастает в 3,6 раза. Показано, что с ростом скорости перемещения инструмента v относительная сила $\overline{P}$ существенно возрастает. Для сплава ВТ6С увеличение скорости от 0,05 до 0,5 мм/с приводит к увеличению относительной силы $\overline{P}$ в 3 раза, а для алюминиевого сплава АМг6 увеличение скорости от 0,1 до 1,0 мм/с – в 1,8 раза.

При увеличении коэффициента трения на пуансоне μ от 0,1 до 0,4 рост силы раздачи трубных заготовок из сплавов ВТ6С и АМг6 составляет 18 % при $K_р$ = 2,0.

Оценено влияние коэффициента нормальной анизотропии механических свойств на силовые режимы процессов обжима и раздачи трубных заготовок. Анализ графических зависимостей показывает, что с увеличением коэффициента анизотропии *R* от 0,2 до 2 относительная сила обжима уменьшается на 13 %, раздачи – на 24 %.

Критерии деформируемости. Предельные возможности формоизменения в процессах обработки металлов давлением, протекающих при различных температурно-скоростных режимах деформирования, часто оцениваются на базе феноменологических моделей разрушения. Уровень повреждаемости материала заготовки в процессе деформирования не должен превышать величины χ и оценивается по выражениям (первый критерий) [2]:

$$\omega_A = \int_0^t \frac{\sigma_e \xi_e dt}{A_{пр}} \le \chi;\ \omega_e = \int_0^t \frac{\xi_e dt}{\varepsilon_{e\,пр}} \le \chi$$

для материалов, подчиняющихся энергетической и кинетической теориям ползучести и повреждаемости соответственно; $A_{пр}$, $\varepsilon_{e\,пр}$ – удельная работа разрушения и предельная эквивалентная деформация; ω_A и ω_e – величина накопленных микроповреждений по энергетической и кинетической теории ползучести и повреждаемости; χ – величина, которая учитывает условия эксплуатации изделия или вида последующей термической обработки [3–5].

Предельные возможности формоизменения также оценены из условия, что максимальное осевое напряжение $|\sigma_{m\,max}|$, передающееся на стенку, не превышало напряжения σ_{sm} (второй критерий):

$$|\sigma_{m\,max}| \le |\sigma_{sm}|;\ \sigma_{sm} = \sqrt{\frac{2}{3}\frac{R_m + R_m R_t + R_t}{R_t(R_m + 1)}}\sigma_e$$

и по условию устойчивости трубной заготовки из анизотропного материала в виде образования складок, полученного на основании статического критерия устойчивости (третий критерий):

$$\sigma_{m\,кр} \le |\sigma_m|;\ \sigma_{m\,кр} = B_1 \overline{E}_k \left[\frac{\pi^2 h^2}{3H^2} + \frac{H^2}{4\pi^2 R_{ср}^2}\right],$$

где *H*, H_0 – высота цилиндрической части изделия и заготовки соответственно; $H = H_0 / e^{\varepsilon_m}$; ε_m =

$= \ln(H_0/H)$; $h = h_1 e^{\varepsilon_m}$; $R_{ср}$ – радиус заготовки по срединной поверхности; v – скорость перемещения в меридиональном направлении;

$$\overline{E}_k = \frac{\{\overline{C}(R_i)|\mathrm{v}|\}^{1/n}}{nB^{1/n} H^{1/n} \overline{C}(R_i) \frac{|\mathrm{v}|}{H} dt}; \; d\varepsilon_e = B\sigma_e^n dt;$$

$$\overline{C}(R_i) = \sqrt{\frac{2(R_m + R_t + R_m R_t)}{3}} \times$$
$$\times \frac{(R_m R_t + R_t^2 + 2R_t + 1 + R_m^3)^{1/2} d\varepsilon_x}{R_t^{1/2}(1 + R_m + R_t)};$$

$$B_1(R_i) = \frac{2}{3} \frac{(R_m + R_t + R_m R_t)(1 + R_t)}{R_t(1 + R_t + R_m R_t)};$$

$$\overline{B}(R_i) = \sqrt{\frac{3}{2(R_m + R_t + R_m R_t)}} R_t^{1/2} \times$$
$$\times \frac{(R_t R_m + 1 + 2R_t + R_t^2 + R_m)^{1/2}}{1 + R_t}.$$

При изготовлении ряда изделий ответственного назначения по условиям эксплуатации не допускается локализация деформации, которая проявляется в образовании местного утонения. Поэтому степень формоизменения, при которой начинается шейкообразование, в этом случае может считаться предельной. Обеспечение отсутствия шейкообразования в процессах медленного формоизменения при повышенных температурах является важной задачей.

На основе постулата Друкера для реономных сред установлен критерий локальной потери устойчивости анизотропного материала при плоском напряженном состоянии заготовки в режиме кратковременной ползучести (четвертый критерий) [2]:

$$\left(\frac{1}{z_1} - \frac{a\xi_e}{A}\right)\left(\frac{a\xi_e}{A} + \frac{1}{z_2}\right) +$$
$$+ m_1 \frac{b}{a}\left(\frac{1}{z_3} - \frac{b\xi_e}{A}\right)\left(\frac{b\xi_e}{A} + \frac{1}{z_4}\right) \geq 0,$$

где $A = \sqrt{a_t - 2a_{mt} m_1 + a_m m_1^2}$; $a = a_t - a_{mt} m_1$; $b = a_m - a_{mt} m_1$; $m_1 = \frac{\sigma_m}{\sigma_t}$;

$$a_m = \frac{3R_t(R_m + 1)}{2(R_m + R_t + R_m R_t)}; \; a_t = \frac{3R_m(R_t + 1)}{2(R_m + R_t + R_m R_t)};$$

$$a_{mt} = \frac{3R_m R_t}{2(R_m + R_t + R_m R_t)},$$

где R_m, R_t – коэффициенты анизотропии при рассматриваемых условиях деформирования; σ_m, σ_t – главные напряжения, которые совпадают с главными осями анизотропии x и y; z_1, z_2, z_3, z_4 – величины подкасательных к графикам зависимостей функций $\frac{\sigma_e}{A}$, $\frac{a\xi_e}{A}$, $\frac{m_1\sigma_e}{A}$ и $\frac{b\xi_e}{A}$ от времени

$$\frac{1}{z_1} = \frac{Ad}{\sigma_e dt}\left(\frac{\sigma_e}{A}\right); \; \frac{1}{z_2} = \frac{Ad}{a\xi_e dt}\left(\frac{a\xi_e}{A}\right);$$

$$\frac{1}{z_3} = \frac{Ad}{m_1\sigma_e dt}\left(\frac{m_1\sigma_e}{A}\right); \; \frac{1}{z_4} = \frac{Ad}{b\xi_e dt}\left(\frac{b\xi_e}{A}\right).$$

Предельные степени деформации. Предельные возможности формоизменения определяли при обжиме и раздаче трубных заготовок из сплавов ВТ6С (T = 930 °С) и АМг6 (T = 450 °С), механические характеристики которых см. в таблице. Исследовали влияние угла конусности инструмента α, условий трения и скорости перемещения инструмента v на предельные коэффициенты обжима $K_о^{пр}$ и раздачи $K_р^{пр}$. Расчеты выполнены при r_1 = 100 мм; h_1 = 4 мм.

Предельные возможности формоизменения при обжиме трубных заготовок из анизотропного материала в режиме ползучести могут ограничиваться величиной накопленных микроповреждений ω_e, которая не должна превышать значение χ = 1, что соответствует разрушению материала или значения χ = 0,65, χ = 0,25, что диктуется техническими требованиями получения и эксплуатации детали (первый критерий).

Предельные коэффициенты обжима могут также ограничиваться величиной осевой деформации ε_z материала стенки трубной заготовки. В расчетах принимали, что допустимая осевая деформация может достигать значений 0,02 или 0,04 в зависимости от заданных требований (второй критерий). Кроме того, технологические возможности обжима в режиме ползучести могут лимитироваться потерей устойчивости трубных заготовок (третий критерий).

На рис. 4 представлены графические зависимости изменения предельного коэффициента обжима $K_о^{пр}$ от коэффициента трения μ. Здесь кривыми *1*, *2*, *3* показаны результаты расчетов по первому критерию при χ = 1; 0,65 и 0,25 соответственно, кривыми *4*, *5* – по второму критерию при ε_z = 0,04 и 0,02 соответственно и кривой *6* – по третьему критерию.

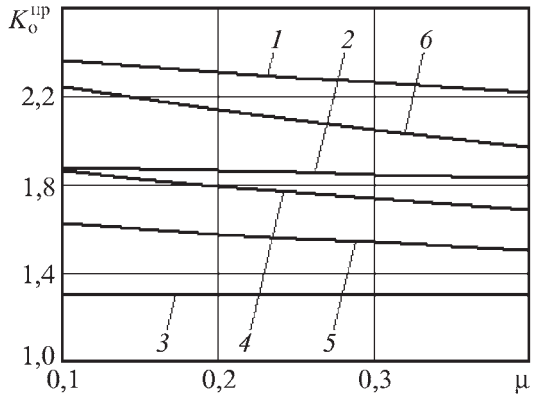


Рис. 4. Графические зависимости $K_o^{пр}$ от μ для сплава ВТ6С (v = 0,1 мм/с; α = 40°)

Анализ графических зависимостей и результатов расчетов показал, что с увеличением угла конусности инструмента α и коэффициента трения μ предельный коэффициент обжима $K_o^{пр}$ уменьшается. Так, при увеличении α от 10 до 40° $K_o^{пр}$ для сплавов ВТ6С и АМг6 уменьшается на 5...25 %, а увеличение μ от 0,1 до 0,4 приводит к уменьшению $K_o^{пр}$ на 6...15 % по трем рассматриваемым критериям.

При обжиме трубных заготовок из алюминиевого сплава АМг6 с увеличением скорости перемещения инструмента v предельные значения коэффициента обжима $K_o^{пр}$, полученные по первому критерию, уменьшаются на 33 %. На результаты, полученные по второму и третьему критериям, скорость движения инструмента не влияет.

Предельные возможности формоизменения при раздаче трубных заготовок из сплавов ВТ6С и АМг6 оценивались по величине накопленных микроповреждений ω_e (первый критерий), по величине осевой деформации материала стенки трубной заготовки ε_z (второй критерий), по потере устойчивости трубных заготовок (третий критерий) и возможности образования локального утонения (четвертый критерий).

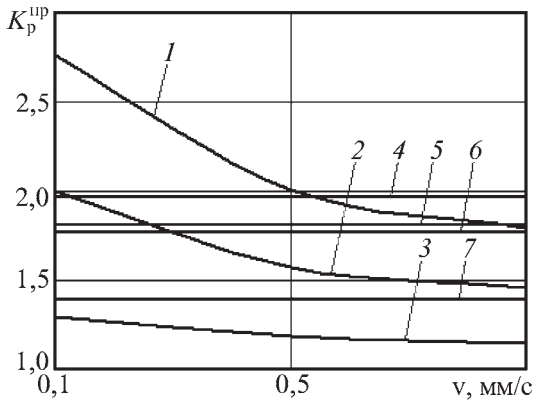


Рис. 5. Графические зависимости $K_p^{пр}$ от v для сплава АМг6 (α = 40°; μ = 0,1)

На рис. 5 приведены графические зависимости изменения предельного коэффициента раздачи $K_p^{пр}$ от скорости перемещения инструмента v. Здесь кривыми *1*, *2*, *3* показаны результаты расчетов по первому критерию при χ = 1; 0,65 и 0,25 соответственно, кривыми *4*, *5* – по второму критерию при ε_z = 0,04 и 0,02 соответственно, кривой *6* – по третьему критерию и кривой *7* – по четвертому критерию.

Анализ графических зависимостей и результатов расчетов показал, что с увеличением угла конусности инструмента α и коэффициента трения μ предельный коэффициент раздачи $K_p^{пр}$ для сплавов ВТ6С и АМг6 уменьшается на 5...35 % по четырем рассматриваемым критериям.

При раздаче трубных заготовок из алюминиевого сплава АМг6 с увеличением скорости перемещения инструмента v предельные значения коэффициента раздачи $K_p^{пр}$, полученные по первому критерию, уменьшаются в 1,9 раза. На результаты, полученные по второму, третьему и четвертому критериям, скорость перемещения рабочего инструмента существенного влияния не оказывает.

Разработаны технологические процессы по изготовлению ряда деталей из трубных заготовок операциями обжима и раздачи [2]. Переход на технологию обжима и раздачи прессованных труб потребовал отработки допустимых степеней формообразования, связанных с этим режимом нагрева, скорости деформирования. Размеры исходной заготовки: наружный диаметр 0,4 м; высота 1,4 м; толщина стенки 0,015 м. Температура при обжиме для сплава АМг6 составляет (400 ± 20) °С, сплава 1420 – (380 ± 20) °С, сплава ВМД10 – (400 ± 20) °С. Схемы оснастки для обжима и раздачи показаны на рис. 6 и 7 соответственно.

Для нагрева матрицы высотой 1,4 м и диаметром 0,52 м установлен одновитковый индуктор *5* тока повышенной частоты с электромеханическим приводом перемещения по матрице *6* (см. рис. 6). Заталкивание заготовки производится траверсой *1* через оправку *3*. Матрица установлена на асбоцементные плиты *7*. Удаление детали выполняется выталкивателем *8*.

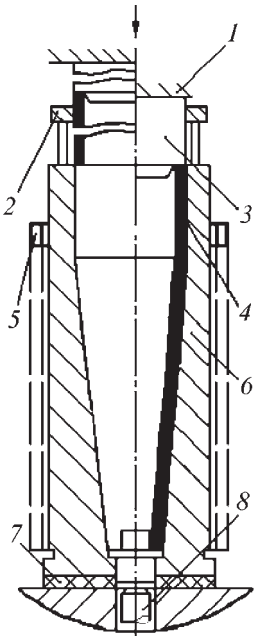


Рис. 6. Схема обжима трубы: *1* – траверса; *2* – направляющее кольцо; *3* – оправка; *4* – заготовка; *5* – одновитковый индуктор; *6* – матрица; *7* – асбоцементные плиты; *8* – выталкиватель

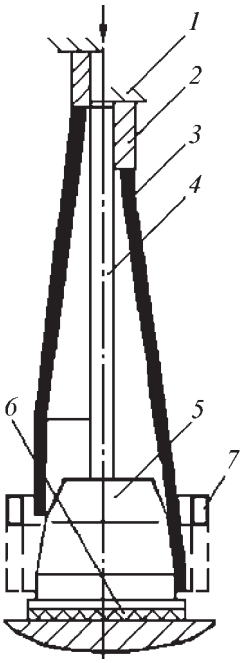


Рис. 7. Схема раздачи трубы: *1* – траверса; *2* – оправка; *3* – заготовка; *4* – стойка; *5* – пуансон; *6* – асбоцементные плиты; *7* – одновитковый индуктор

Раздача осуществляется траверсой *1* через оправку *2* на пуансоне *5* (см. рис. 7). Для удержания детали в вертикальном положении служит стойка *4*. Температуру контролировали в пяти точках поверхности матрицы термопарами, подключенными к потенциометру ЭПП-ОЭМ.

Обжим производился воздействием на заготовку траверс пресса мод. П238 силой 30 кН в течение 3 мин при общем времени 12 мин с учетом остановок на прогрев заготовки. Уменьшение времени приводит к потере устойчивости стенки заготовки. Достигаемый коэффициент обжима составлял 0,44. Раздачу осуществляли на угол 7° при фиксированной скорости перемещения траверсы. При коэффициенте раздачи 0,7, скорости (0,7...1,1) м/ч сила меняется в пределах 0,5...0,8 МН для сплава 1420 и 0,7...0,9 МН для сплава ВМД10. При этом обеспечивается устойчивая деформация.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Малинин Н.Н.** Ползучесть в обработке металлов. М.: Машиностроение, 1986. 221 с.

2. **Изотермическое** деформирование высокопрочных анизотропных металлов / С.П. Яковлев и др. М.: Машиностроение-1, Изд-во ТулГУ, 2004. 427 с.

3. **Романов К.И.** Механика горячего формоизменения металлов. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.

4. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Уральский государственный технический университет (УПИ), 2001. 836 с.

5. **Богатов А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ–УПИ, 2002. 329 с.

Алексей Владимирович Черняев, канд. техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru

УДК 621.777

А.К. Евдокимов *(Тульский государственный университет)*

Штампы для холодного выдавливания длинноосных стаканов*

Проанализировано влияние условий осуществления выдавливания длинноосных стаканов на универсальных прессах на качество изделий по разностенности и связанные с нею криволинейность образующей, перекосы кромок и др. Предложены некоторые запатентованные усовершенствования штампов, позволяющие повысить качество изделий и улучшить время настройки оснастки на заданные характеристики. Результаты усовершенствований проверены на изготовленных опытных партиях изделий.

Influence of realization terms of squeezing out of long-length barrels at unipresses for quality of wares of variation in wall thickness and related to it curvilinearity of formative, defects of edges and other is analysed. Some patented improvements of stamps, allowing to promote quality of wares and improve time of rigging tuning on the set descriptions are offered. The results of improvements on the made experimental parties of wares are tested.

Ключевые слова: штамп; выдавливание; разностенность; динамика; центрирование; инструмент; изобретение.

Keywords: stamp; squeezing out; variation in wall thickness; dynamics; centring; instrument; invention.

Технологические процессы постоянно совершенствуются, удовлетворяя потребности производителей товаров по ресурсосбережению, качеству и производительности труда. В основном технологии ориентированы на имеющееся в производстве оборудование, которое, за исключением крупных фирм, мало изменяется под их нужды.

Реализовать передовые технологии, например, в обработке металлов давлением удается только за счет инноваций в области конструирования и производства инструмента и штамповой оснастки.

*Работа выполнена по ведомственной целевой программе "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)".

В области холодной объемной штамповки с неглубокими полостями выработаны основные требования к штампам, благодаря которым этот прогрессивный вид обработки металлов получил широкое распространение в заготовительном производстве.

При холодном выдавливании полых длинноосных деталей (отношение длины полости к ее диаметру составляет от 2 до 10) таких же надежных штампов практически не существует. Поэтому подобные детали приходится изготавливать менее интенсивными операциями, удлиняя при этом технологический цикл.

В первой конструкции штампа для обратного выдавливания стаканов с динамическим центрированием инструмента [1] инструмент настраивался по разностенности деталей после предварительной штамповки образцов из сплошных заготовок, оценивая с помощью прибора на разностенность с часовым индикатором величину и градиент разностенности. Затем с помощью специальных клиньев регулировалась разностенность.

Предварительное точное центрирование штампа с колонками на слесарном столе не способствовало улучшению качества длинноосных деталей по разностенности, так как погрешности изготовления инструмента и штампа, упругие деформации его деталей под нагрузкой, выбор люфтов пресса приводили к тому, что пуансон менял первоначальное направление, смещался и изгибался, выбирая люфты штампа и пресса и занимая устойчивое положение в условиях динамического воздействия пресса и сопротивления деформируемой заготовки.

Естественно точная предварительная центрация инструмента не могла реализоваться в выдавленных деталях при таких условиях. Если сменить инструмент (а все такие штампы выполняются с быстросъемным инструментом, так как стойкость его невелика) или переставить штамп на другой пресс, то центрировать его придется заново. Увеличение металлоемкости инструмента и деталей штампа мало помогало в борьбе с разностенностью.

Центрируя инструмент в условиях создавшегося положения его в пространстве, можно добиться высоких результатов по точности, но только в определенных зонах по высоте детали. Если полученный полуфабрикат получает в дальнейшем дополнительную обработку в виде обжима кромки, то высокая точность по разностенности нужна вблизи этой кромки, чтобы не образовывались складки. Если требуется равномерное распределение прочности детали у ее дна, то разностенность улучшают в придонной ее части.

Рис. 1. Твердотельная модель штампа с динамической центрацией инструмента и опытный образец

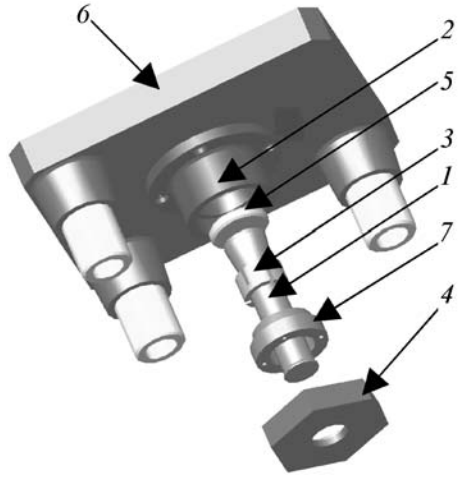


Рис. 2. Верхняя плита штампа с пуансонодержателем

Для деталей типа обтекателя, когда требуется несколько операций обжима дна, необходимы высокоточные по разностенности полые полуфабрикаты со ступенчатой стенкой после обратного выдавливания. В противном случае перекашиваются цилиндрические участки такой детали, что приводит к неисправимому браку при нарезании (накатки) резьбы на внутренней поверхности обтекателя. Кроме того, при обжиме разностенного полуфабриката на меньшей толщине стенки образуются складки.

Для осуществления процесса точного обратного выдавливания цилиндрических или со ступенчатой стенкой стаканов спроектирован штамп-прибор и разработана его твердотельная модель на основе созданных узла крепления быстросъемного пуансона и оригинального узла центрации инструмента в процессе деформирования (рис. 1), идеи которого предложены в изобретениях [1, 2].

Разработанный штамп предназначен для обратного выдавливания полых цилиндрических изделий и состоит из трех основных блоков: верхней плиты с быстросменным узлом крепления пуансона, нижней плиты с узлом матрицедержателя и съемного устройства.

Узел крепления быстросменного пуансона представлен в полуразобранном твердотельном виде (рис. 2). Пуансон *1* с коническим хвостовиком крепится в пуансонодержателе *2* с помощью обратной цанги *3*, зажимаемой в пуансонодержателе с помощью накидной гайки *4*. Под пуансоном устанавливается подпятник *5*. Пуансонодержатель закреплен к верхней плите *6* с помощью болтов. Гнездо пуансонодержателя *2* выполнено коническим с входной резьбовой частью. Хвостовик пуансона исполнен с расширением диаметра его конуса в сторону опорного торца. Обратная цанга *3* выполнена с наружной цилиндрической и внутренней конической боковыми поверхностями. Втулка *7* сопряжена своей конической поверхностью с гнездом пуансонодержателя *2* и цилиндрической поверхностью с цангой *4* и соединена своим резьбовым фланцем с резьбой гнезда пуансонодержателя *2*.

Сопряженные конические поверхности хвостовика пуансона и цанги *3* выполнены с углом конусности 2...5°, а сопряженные конические поверхности втулки *7* и гнезда пуансонодержателя *2* – с углом конусности 0,5...3°. На наружной поверхности втулки *7* выполнены кольцевые канавки для смазки. Подобные канавки могут быть также выполнены на поверхности гнезда пуансонодержателя.

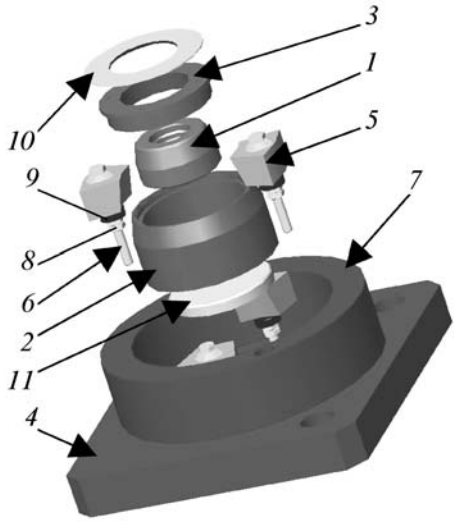


Рис. 3. Матрицедержатель с центрирующим узлом

Разработанная конструкция крепления пуансона обладает четырьмя основными свойствами, необходимыми для такого типа штампов: жесткость крепления, невозможность выдергивания пуансона из пуансонодержателя, повышенная устойчивость в гнезде и быстросъемность.

Узел матрицедержателя представлен также в виде полуразобранной твердотельной модели (рис. 3). Он содержит матрицу *1*, размещенную в матрицедержателе *2* и зажатую гайкой *3*. Матрицедержатель *2* удерживается на нижней плите *4* с помощью четырех регулировочных клиньев *5* и крепежно-регулировочных болтов *6*. Регулировочные клинья *5* с матрицедержателем *2* расположены внутри опорного кольца *7*, который может быть выполнен в виде прилива к плите *4*.

Регулировочные клинья *5* попарно взаимодействуют с матрицедержателем *2* по сопряженным коническим поверхностям. На фланцах крепежно-регулировочных болтов *6* нанесены равномерные делительные шкалы, отсчет которых ведется от рисок, нанесенных на верхнюю плоскость регулировочных клиньев *5*. Для подъема регулировочного клина вверх при центрировании матрицы *1* относительно пуансона *1* (см. рис. 2) на крепежно-регулировочный болт навернута выталкивающая гайка *8* с контргайкой. На крепежно-регулировочный болт *6* между выталкивающей гайкой *8* и регулировочным клином *5* надет упорный подшипник *9*, позволяющий туго зажать регулировочный клин *5* на крепежно-регулировочном болте *6*, исключая продольный люфт. В торцевую проточку матрицедержателя концентрично матрице помещено поворотное кольцо *10*, на котором укреплен винт, являющийся указателем градиента разностенности и одновременно ручкой для поворота кольца. Под матрицу *1* в матрицедержателе *2* укладывается закаленный подпятник *11*.

Такая конструкция узла крепления матрицы также обладает повышенной жесткостью крепления, быстросъемностью матрицы и легкой и точной регулировкой центрации по результатам выдавливания изделия.

Выдавленная деталь сбрасывается с пуансона съемным устройством, состоящим из съемника (см. рис. 1), встроенного в подвижную плиту, которая расположена на специальных колонках и подпружинена.

Настройку штампа по разностенности детали осуществляют в следующей последовательности. Перед выдавливанием на недеформируемой кромке заготовки наносят риску *1* (рис. 4, *а*). Заготовку укладывают в матрицу риской в сторону одного из клиньев *5*, например А (рис. 5). Штамп (см. рис. 1) перед этим предварительно геометрически сцентрирован. Под воздействием силы выдавливания центрирование инструмента нарушается, так как опорные плоскости верхней и нижней плит строго не параллельны, ползун пресса смещается в пределах люфта к одной из направляющих, искажая перпендикулярность опорной поверхности, сам пуансон изгибается и т.д. При этом расцентрирование его устойчиво при возобновлении последующего выдавливания, что позволяет надежно сцентрировать инструмент, учитывая динамику его нагружения.

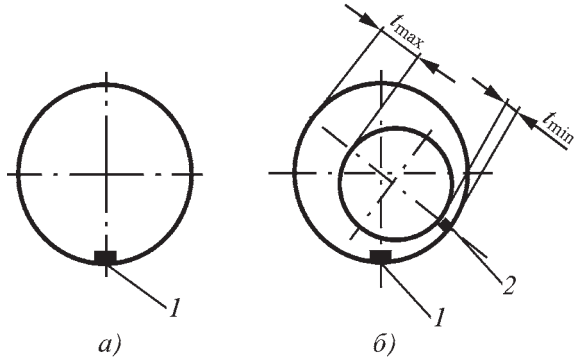


Рис. 4. Настройка центрирующего узла штампа по насечкам на заготовке (*а*) и изделии (*б*)

После выдавливания на индикаторном приборе замеряют разностенность изделия в требуемом поперечном сечении, так как из-за искривления пуансона стенка детали по высоте переменная. Затем определяют минимальную толщину стенки изделия t_{min} и в этом месте на ту же кромку наносят вторую риску *2*, отличающуюся формой от первой (см. рис. 4, *б*). Вычисляют значение разностенности изделия $\Delta t = t_{max} - t_{min}$.

Вновь вставляют изделие в матрицу первой риской к тому же клину А и поворачивают информационное кольцо *19* (см. рис. 5) указателем градиента разностенности *20* ко второй риске на изделии, т.е. в направлении t_{min}. При этом напротив каждого регулировочного клина устанавливаются соответствующие цифры информационной шкалы *21* со знаком "+" или "–", показывающие, в каком направлении требуется подкрутить болты *14* относительно рисок *11* на клиньях. На поверхности фланцев *9* болтов *14* нанесены соответствующие делительные шкалы *10* для обозначения величины поворота болта в соответствии с указанием информационной шкалы *21*. При правой резьбе винтового соединения болта *14* знак "+" означает завернуть болт. Числа на информационной шкале *21*, лежащие напротив клиньев *5*, умножаются на Δt *28*. Полученный результат показывает, на сколько делений шкалы *10* крепежно-регулировочного болта надо повернуть болты *14* в ту или иную сторону, чтобы ликвидировать разностенность изделия в заданном сечении.

Это дает возможность после первого же образца с высокой точностью сцентрировать инструмент, работающий под давлением. Для проверки результата необходимо выдавить еще одну заготовку с измерениями и настройкой по описанному методу. После окончательного центрирования инструмента для устранения смещения матрицедержателя *9* (см. рис. 5) крепежно-регулировочные болты *14* затягивают с одинаковой силой затяжки. После этого штамп готов к работе.

Предложенный штамп (было изготовлено 6 различных конструкций) применяли для изготовления длинноосных полых деталей типа "стакан" с различной конфигурацией

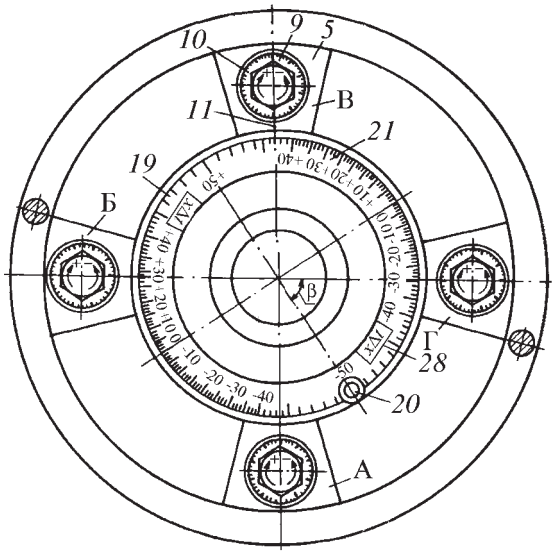


Рис. 5. Установка информационных и делительных шкал в штампе для выдавливания

стенки обратным выдавливанием; для получения невысоких эксцентриковых втулок заданной размерности, а также для проведения научно-исследовательских работ при изучении работы штампового инструмента, устойчивости процессов деформирования и т.д. в качестве штампа-прибора (на Лейпцигской ярмарке в 1989 г. этот штамп был удостоен золотой медали).

Эксперименты по холодному выдавливанию полых стаканов (с относительной высотой полости к диаметру, равной 3...5) из алюминиевых сплавов АМг2 и АВ и опытные партии показали, что в таком штампе можно практически улучшить разностенность от 0,1...0,15 мм, например в донной части изделия, до 0,03...0,05 мм с первой или со второй попытки.

При выдавливании изделий из более прочных материалов или большего диаметра и толщины стенки стали выявляться некоторые недостатки разработанных конструкций. При больших перемещениях матрицы терялась жесткость ее зажима в матрицедержателе, при больших габаритных размерах изделия становилось слабым съемное устройство, возникали трудности при комбинированном или комплексном выдавливании.

В первую очередь была решена задача с жесткостью крепления матрицы клиньями при динамическом центрировании инструмента [3]. Клинья с матрицедержателем сопрягались не по конической поверхности, а по плоскостям. Возможности штампа увеличились не только в точности его настройки, но и в жесткости крепления матрицы. Увеличилась ширина клина, появилась возможность ставить на клин дополнительные зажимные болты и т.д.

Была разработана новая конструкция универсального штампа, в котором можно было получать как обычные стаканы обратным выдавливанием, так и стаканы со стержнем наружу и ступенчатые стаканы комбинированным выдавливанием. На рис. 6 приведена конструкция модернизированного штампа в виде твердотельной модели для получения полых деталей комбинированным выдавливанием, имеющего центрирующий узел с матрицей для регулирования разностенности, крепление быстросъемного пуансона повышенной жесткости, выталкиватель в специальной направляющей гайке и плавающий подпружиненный съемник на четырех колонках с удлиненным ходом и плитой повышенной прочности за счет продольных ребер.

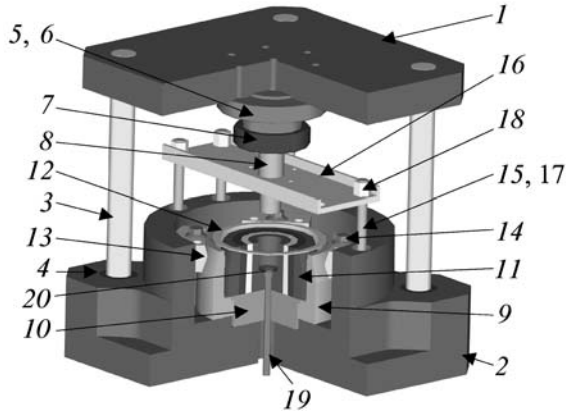


Рис. 6. Штамп для комбинированного выдавливания с усиленным съемником и выталкивателем

Штамп представляет собой блок, состоящий из верхней *1* и нижней *2* плит, соединенных между собой направляющими колонками *3* и утопленными в плите *2* втулками *4*. К верхней плите *1* крепится пуансонодержатель *5*, в котором с помощью конической втулки *6* и зажимной гайки *7* на подпятнике установлен ступенчатый пуансон *8*. Нижняя плита *2* имеет углубление, в котором размещается матрицедержатель *9* с подпятником *10*, на котором устанавливается бандажированная матрица *11*, закрепленная в матрицедержателе гайкой *12*. Матрицедержатель *9* крепится к нижней плите с помощью регулировочных клиньев *13* увеличенной ширины с дополнительными зажимными болтами и крепежно-регулировочными болтами *14*. На дополнительных колонках *15* нижней плиты *2* размещается съемная плита *16*, опирающаяся снизу на пружины *17*. Дополнительные колонки *15* имеют ограничительные гайки *18*. В центральном отверстии нижней плиты *2* размещается выталкиватель *19*, защищенный от выпадения гайкой *20*.

Штамп работает следующим образом. Заготовка подается в рабочую зону матрицы *11*. При ходе ползуна вниз она деформируется пуансоном *8* и преобразуется в изделие. При обратном ходе ползуна пресса, если изделие остается на пуансоне *8*, то снимается с него съемником на плите *16* и удаляется из рабочей зоны вручную клещами или с помощью пневмосдувателя, встроенного в штамп. Если изделие остается в матрице, то оно удаляется оттуда выталкивателем. Хотя ступенчатый полуфабрикат и имеет большую длину, это не влечет за собой резкого увеличения габаритных размеров штампа, так как применен съемник на плавающей плите *16* с удлиненным ходом.

Последняя конструкция штампа была применена для изготовления стальных полуфабрикатов рабочего цилиндра пневмогидравлического амортизатора и для полугорячего выдавливания накидных гаек из сталей 40Х и 45. Технологическая сила деформирования была не больше 2,5 МН. Разнотолщинность стенок в обоих случаях не превышала 0,05...0,08 мм, что для деформирования высокопрочных материалов на универсальных прессах считается высоким достижением (этот штамп на Севастопольской выставке "Новое время" в 2007 г. завоевал первое место).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Штамп** для выдавливания изделий типа тонкостенных стаканов: пат. 1007815 РФ / А.К. Евдокимов, Е.В. Юдахин, В.А. Евдокимов, Е.Ю. Савостьянов. Бюл. № 12. 1983.

2. **Узел** крепления быстросменного пуансона штампа: пат. 1676718 РФ / А.К. Евдокимов, Е.В. Юдахин, В.А. Евдокимов, Е.Ю. Савостьянов. Бюл. № 34. 1991.

3. **Штамп** для выдавливания тонкостенных оболочек: пат. 2356678 РФ / А.С. Сюсин, А.К. Евдокимов. Бюл. № 15. Опубл. 27.05.09.

Анатолий Кириллович Евдокимов, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru

УДК 621.771

Ю.Н. Логинов, К.В. Еремеева *(Уральский государственный технический университет – УПИ, г. Екатеринбург)*

Прокатка заготовки с одиночно расположенной в объеме порой

Экспериментальными методами изучено поведение одиночной поры при многопроходной прокатке. Предложен ряд показателей, характеризующих пластическую деформацию поры при пластическом деформировании. Выявлена повышенная интенсивность закрытия поры вдоль высотного направления при прокатке, наличие деформации сужения поры по ширине проката и повышенное удлинение поры вдоль направления прокатки. Предложены объяснения обнаруженных явлений.

Experimental methods study behaviour of single pore at multipass rolling. Number of the indicators characterizing plastic deformation of time at plastic deformation is offered. The raised intensity of closing of pore along high-rise direction is revealed, presence of plastic deformation of narrowing on width and is revealed the raised lengthening of pore along direction rolling. Explanations of the found out phenomena are offered.

Ключевые слова: прокатка; пора; экспериментальные методы.

Keywords: rolling; pore; experience methods.

Введение

В черной металлургии действуют несколько государственных стандартов на определения дефектов заготовок [1, 2]. В области обработки тяжелых цветных металлов существует проект подобного нормативного документа, который готовится к утверждению и изданию[1]. Один из видов дефектов – это поры различной конфигурации [3].

Как правило, поры в заготовках, предназначенных для прокатки (газовая и усадочная пористость по определению стандарта [1]), могут быть унаследованы от литейного производства, но существует мнение, что поры могут возникать и развиваться в процессе обработки металлов давлением. Это происходит, если для такого развития сложились благоприятные условия [4], к которым относятся наличие в заготовке областей с высоким уровнем растягивающих напряжений и невысокая пластичность металла. Изучение поведения пор при деформации помогает создать технологические условия, при которых поры устраняются или, по крайней мере, не получают развития.

В промышленности бóльшая часть дефектов, в том числе и пор, на прокате выявляется визуально, т.е. они являются поверхностными. Даже государственный стандарт [2] направлен на классификацию именно поверхностных дефектов. В работе [5] были установлены некоторые закономерности поведения приповерхностных пор при прокатке. Вместе с тем часть дефектов, в том числе пор, находятся в объеме заготовки, поэтому целью данного исследования является изучение закономерностей формоизменения одиночно расположенных пор в объеме прокатываемой заготовки.

Формоизменение поры с позиции механики деформируемой среды

Опишем деформацию поры в категориях, принятых в теории пластичности, в частности в теории прокатки. Обычно принято описывать изменение размеров заготовки (длины L, ширины B, высоты H) с позиции гипотезы несжимаемости, следствием чего является условие сохранения объема V:

$$V_1/V_0 = (L_1/L_0)(B_1/B_0)(H_1/H_0) = \lambda\beta\cdot 1/(1/\eta) = 1, \quad (1)$$

где индексы 0 и 1 означают состояние размеров заготовки соответственно до и после прокатки

[1] Проект межгосударственного стандарта "Заготовки и полуфабрикаты из тяжелых цветных металлов и сплавов. Дефекты. Термины и определения".

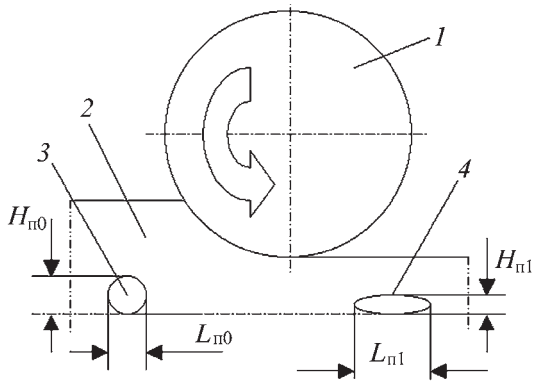


Рис. 1. Верхняя половина очага деформации при прокатке полосы с порой:
1 – валок; *2* – полоса; *3* и *4* – пора до и после деформации

(рис. 1); λ, β, 1/η – соответственно коэффициенты вытяжки, уширения и высотной деформации.

Если для деформируемого металла как для несжимаемого материала отношение V_1/V_0 равно единице, то для поры как сжимаемой среды, это отношение является просто характеристикой изменения объема Ω:

$$\Omega = V_{п1}/V_{п0} = (L_{п1}/L_{п0})(B_{п1}/B_{п0})(H_{п1}/H_{п0}) = \\ = \lambda_п \beta_п \cdot 1/(1/\eta)_п . \quad (2)$$

Здесь индекс "п" означает принадлежность параметров поре. Введение в анализ величин $\lambda_п$, $\beta_п$, $(1/\eta)_п$ – позволяет привести к безразмерному виду геометрические характеристики поры подобно тому, как это делается обычно для описания деформации материала заготовки.

Нулевое значение Ω достигается при уменьшении размеров поры до нулевых значений, при этом возможны несколько вариантов.

1. Нулевое значение достигнуто для одного из линейных размеров поры; объем ее стал равен нулю, а дефект из объемного превратился в плоский дефект несплошности.

2. Нулевые значения достигнуты для двух размеров поры, дефект из объемного превратился в линейный дефект несплошности.

3. При равенстве нулю трех размеров поры дефект обращается в точечный.

Ненулевые значения Ω свидетельствуют о том, что пора продолжает свое существование. Большинство процессов обработки металлов давлением направлено на устранение дефектов пористости, поэтому в этих процессах преобладают сжимающие напряжения, что отражается отрицательными значениями гидростатического напряжения σ или в безразмерном виде – отрицательными значениями показателя напряженного состояния σ/T, здесь T – интенсивность касательных напряжений. В этом случае нормированность показателя Ω достигается на интервале 0...1. Значение Ω, равное единице, соответствует деформированному состоянию, в котором объем поры не изменяется.

При преобладании растягивающих напряжений в очаге деформации достигаются положительные значения гидростатического напряжения σ и показателя напряженного состояния σ/T, и в этом случае объем поры может увеличиваться, что описано при прокатке полос в статье [4] и при волочении в режиме малых обжатий и коротких очагов деформации в статье [6]. В этом случае показатель Ω становится большим единицы.

При рассмотрении многопроходного режима прокатки можно анализировать два вида показателя Ω: частный (в одном проходе *i*) Ω_i и накопленный (по маршруту с *n* проходами) Ω_Σ. Принцип накопления следует из формулы (2) и заключается в перемножении частных значений, подобно тому, как этим пользуются для определения суммарных или накопленных коэффициентов вытяжки:

$$\Omega_\Sigma = \Omega_1 \cdot \Omega_2 \cdot \ldots \cdot \Omega_n = \prod_{i=1}^{n} \Omega_i . \quad (3)$$

Соотношения между коэффициентами деформации

Коэффициент высотной деформации 1/η при прокатке задается технологически, а коэффициенты λ и β определяются механикой деформации металла. Если бы пора деформировалась просто как фрагмент материала, то коэффициент высотной деформации поры $(1/\eta)_п$ совпал бы с коэффициентом высотной деформации 1/η. Однако поверхность поры является свободной поверхностью для материала заготовки, и эта поверхность может перемещаться деформируемым материалом с постепенным заполнением поры. Поэтому коэффициент $(1/\eta)_п$ по проходам прокатки должен быть больше коэффициента 1/η.

Эффект более быстрого изменения высотного размера поры относительно изменения высоты заготовки был выявлен в опытах, выполненных при наличии пор на боковой поверхности полосы, и в результате решения краевой задачи методом конечных элементов [6]. Следует отметить, что указан-

ные данные не обладают общностью, поскольку они получены только для пор, примыкающих к поверхности заготовок.

Коэффициент вытяжки λ при прокатке больше единицы, поскольку сам процесс прокатки ориентирован на увеличение длины изделия. Пору можно рассматривать как дефект, "вмонтированный" в макрообъем материала, который подвергается удлинению, вместе с длиной макрообъема увеличивается длина поры, поэтому величина $\lambda_п$ должна быть больше единицы.

Направленность изменения параметра $\beta_п$ не столь очевидна, поскольку она связана с соотношением объемов течения металла в длину и в ширину, в том числе с затеканием металла в саму пору. В последнем случае ширина поры должна уменьшаться, и это может происходить на фоне увеличения ширины проката. Таким образом, коэффициент уширения проката β может быть больше единицы, а коэффициент уширения поры $\beta_п$ – меньше единицы.

Экспериментальное исследование

Физическое моделирование при прокатке поведения поры, расположенной в объеме заготовки, представляет трудную техническую задачу, связанную с необходимостью создания поры и отслеживания ее формоизменения. Для преодоления этой трудности предложена специальная методика, заключающаяся в сборке трехслойной полосы с расположением поры цилиндрического профиля в центральном слое (рис. 2).

Из технического свинца прокаткой изготовили полосы *1* и *2* толщиной 7,2 мм, шириной 31 мм и нарезали на мерные длины. В центре полосы *2* высверлили отверстие *4* диаметром 6 мм. Из свинца

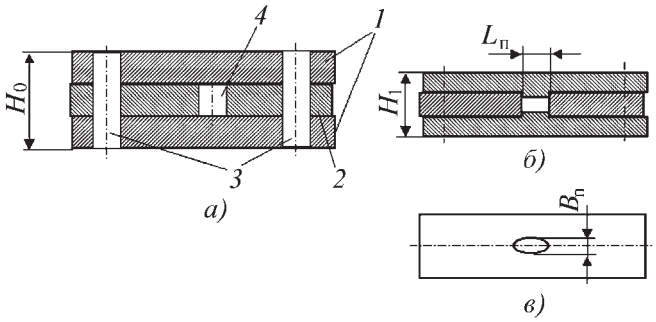


Рис. 2. Деформируемая оснастка для моделирования прокатки полосы с порой до прокатки (*а*), сбоку (*б*) и в плане (*в*) после прокатки:
1 – крайние слои; *2* – центральный слой с порой *4*; *3* – деформируемые шпильки

той же плавки изготовили токарной обработкой две шпильки *3* диаметром 7,6 мм. Зажали всю сборку в тисках и просверлили два отверстия диаметром 7,5 мм, в которые вставили шпильки и слегка зачеканили. Весь пакет в сборе представлял собой заготовку с расположенной внутри порой цилиндрического профиля (ось цилиндра направлена вдоль толщины образца).

Заготовку подвергли прокатке на прокатном стане с диаметром валков 200 мм, затем разобрали, измерили параметры поры, вновь собрали, осуществили следующий проход прокатки, цикл повторили.

Первый проход прокатки осуществляли при относительном обжатии 31 %, второй – 18 % и третий – 19 % при параметрах $l/H_{ср}$ соответственно 1,43; 1,19; 1,37 (здесь l и $H_{ср}$ – соответственно длина и средняя высота очага деформации).

В первом проходе прокатки характеризующие пору параметры изменились в соответствии с графиком рис. 3. По вертикальной оси отложено значение $\eta_{п1}$, обратное коэффициенту высотной деформации поры $(1/\eta)_{п1}$, а по горизонтальной оси – значение коэффициента вытяжки $\lambda_{п1}$ для этой же поры, стрелкой показано направление прокатки, которое соответствует направлению вытяжки. Изменение размера поры оценивали также и под углом 45° к этим направлениям, что показано на диаграмме дополнительными точками.

Рассмотрение полученного графика удобно тем, что внешне он повторяет конфигурацию полученной поры: она вытягивается вдоль направления

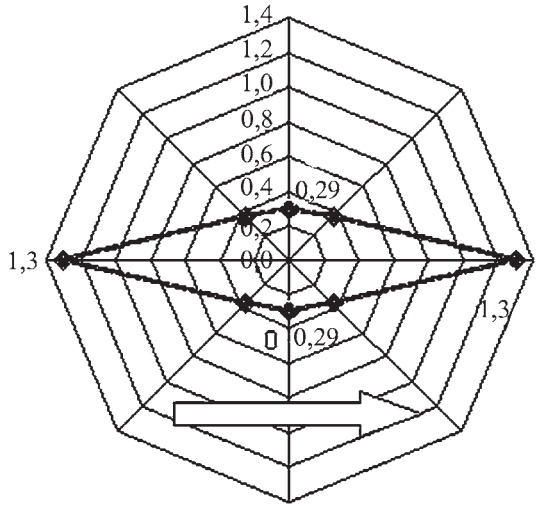


Рис. 3. Зависимость параметров изменения формы поры (по вертикали $\eta_{п1}$, по горизонтали $\lambda_{п1}$) от направления прокатки (показано стрелкой) для первого прохода

прокатки и укорачивается по высоте проката, вместе с тем для описания этих явлений используются не размерные параметры, а принятые в механике безразмерные величины.

Из графика следует, что высота поры уменьшилась в $(1/\eta)_{п1} = 1/0{,}29 = 3{,}5$ раза, а длина поры увеличилась в $\lambda_{п1} = 1{,}3$ раза. Таким образом, высота поры изменилась значительно больше ее длины. Это наблюдение не является очевидным, поскольку при плоской прокатке изменение длины проката равно изменению высоты проката, и если пора рассматривалась бы как фрагмент самого деформируемого материала, то коэффициент высотной деформации оказался бы равен коэффициенту вытяжки.

Остальные результаты по проходам прокатки представлены на рис. 4 гистограммами и графиками распределения параметров изменения формы и объема поры. Такое смешанное отображение использовано для того, чтобы выровнять масштабы анализируемых величин.

На рисунке отображены величины, характеризующие накопление показателей по проходам прокатки. Как видно по параметру $\eta_п$, интенсивность уменьшения высоты поры снижается от первого к третьему проходу, такое снижение можно объяснить затруднением заполнения металлом все более узких свободных пространств.

Коэффициент вытяжки поры $\lambda_п$ по проходам увеличивается. Параметр Ω_Σ нелинейно и интенсивно уменьшается, чему способствует процесс сужения поры и ее обжатия по высоте, причем последний фактор превалирует.

По мере обжатия заготовки параметр $\beta_п$ остается меньшим единицы, что говорит о предпочтительном течении металла в полость поры, а не в сторону уширения заготовки. Показатель $\beta_п$ непрерывно уменьшается по проходам, что говорит об интенсификации процесса закрытия поры в направлении

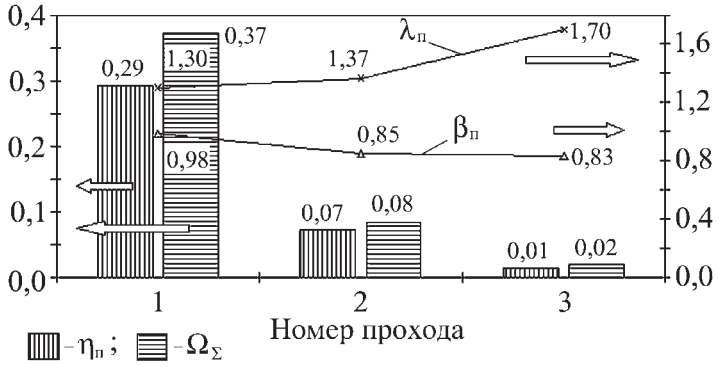


Рис. 4. Изменение по проходам прокатки параметров поры

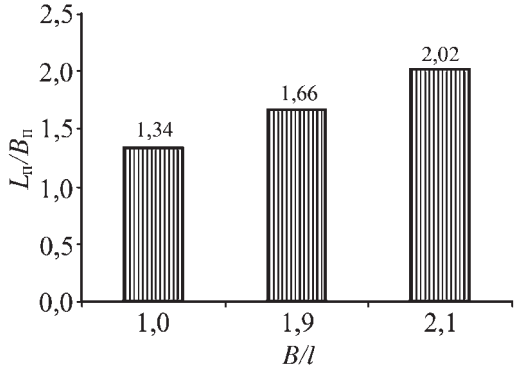


Рис. 5. Изменение формы поры в плане в зависимости от отношения ширины *B* проката к длине очага деформации *l*

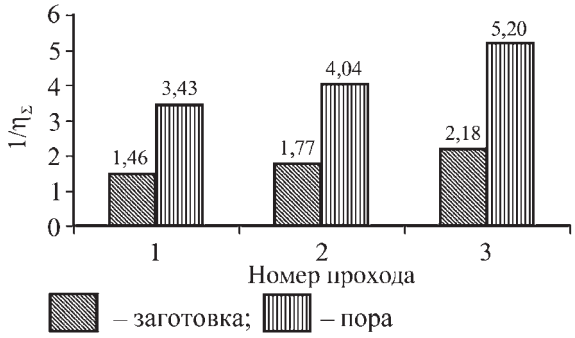


Рис. 6. Соотношение коэффициентов высотной деформации по проходам прокатки для поры и заготовки

ширины заготовки. Следует отметить, что по проходам существует процесс уширения самой заготовки. Наращивание ее ширины приводит к увеличению сопротивления перетеканию материала в сторону свободной боковой поверхности, этим можно объяснить интенсификацию заполнения поры в этом направлении.

Сказанное поясняется рис. 5, где показано, что по мере увеличения по проходам относительной ширины заготовки B/l (l – длина очага деформации) происходит изменение конфигурации поры в плане в сторону вытягивания вдоль направления прокатки.

Изменение высоты поры относительно изменения высоты заготовки проиллюстрировано рис. 6, откуда видно, что по проходам коэффициент высотной деформации поры остается выше коэффициента высотной деформации заготовки примерно в 2–3 раза.

В целом, в проведенных экспериментах пора претерпела следующие виды деформации:

– деформацию удлинения в направлении прокатки, причем степень этой деформации превышает степень деформации самой заготовки;

– деформацию укорочения вдоль высоты заготовки, причем степень деформации в этом направлении также превышает степень деформации самой заготовки;

– деформацию укорочения вдоль ширины заготовки, эта деформация оказывается обратной по знаку деформации уширения заготовки.

Из этого описания следует, что в результате прокатки форма получаемого дефекта будет отличаться от формы поры в сторону его вытянутости, сужения по высоте и по ширине. Очевидно, что при сохранении интенсивности деформаций в этих направлениях наличие поры в исходной заготовке приведет к дефекту в виде расположенного в объеме металла расслоя, имеющего определенную площадь поверхности. Поверхность будет вытянута в направлении прокатки, причем нормаль к этой поверхности будет ориентирована в сторону высоты проката.

Если наличие такого дефекта выводит прокат за пределы требований по качеству, то должны быть предусмотрены меры по ликвидации исходного дефекта. Возможно также, что следует рассмотреть вопрос об изменении технологии деформирования, чтобы переориентировать изменение формы дефекта в нужном направлении.

Выводы

Выявлен следующий характер видоизменения одиночной поры при многопроходной прокатке. По отношению к материалу заготовки пора более интенсивно деформируется в направлении высоты и длины проката, причем знаки деформаций в этих направлениях совпадают. В направлении ширины проката деформация поры имеет обратный знак по отношению к деформации заготовки (наблюдается деформация укорочения поры на фоне деформации удлинения в направлении ширины).

Наличие поры в исходной заготовке приведет к дефекту в виде расположенного в объеме металла расслоя, имеющего определенную площадь поверхности. Поверхность будет вытянута в направлении прокатки, причем нормаль к этой поверхности будет ориентирована в сторону высоты проката. Предложены объяснения наблюдаемых явлений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ГОСТ 19200–80.** Отливки из чугуна и стали. Термины и определения дефектов. М.: Изд-во стандартов, 1980.

2. **ГОСТ 21014–88.** Прокат черных металлов. Термины и определения дефектов поверхности. М.: Изд-во стандартов, 1988.

3. **Дефекты** слитков черных и цветных сплавов, предназначенных для пластической деформации / С.В. Брусницын, Ю.Н. Логинов, Р.К. Мысик, И.А. Груздева, А.В. Сулицин. Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2007. 167 с.

4. **Chaijaruwanich A., Dashwood R.J., Lee P.D., Nagaumi H.** Pore evolution in a direct chill cast Al–6 wt.% Mg alloy during hot rolling. Acta Materialia, 2006. V. 54, Issue 19. P. 5185–5194.

5. **Логинов Ю.Н., Еремеева К.В.** Поведение при прокатке дефекта типа поры, примыкающей к поверхности полосы // Производство проката. 2008. № 10. С. 2–6.

6. **Логинов Ю.Н., Еремеева К.В.** Формоизменение одиночно расположенной поры в круглой заготовке при волочении // Кузнечно-штамповочное производство. 2008. № 10. С. 41–44.

Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,
unl@mtf.ustu.ru;
Кристина Валерьевна Еремеева, инженер

Читайте в следующем номере:

- **Мищенко О.В., Баранов А.С., Марковцев В.А., Филимонов В.И.** Об оценке длины зоны плавного перехода при подгибке узких полок с отбортовками в роликах
- **Гурьянов Г.Н.** Расчет оптимальных углов волочения проволоки по различным методикам

УДК 669.715

С.П. Серебряков, А.С. Матвеев, В.А. Изотов, Б.Ю. Яковлев
(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва)

Рафинирование алюминиевых сплавов воздухом

Выполнена разработка технологии рафинирования алюминиевых сплавов воздухом. Заданный уровень качества сплава определен с учетом извлечения из сплава неметаллических включений размером более 20 мкм с применением критерия рафинирования. Технология рафинирования алюминиевых сплавов воздухом опробована в лабораторных и промышленных условиях. Технический эффект от использования технологии – сокращение брака литья по пористости в 1,5–2 раза.

Development of refinement technology of aluminium alloys by air is executed. The set degree of quality of alloy is determined in view of extraction from alloy of nonmetallic inclusions with size more than 20 microns with application of criterion of refinement. The refinement technology of aluminium alloys is tested by air in laboratory and industrial conditions. Technical effect from use of technology – reduction of marriage of moulding on porosity in 1,5–2 times.

Ключевые слова: рафинирование; алюминиевые сплавы; воздух; неметаллические включения; критерий рафинирования; пористость.

Keywords: refinement; aluminium alloys; air; nonmetallic inclusions; criterion of refinement; porosity.

Наибольший интерес с точки зрения получения качественных результатов рафинирования вызывают методы обработки алюминиевых сплавов газами, тем более что в этих процессах создается эффект модифицирования структуры отливок за счет перемешивания металла с флюсом восходящим потоком газа. При анализе патентной информации выявлено, что в металлургии алюминия для его очистки от натрия применяют обработку расплава воздухом [1]. Этот процесс в практике литейного производства не используется из-за отсутствия теоретического обоснования и практических рекомендаций. Однако его применение в литейной технологии может создать новые эффекты по повышению качества литья, поэтому разработка технологии рафинирования алюминиевых сплавов воздухом является актуальной задачей.

Схема процесса рафинирования приведена на рис. 1. При подаче воздуха в расплав образующиеся оксиды алюминия полностью перекрывают свободную поверхность пузырька, как это показано на схеме. По-видимому, в реальных условиях взаимодействие между кислородом воздуха и алюминием происходит (в процессе всплывания пузырьков) при частичном использовании из воздуха свободного кислорода. В ходе процесса улучшается адгезия оксидов алюминия, в том числе сорбирующих водород, к поверхности всплывающего пузырька.

Таким образом, высока вероятность существенного улучшения условий и результатов рафиниро-

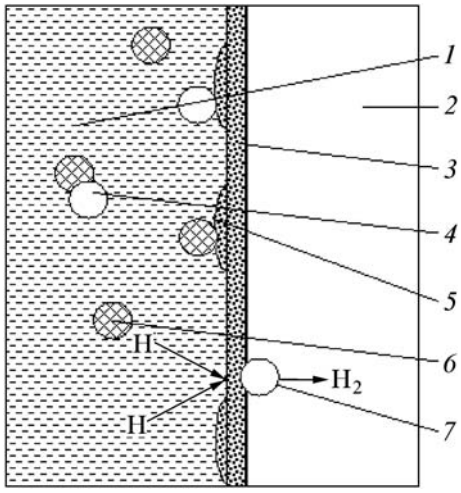


Рис. 1. Схема процесса рафинирования воздухом:
1 – расплав; *2* – пузырек воздуха; *3* – пленка оксида алюминия; *4* – газовые включения, сорбированные оксидами; *5* – сорбированные из расплава оксиды; *6* – взвеси, оксидные включения в расплаве; *7* – газ, диффундирующий в пузырек

вания алюминиевых сплавов воздухом в сравнении с рафинированием другими газами (например, аргоном). Тепловой эффект процесса рафинирования не должен быть слишком заметным, так как пленка оксида алюминия малопроницаема для кислорода из пузырька и поэтому толщина этой пленки невелика.

Подсчитано, что для образования пленки толщиной в один монослой γ-Al_2O_3 расходуется 0,028 % мас. O_2. Потери алюминия на образование оксида невелики (до 0,2 г на 1 кг алюминия или 0,02 % при продувке воздухом с расходом 10 г/кг сплава), что существенно меньше потерь металла при плавке. Однако и эти потери возможно снизить путем организации защиты флюсом поверхности ванны от взаимодействия с атмосферой и снижения расхода воздуха на процесс. Кроме того, флюс выполняет функции связывания оксидов, всплывающих на поверхность ванны в ходе рафинирования, защиты свободной поверхности расплава от окисления кислородом из атмосферы и модифицирования сплава.

Воздух содержит водяной пар до 1 % мас. Анализ показал, что активность образования оксидов при взаимодействии с кислородом воздуха намного выше, чем при взаимодействии с водой. Однако реальный ход процесса может быть выявлен только из опыта.

Ход процесса рафинирования воздухом можно пояснить схемой, приведенной на рис. 2.

Для этой схемы разрабатывалась технология лабораторных испытаний процесса, где рафинировали вторичный сплав АК7М2Мг в тигле емкостью 20 кг. Режим рафинирования по [1] соответствует расходу воздуха 0,8...1,6 г/кг алюминиевого сплава или 16...32 г воздуха для массы 20 кг. При расходе воздуха из используемого активатора 0,5 г/с время обработки должно составлять от 30 до 70 с.

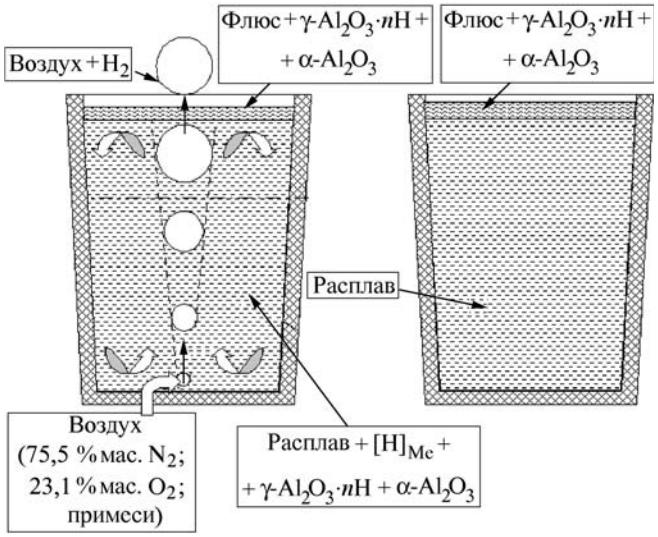


Рис. 2. Схема обработки алюминиевого расплава воздухом

Обеспечить заданный уровень качества сплава можно также с учетом извлечения из сплава неметаллических включений размером более 20 мкм с применением критерия $K_{раф}$:

$$K_{раф} = F_г / F_{сл},$$

где $F_г$ – площадь поверхности пузырьков, всплывающих в расплаве; $F_{сл}$ – площадь расплава, распределенная слоем толщиной 20 мкм. Для обеспечения $K_{раф} = 1$ при указанных условиях необходимо время обработки в 3,5–7 раз больше, чем это рекомендуется по [1].

Поэтому технология обработки литейных алюминиевых сплавов воздухом для эффективного рафинирования от неметаллических включений должна иметь принципиально другие режимы в сравнении с [1], т.е. расход воздуха на процесс необходимо увеличить в несколько раз.

При обработке воздухом вторичного алюминиевого сплава АК7М2Мг получены следующие результаты по свойствам сплава в процессе обработки: время продувки – 5 мин; масса металла – 20 кг; давление – 0,08 кПа (рис. 3, 4, где образец № 1 – исходный сплав до обработки, последующие образцы взяты после каждой минуты обработки).

Для данного эксперимента время обработки около 4 мин достаточно для $K_{раф} = 1$ и получения качественных отливок. Пористость определяли как отношение общей площади пор на шлифе из данного образца к площади шлифа.

Как видно из результатов измерения плотности и пористости, плотность вторичного сплава

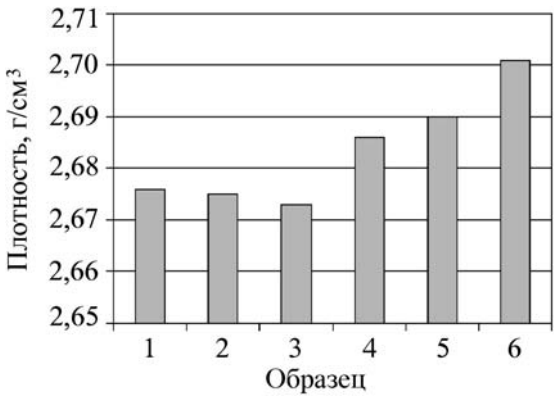


Рис. 3. Плотность сплава АК7М2Мг по ходу рафинирования

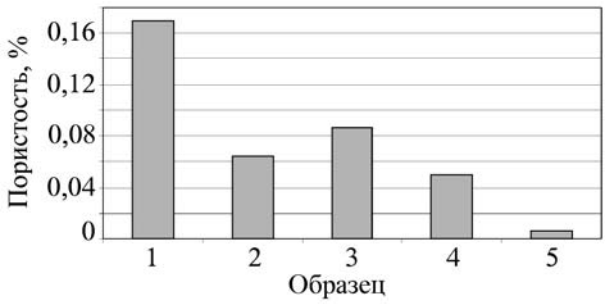
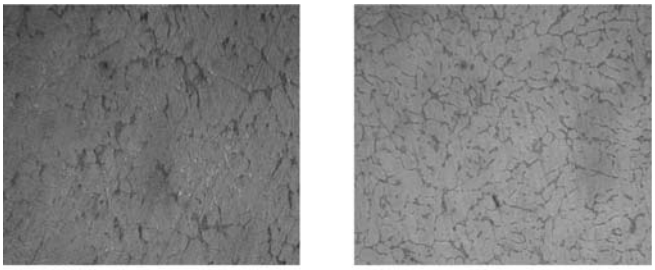


Рис. 4. Изменение пористости в результате рафинирования



а) *б)*

Рис. 5. Микроструктура вторичного сплава АК7М2Мг (×200): *а* – исходный сплав; *б* – после обработки 5 мин

АК7М2Мг уже к третьей минуте обработки на 0,5 % больше, чем у исходного сплава, при этом пористость снизилась приблизительно в 4 раза. Микроструктура сплава несколько изменилась: выделения твердой фазы распределились по границам зерен (рис. 5), что несколько измельчило зерна (в 1,5–2 раза), однако заметного изменения механических свойств не обнаружено.

Таким образом, для данного случая обработка воздухом с расходом 4,5...6 г/кг сплава и $K_{раф}$ = 1...1,3 эффективна для повышения плотности и снижения пористости. Химический анализ не показал существенного изменения состава сплава в сравнении с исходным.

После обработки вторичного силумина АК12 получили аналогичные результаты. Рафинирование выполняли при тех же режимах, что и в предыдущем эксперименте (расход воздуха 4,5...6 г/кг сплава; $K_{раф}$ = 1...1,3). Дополнительно анализировали плотность при выдержке сплава до и после рафинирования (рис. 6). При выдержке сплава в расплавленном виде его плотность изменялась незначительно. Определено некоторое снижение твердости сплава в ходе рафинирования, что косвенно подтверждает снижение содержания оксидных включений. Так же, как и для сплава АК7М2Мг, наблюдалось измельчение структуры в 2 раза.

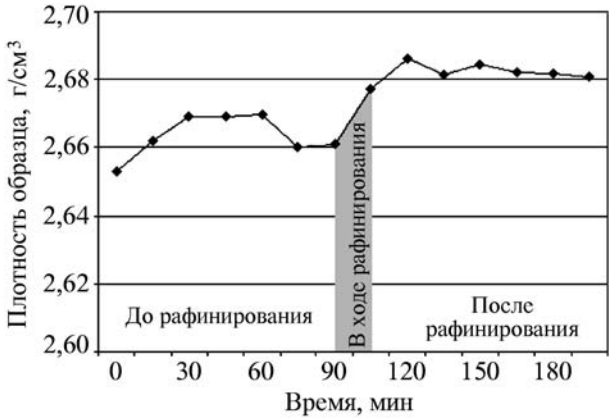


Рис. 6. Изменение плотности образцов сплава АК12

Лабораторный эксперимент показал устойчивые эффекты при рафинировании алюминиевых сплавов воздухом при его расходе 4,5...6 г/кг сплава и $K_{раф}$ = 1...1,3. Разработана технология рафинирования алюминиевых сплавов воздухом, которая опробована в промышленных условиях. Определен технический эффект от использования технологии – сокращение брака литья по пористости в 1,5–2 раза на сплавах АК5М, АК12М2.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **А.с. 536240 СССР, МКИ² С 22 В 21/06.** Способ рафинирования алюминия и его сплавов / З.П. Баева, М.Б. Гохштейн. Опубл. 03.01.1975. 3 с.

Сергей Павлович Серебряков, д-р техн. наук, root@rgata.ru;
Анатолий Сергеевич Матвеев, д-р техн. наук;
Владимир Анатольевич Изотов, канд. техн. наук;
Борис Юрьевич Яковлев, инженер

УДК 669.715

В.С. Муратов, Д.П. Юдаев *(Самарский государственный технический университет)*

Влияние дополнительного старения при технологических нагревах на механические свойства и микроструктуру листовых полуфабрикатов из сплава 1151

Определено влияние дополнительного старения при технологических нагревах на микроструктуру и механические свойства листов из алюминиевого деформируемого сплава 1151.

Influence of additional age-hardening is determined at process heating on microstructure and mechanical properties of sheets from aluminum deformable alloy 1151.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; технологический нагрев; механические свойства; микроструктура.

Keywords: aluminum alloys; technological heating; mechanical properties; microstructure.

Свариваемый, термически упрочняемый алюминиевый сплав 1151 системы Al–Cu–Mg является перспективным для изготовления сварных и сборно-клепанных конструкций изделий ракетно-космической техники. В состоянии поставки (закалка + + естественное старение) сплав применяется в конструкциях, работающих при температурах до 175 °С.

В процессе производственного цикла изготовления изделий ракетно-космической техники детали подвергаются различным по температуре и длительности технологическим нагревам (нанесение различных анодно-оксидных и теплозащитных покрытий, сушка и т.д.). Наиболее распространенными являются нагревы до температур 100...200 °С продолжительностью 6...8 ч. Анализ литературных источников показал неоднозначное влияние повышенных температур на прочностные и пластические свойства (могут привести как к росту, так и снижению и тех и других) листовых полуфабрикатов из дуралюминов. Это объясняется различиями в исходном структурном состоянии сплава после закалки, совместным протеканием процессов возврата и старения, преобладанием одного процесса над другим.

Цель данной работы выяснить, как изменяются микроструктура и механические свойства листовых полуфабрикатов из сплава 1151 при повышенных температурах.

Методика проведения исследований

Были изготовлены стандартные плоские образцы для испытания на разрыв из листа сплава 1151 в состоянии закалка + естественное старение, толщина листа – 3 мм, направление вырезки – поперечное. Образцы подвергали длительной однократной выдержке 7 ч при температурах 100, 125, 150, 175 и 200 °С, что имитировало соответствующие технологические нагревы при изготовлении деталей.

Нагрев проводили в сушильных шкафах типа СНОЛ-Ф-67/350 с точностью поддержания температурного режима ±3 °С.

После термического воздействия образцы испытывали на растяжение и проводили замеры твердости материала по Бриннелю. Для определения механических свойств при растяжении использовали универсальную разрывную машину УЭМ-5А.

После определения механических свойств из образцов были изготовлены микрошлифы в поперечной плоскости сечения листа для оценки степени изменения микроструктуры сплава. Микрошлифы изучали как под световым микроскопом МИМ-7, так и под электронным растровым микроскопом JEOL JSM-7000F фирмы Tokyo Boeki LTD.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты определения механических свойств образцов приведены в таблице.

Как видно из таблицы, в результате нагрева и длительной выдержки образцов при 100...150 °С механические свойства материала изменяются незначительно. После выдержки при 175...200 °С предел прочности $\sigma_в$ и предел текучести $\sigma_{0,2}$ увеличиваются, а относительное удлинение δ уменьшается по сравнению с исходным состоянием. Резко возрас-

Результаты механических испытаний образцов

Температура нагрева, °С	Среднее значение			Отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в$
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	
Без нагрева	463	337	19	0,72
100	465	330	18	0,72
125	456	342	16	0,75
150	457	341	15	0,75
175	455	353	14	0,78
200	481	400	10	0,83

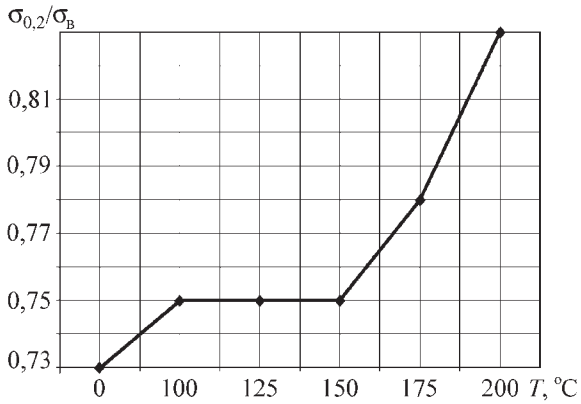


Рис. 1. Зависимость отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ от температуры технологического нагрева

тает соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ (рис. 1), что свидетельствует о переходе к фазовой стадии старения.

Полученные результаты по изменению механических свойств листовых полуфабрикатов из сплава 1151 при дополнительном старении согласуются с данными по влиянию нагрева на механические свойства листов в состоянии поставки из сплава Д16 [1, 2]. При искусственном старении сплавов типа Д16 образуется промежуточная фаза S', когерентная с матрицей по плоскостям $\{021\}_{Al}$. Перестаривание связано с образованием в структуре сплава равновесной фазы S, не имеющей когерентности с матрицей.

Последовательность распада пересыщенного твердого раствора при старении может быть представлена следующим образом [3]:

$$\alpha_{пер} \rightarrow ГП \rightarrow S'(Al_2CuMg) \rightarrow S(Al_2CuMg).$$

Параллельно с процессами искусственного старения идут процессы отдыха, снятия напряжений, образовавшихся при прокатке и закалке.

По данным [1, 2], изменение механических свойств листов из сплава Д16 в состоянии поставки при дополнительном нагреве начинается уже с температур 125...150 °С при выдержке до 100 ч. Для сплава 1151 температура нагрева, при которой преобладающими процессами становятся процессы выделения промежуточных фаз, т.е. процесс искусственного старения находится, по-видимому, в интервале 150...175 °С.

На рис. 2 приведены фотографии микроструктуры сплава 1151 в исходном состоянии и после выдержки при различных температурах. Видно, что с ростом температуры выдержки в микроструктуре сплава увеличивается количество ямок травления, что свидетельствует о выделении промежуточной дисперсной фазы, которая, по-видимому, является фазой S', близкой по составу к $S(Al_2CuMg)$-фазе. Выделяясь как по границам зерен, так и в теле зерна, S'-фаза, препятствуя движению дислокаций,

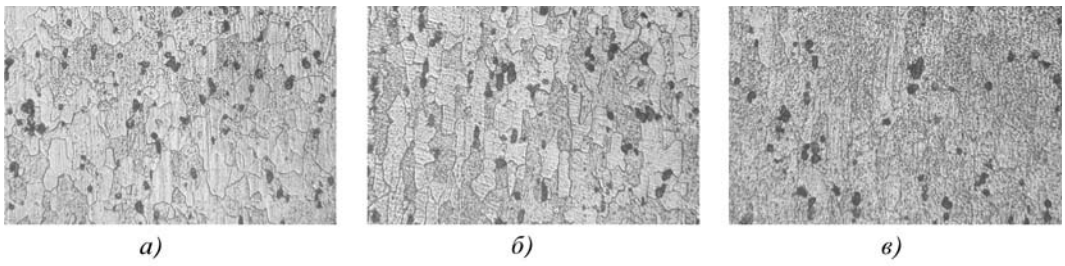


Рис. 2. Микроструктура сплава 1151 (×420):
а – без нагрева; *б* – после выдержки при 100 °С; *в* – после выдержки при 200 °С

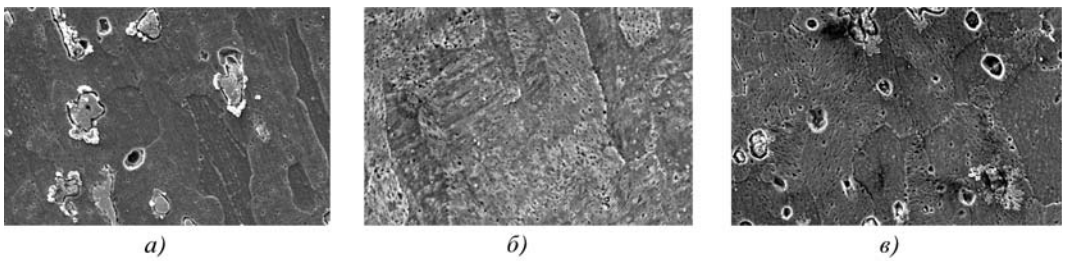


Рис. 3. Структура сплава 1151:
а – в исходном состоянии, × 1500; *б* – после выдержки при 100 °С, ×1900; *в* – после выдержки при 200 °С, ×1500

повышает предел текучести и снижает пластичность сплава.

Это подтверждается и электронно-микроскопическими исследованиями. В образцах, выдержанных при различных температурах, при увеличении в 1500 раз видны субзерна и их границы. На рис. 3, *б*, *в* отчетливо видны ямки травления треугольной и ромбической формы, образованные поверхностями в плоскости шлифа с одинаковой ориентацией кристаллической решетки.

Выводы

1. Технологические нагревы закаленных и естественно состаренных листовых полуфабрикатов из сплава 1151 при температурах до 150 °С с выдержкой до 7 ч не приводят к значительным изменениям микроструктуры и механических свойств.

2. При повышении температуры технологического нагрева до 175...200 °С интенсифицируется процесс с выделения дисперсных упрочняющих фаз, в результате которого повышается предел текучести сплава, а относительное удлинение уменьшается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Алюминиевые** сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: справочник / под ред. В.А. Ливанова. М.: Машиностроение, 1974. 432 с.

2. **Колобнев И.Ф.** Термическая обработка алюминиевых сплавов. М.: Металлургиздат, 1961. 216 с.

3. **Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980. 208 с.

Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук,
muratov@sstu.smr.ru;
Дмитрий Петрович Юдаев, инженер

УДК 621.74.669.245

А.А. Жуков *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва),*
О.В. Новикова *(ОАО "НПО "Сатурн", г. Рыбинск)*

Влияние циклических температурно-силовых воздействий на структуру и жаропрочность сплава ЖС6У-ВИ

Рассмотрено влияние термической и малоцикловой усталости на структуру и жаропрочность сплава ЖС6У-ВИ. Предложен безразмерный коэффициент для оценки формы включений γ'-фазы. Получены статистические зависимости для прогноза жаропрочности по показателям пластичности.

The influence of thermal and low-cycle fatigue on the structure and high-temperature strength of ZhS6U-VI alloy is considered. Non-dimensional coefficient for evaluation of the inclusions γ'-phase shape is proposed. Statistical dependences for the forecast of high-temperature strength by ductility index are obtained.

Ключевые слова: циклические температурно-силовые воздействия; термическая усталость; малоцикловая усталость; структура; жаропрочность; статистический анализ; безразмерный критерий формы.

Keywords: cyclic temperature force impacts; thermal cycle fatigue; low-cycle fatigue; structure; high-temperature strength; statistical analysis; non-dimensional criterion of the shape.

Известно [1], что эксплуатационная надежность и ресурс газотурбинных двигателей (ГТД) в значительной степени определяются работоспособностью рабочих лопаток турбины. В процессе длительной эксплуатации в материале турбинных лопаток происходят значительные структурные и фазовые превращения и накопление обратимой и необратимой повреждаемости. Для обеспечения необходимой работоспособности и установленного ресурса ГТД проводят восстановительный ремонт рабочих лопаток после определенного срока эксплуатации. При этом выполняются следующие ремонтные технологии:

• удаление с поверхности лопаток продуктов коррозии и высокотемпературного окисления с

последующим нанесением защитного жаростойкого покрытия;

• горячее изостатическое прессование (ГИП) для устранения образовавшихся повреждений (поры микротрещины) за счет деформационного залечивания;

• высокотемпературная вакуумная обработка (ВТВО) для восстановления структуры.

В результате восстановления структуры сплава и устранения повреждений основные эксплуатационные свойства (жаропрочность, сопротивление усталости, термостойкость и малоцикловая усталость) приближаются к исходному уровню. Поэтому своевременный, эффективный и восстановительный ремонт лопаток является актуальной проблемой и имеет важное научное и практическое значение.

Очевидно, что для своевременного проведения восстановительной термообработки лопаток и правильного выбора технологических параметров ВТВО и ГИП требуются всестороннее исследование и анализ структурных и фазовых превращений, происходящих в материале лопаток в процессе их эксплуатации. В работах [2–5] изложены основные закономерности этих превращений в условиях изотермических температурных воздействий и постоянных силовых нагрузок.

Однако при эксплуатации двигателя на фоне постоянно действующих температурно-силовых нагрузок возникают циклические температурные и силовые перегрузки вследствие работы двигателя на нестационарных режимах, а также при многократных запусках двигателя. Поэтому отличительной особенностью данной работы является комплексное исследование влияния термической усталости и малоцикловой изотермической усталости (МЦУ) на структурные превращения и жаропрочность сплава ЖС6У-ВИ. В качестве показателя жаропрочности согласно ОСТ 90.126–85 использовали время до разрушения $\tau_р$ при напряжении 230 МПа и температуре испытания 975 °С.

В первой части работы для оценки влияния термической усталости на изменение структуры и жаропрочности сплава ЖС6У-ВИ определяли уровень термостойкости сплава в исходном состоянии. Термоусталостные испытания проводили на установке с регулируемой жесткостью защемления [6]. Нагрев образцов осуществлялся проходящим током. С учетом равных температурных условий эксплуатации были приняты следующие параметры термоцикла: максимальная температура $t_{ц\,max}$ = 1100 °С; минимальная температура $t_{ц\,min}$ = 600 °С; длительность нагрева и охлаждения $\tau_н = \tau_{охл} \approx 6...7$ с. Интенсивное охлаждение образца происходило в воздушном потоке от вентилятора. Таким образом, нагрев и охлаждение образцов с достаточно высокой скоростью 70...80 °С/с обеспечивает циклическое воздействие перепада температур $\Delta t_ц = t_{ц\,max} - t_{ц\,min}$, а следовательно, и термических напряжений $\sigma_t = \alpha E \Delta t_ц$, которые являются определяющим фактором термоусталостного разрушения.

Термостойкость сплава ЖС6У-ВИ при указанных параметрах термоцикла оценивали по числу термоциклов до появления первой трещины N_1 и до полного разрушения образца $N_{кр}$. Появление первой трещины, т.е. значение N_1, оценивали визуально, а также по существенному снижению силы тока вследствие увеличения электросопротивления образца при появлении трещины. При этом точность определения N_1 составляет ±5 термоциклов, в результате которых формируется стабильно развивающаяся трещина при дальнейшем термоциклировании.

По результатам испытаний пяти образцов были рассчитаны средние арифметические значения N_1, $N_{кр}$, доверительные интервалы $\pm\Delta N_1$ ($\pm\,\Delta N_{кр}$) и коэффициенты вариации (относительные погрешности) υ_1 ($\upsilon_{кр}$). В результате статистической обработки результатов испытаний установлено, что сплав ЖС6У-ВИ в исходном состоянии (нагрев до 1200 °С, выдержка 4 ч, охлаждение со скоростью ~ 90 °С/мин до 900 °С и последующее охлаждение на воздухе) имеет следующие показатели термостойкости:

$$N_1 = 3100 \pm 150,\ \upsilon_1 = 15\ \%;$$
$$N_{кр} = 5795 \pm 215,\ \upsilon_{кр} = 19\ \%.$$

Полученные результаты согласуются с данными работы [7] и являются достоверными.

Влияние термоциклического воздействия на жаропрочность сплава ЖС6У-ВИ определяли на образцах нескольких партий в исходном состоянии $N = 0$ и после различного числа термоциклов N = = 100; 200; 300; 350; 450; 550; 650; 750; 1000; 2000 и 2500. Из каждой партии образцов отбирали три образца для определения механических свойств $\sigma_в$, δ, ψ путем испытаний на растяжение при температуре 975 °С. На остальных образцах (по 5 образцов в каждой партии) определяли жаропрочность, т.е. время до разрушения $\tau_р$ при температуре 975 °С и

напряжении 230 МПа. Результаты проведенных испытаний приведены в табл. 1.

По результатам измерений δ и ψ рассчитывали запас пластичности $\varepsilon_{пл} = \ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right)$ и коэффициент локализации пластической деформации $K_л = \frac{1}{(1+\delta)(1-\psi)}$, которые согласно работе [8] характеризуют поведение материала в условиях напряженно-деформированного состояния при повышенных температурах и являются косвенными показателями упрочнения материала.

Анализ экспериментальных и расчетных данных, приведенных в табл. 1, показал, что время до разрушения $\tau_р$ образцов при испытаниях на жаропрочность первоначально возрастает примерно в 1,5 раза. При этом максимальную жаропрочность ($\tau_р$ = (78±5) ч) имеют образцы после 350 предварительных термоциклов. Это соответствующим образом согласуется с повышением коэффициента $K_л$ от 1,023 в исходном состоянии ($N = 0$) до 1,085 при $N = 350$ циклов. При этом запас пластичности $\varepsilon_{пл}$ также возрастает от 0,046 до 0,122. Таким образом, в результате предварительного термоциклирования до $N = 0{,}1N_1$ при последующих испытаниях на жаропрочность наблюдается повышение запаса пластичности $\varepsilon_{пл}$, что приводит к увеличению степени локализации пластической деформации, т.е. к упрочнению сплава. Очевидно, что эти два процесса в совокупности и обуславливают достаточно существенное повышение жаропрочности, т.е. увеличение времени до разрушения $\tau_р$.

При дальнейшем увеличении числа предварительных термоциклов $N > 350$, происходит интенсивное снижение $\tau_р$. При этом после $N = 2500$ циклов время $\tau_р \approx (20 \pm 6)$ ч. Необходимо также отметить, что минимально-допустимое время $\tau_р = 40$ ч (норма по ОСТ 1.90126–85) соответствует предельно допустимому числу термоциклов $N \approx 700$ или $N \approx 0{,}23N_1$.

Для оценки статистической взаимосвязи между свойствами сплава после термоциклирования и временем до разрушения при испытаниях на жаропрочность использовали метод корреляционного анализа. Получили следующие однофакторные статистические зависимости с соответствующими коэффициентами корреляции:

$$\tau_р = 0{,}212\sigma_в - 100,\ r_{(\tau_р - \sigma_в)} = 0{,}76;$$

$$\tau_р = 457{,}5\,\varepsilon_{пл} + 17{,}5,\ r_{(\tau_р - \varepsilon_{пл})} = 0{,}88;$$

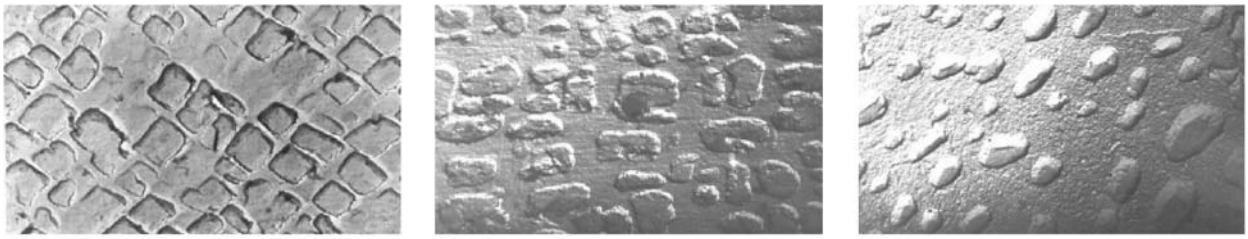
$$\tau_р = 394{,}5K_л - 353{,}7,\ r_{(\tau_р - K_л)} = 0{,}91.$$

С учетом значений коэффициентов корреляции видно, что в наибольшей степени время до разрушения $\tau_р$ зависит от запаса пластичности и коэффициента локализации пластической деформации.

1. Влияние термоциклирования на свойства образцов из сплава ЖС6У-ВИ

Номер партии	Число термоциклов N	Свойства после термоциклирования					Жаропрочность $\tau_р$
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	$\varepsilon_{пл}$	$K_л$	
1	0	735	2,7	4,5	0,046	1,023	52±5
2	100	762	3,2	6,8	0,070	1,040	56±7
3	200	748	4,3	8,5	0,091	1,053	61±7
4	300	754	5,5	9,7	0,105	1,062	68±7
5	350	763	4,3	11,6	0,122	1,085	78±5
6	450	725	5,0	10,4	0,107	1,052	59±7
7	550	740	5,2	8,0	0,083	1,033	50±8
8	650	710	4,7	6,3	0,070	1,015	44±7
9	750	715	6,0	5,2	0,053	1,000	35±5
10	1000	627	4,5	4,0	0,041	0,987	40±8
11	2000	575	5,7	2,5	0,025	0,960	28±5
12	2500	610	6,3	2,0	0,021	0,952	22±7

Обозначения: $\varepsilon_{пл}$ – запас пластичности; $K_л$ – коэффициент локализации пластической деформации.



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Изменение γ′-фазы в процессе термоциклирования (×10000):
а – исходное состояние; *б* – 350 термоциклов; *в* – 2000 термоциклов

Поэтому для одновременного учета этих факторов было получено следующее корреляционное двухфакторное уравнение:

$$\tau_р = 73\varepsilon_{пл} + 274K_л - 234, \ r = 0{,}96.$$

Так как коэффициент корреляции для этого уравнения достаточно высокий, поэтому данное уравнение позволяет наиболее точно и адекватно прогнозировать время до разрушения при испытаниях на жаропрочность по характеристикам пластичности $\varepsilon_{пл}$ и $K_л$. Следовательно, это уравнение можно рекомендовать для практического использования.

Анализ структурных и фазовых превращений соответствующим образом согласуется с изменениями $\tau_р$, $\varepsilon_{пл}$ и $K_л$ от числа предварительных термоциклов N. Из рис. 1, *б* видно, что к моменту максимальной жаропрочности ($\tau_р$ = 78 ч), т.е. после N = = 350 термоциклов, γ′ -фаза из кубической трансформируется в равноосную, при этом ее количество существенно не изменяется. По-видимому, такая форма γ′-фазы является наиболее оптимальной, так как она обеспечивает максимальную жаропрочность. В процессе дальнейшего термоциклирования ($N \approx 1000$ циклов) включения γ′- фазы превращаются в глыбообразную форму, количество ее заметно уменьшается. При этом на фоне γ-твердого раствора появляется высокодисперсная фаза – "сыпь", которая, вероятно, является продуктом распада γ′-фазы (см. рис. 1, *в*). Включения γ′-фазы приобретают вытянутую форму, что указывает на направленность деформации, вследствие чего и происходит исчерпание запаса пластичности, т.е. $\varepsilon_{пл}$ снижается до 0,025, что согласуется с работами [7, 8]. Все перечисленные факторы приводят к резкому снижению жаропрочности при числе термоциклов $N \geq 1000$.

Вторая часть работы посвящена исследованию влияния малоцикловой усталости на структуру и жаропрочность сплава ЖС6У-ВИ. Для этого проводили предварительное нагружение образцов на установке УМЭ-10ТМ для малоцикловых испытаний по следующим четырем режимам:

1-й режим: температура t = 1050 °С, максимальное напряжение цикла σ_{max} = 250 МПа;

2-й режим: t = 1050 °С, σ_{max} = 180 МПа;

3-й режим: t = 800 °С, σ_{max} = 250 МПа;

4-й режим: t = 800 °С, σ_{max} = 180 МПа.

На каждом режиме нагружали пять партий образцов. Образцы первой партии циклически нагружали в течение N_1 = 50 циклов; второй – N_2 = = 100 циклов; третьей – N_3 = 150 циклов; четвертой – N_4 = 200 циклов и пятой – N_5 = 250 циклов.

После малоцикловых изотермических нагружений проводили испытания образцов на жаропрочность, при этом определяли время до разрушения при нагрузке σ_{max} = 230 МПа и температуре t = 975 °С. Результаты исследований приведены в табл. 2.

По данным табл. 2 построена зависимость изменения жаропрочности (времени до разрушения) $\tau_р$ от числа циклов малоцикловой усталости $N_{мц}$ (рис. 2).

Видно, что малоцикловая усталость на начальной стадии ($N_{мц}$ = 50...100 циклов) повышает жаропрочность на 20...35 %. Затем происходит интенсивное снижение $\tau_р$, причем наиболее существенно $\tau_р$ возрастает при малоцикловом нагружении по режимам *2* и *4* при σ_{max} = 180 МПа. По-видимому, при этом уровне действующих малоцикловых нагрузок в сплаве на начальной стадии МЦУ преобладают процессы упрочнения, что и обуславливает повышение жаропрочности после 50 циклов. Таким образом, для сохранения необходимого уровня жаропрочности $\tau_р$ = 40...60 ч напряжения при малоцикловой усталости не должны превышать 180...200 МПа.

2. Влияние малоцикловой усталости на жаропрочность $\tau_р$ образцов из сплава ЖС6У-ВИ

Номер режима испытания	Номер партии образцов	Параметр малоцикловых нагружений			$\tau_р$, ч
		t, °С	σ_{max}, МПа	$N_{мц}$	
1	1	1050	250	50	64±8
	2			100	71±5
	3			150	63±5
	4			200	46±7
	5			250	32±7
2	1	1050	180	50	83±7
	2			100	75±8
	3			150	70±8
	4			200	57±5
	5			250	42±5
3	1	800	250	50	67±7
	2			100	60±7
	3			150	53±5
	4			200	43±8
	5			250	37±8
4	1	800	180	50	87±7
	2			100	81±7
	3			150	74±5
	4			200	61±8
	5			250	45±7

Структурные превращения, происходящие в процессе малоцикловых нагружений, приведены на рис. 3.

Видно, что на начальной стадии МЦУ до 100 циклов γ'-фаза из кубической формы трансформируется в пластинчатую (см. рис. 3, *а*), т.е. формируется рафт-структура, что обусловлено ориентационным направлением действия внешних сил и напряжений. Затем происходит дробление пластин (см. рис. 3, *б*) и их коагуляция (см. рис. 3, *в*) после 200...250 циклов МЦУ. Таким образом, структурные изменения, происходящие при термической и малоцикловой изотермической усталости, существенно отличаются.

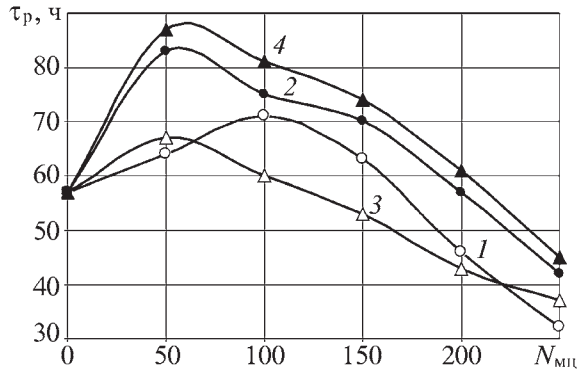
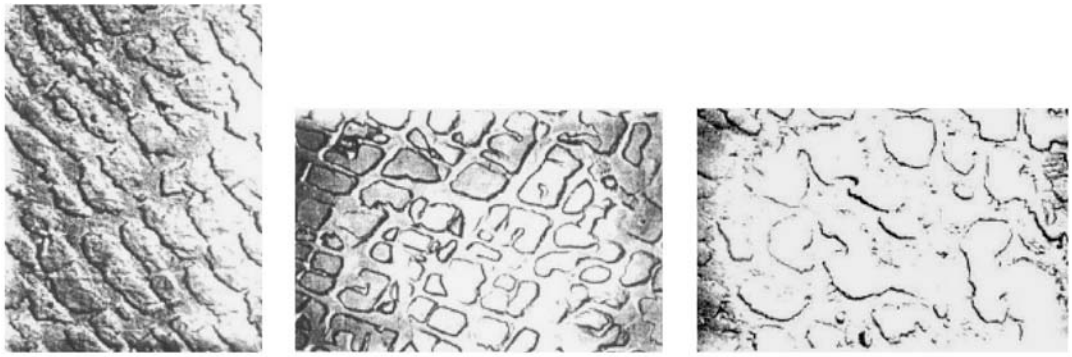


Рис. 2. Влияние числа циклов малоцикловой усталости $N_{мц}$ на жаропрочность $\tau_р$:
1–4 – режимы испытаний

Несмотря на существенное влияние γ'-фазы на механические свойства и жаропрочность сплава, в настоящее время отсутствует критерий для количественной оценки формы включений γ'-фазы. На основании анализа математических формул для определения площади поперечного сечения основных форм включений (квадрат, прямоугольник, ромб, круг), а также с учетом различного соотношения размеров включений типа квадрат, круг и прямоугольник, ромб, авторы статьи предлагают для количественной оценки формы включений применять следующий безразмерный критерий:

$$K_ф = \left(\frac{F}{AB}\right)\left(\frac{A}{B}\right),$$



а) б) в)

Рис. 3. Структурные превращения в процессе малоцикловых нагружений (×10000):
а – до 100 циклов; *б*, *в* – 200...250 циклов

где F – площадь включения; A, B – размеры включения, A – длина, B – ширина, для круга $A = B = D$, т.е. диаметры в двух взаимно-перпендикулярных направлениях.

Из анализа предложенного критерия видно, что первый сомножитель (F/AB) позволяет оценить различие формы квадрата, прямоугольника, ромба от круга (по выражению для F). Второй сомножитель позволяет оценить различие формы квадрата и круга (A/B) = 1 от прямоугольника и ромба, для которых (A/B) > 1.

Для идеальных форм включений теоретические значения коэффициента $K_ф$ следующие: для квадрата $K_ф = 1$; прямоугольника $K_ф = \frac{A}{B} > 1$; для ромба $K_ф = \frac{1}{2}\left(\frac{A}{B}\right) \geq 1$; для круга $K_ф = \frac{\pi}{4} = 0{,}785$.

Необходимо отметить, что при переходе от прямоугольной формы к пластинчатой и тонкопластинчатой $K_ф$ возрастает от 1,5...2,5 до 5...15. Если форма равноосного включения отличается от идеального круга, то в этом случае вследствие уменьшения площади F, а также за счет сжатия круглой формы коэффициент формы будет уменьшаться, т.е. $K_ф < 0{,}785$. Таким образом, предложенный критерий формы отражает влияние основных характеристик включений (площади и размеров) на их форму и является универсальным, т.е. может быть использован как для геометрически идеальных форм, так и для реальных, частично искаженных форм включений различного типа.

В табл. 3 приведены результаты расчетов коэффициента формы $K_ф$ частиц γ'-фазы, приведенных на рис. 1, 3, в зависимости от состояния сплава.

Необходимо отметить, что для более объективной оценки и расчета $K_ф$ целесообразно проводить обработку изображений микроструктуры с использованием программы MetAn [9]. Очевидно, что количественная оценка формы γ'-фазы позволяет более объективно оценить степень структурных превращений, а следовательно, определить целесообразность и эффективность проведения восстановительной термообработки [10].

3. Расчетные значения коэффициента $K_ф$

Номер рисунка	Состояние сплава	Форма, характеристика γ'-фазы	$K_ф$
1, *а*	Исходное	Кубическая, регулярная	0,984
1, *б*	После 350 термоциклов	Круглая, частично искаженная	0,72
1, *в*	После 2000 термоциклов	Вытянутая, эллипсоидная	1,7...3,2
3, *а*	После 100 циклов МЦУ	Пластинчатая, рафт-структура	4,5...6,0
3, *б*	После 150 циклов МЦУ	Ромбовидная, осколочная	1,2...1,6
3, *в*	После 250 циклов МЦУ	Глыбообразная, скоагулированная	2,0...2,5

Выводы

1. Установлено, что интенсивное снижение жаропрочности происходит после термоциклических воздействий $N \approx 0{,}1N_1$ и при напряжении малоцикловой усталости $\sigma_{max} \geq 180...200$ МПа.

2. Выявлена статистически значимая взаимосвязь жаропрочности с запасом пластичности $\varepsilon_{пл}$ и коэффициентом локализации пластической деформации $K_л$ для прогноза времени до разрушения. При испытаниях на жаропрочность получено корреляционное соотношение $\tau_р = 73\varepsilon_{пл} + 274K_л - 234$.

3. Предложен безразмерный критерий формы γ'-фазы $K_ф = \left(\frac{F}{AB}\right)\left(\frac{A}{B}\right)$, который позволяет более

объективно оценить характер и степень формоизменения вторичных упрочняющих фаз и, в частности, γ'-фазы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Акимов В.М.** Основы надежности газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1981. 207 с.

2. **Кишкин С.Т., Логунов А.В.** Особенности структурных превращений жаропрочного никелевого сплава в процессе высокотемпературного нагрева // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. 1980. № 6. С. 190–194.

3. **Патон В.Е., Строганов Г.В., Кишкин С.Т.** Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления. Киев: Наукова думка, 1987. 256 с.

4. **Петрушин Н.В., Логунов А.В., Горин В.А.** Структурная стабильность никелевых жаропрочных сплавов при высоких температурах // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984. № 5. С. 36–39.

5. **Шумихин С.А., Ткаченко Ю.М., Чертушин А.Н.** Структурные и фазовые изменения лопаток газовых турбин в процессе эксплуатации // Новые конструкционные материалы и эффективные методы их получения и обработки. Киев, 1988. С. 16–19.

6. **Жуков А.А., Рябов Ю.В.** Установка для термоусталостных испытаний с регулируемой жесткостью защемления // Информационный листок № 106-93. Ярославль: ЦНТИ, 1993. 4 с.

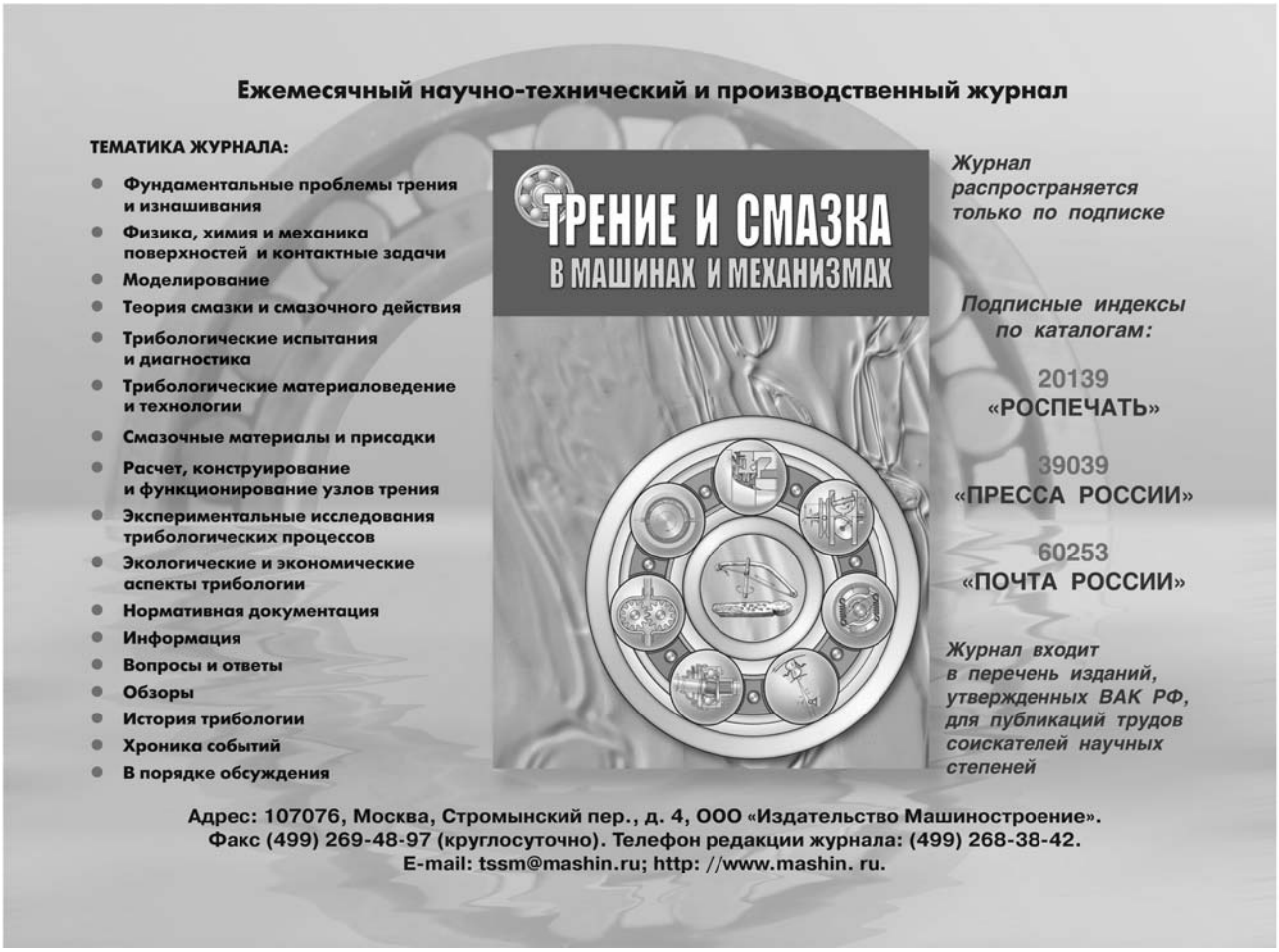
7. **Дульнев Р.А., Котов П.И.** Термическая усталость металлов. М.: Машиностроение, 1980. 199 с.

8. **Третьяченко Г.Н., Кравчук Л.П.** Термическая усталость материала в условиях неоднородного напряженного состояния. Киев: Наукова думка, 1985. 275 с.

9. **Чубов А.А., Жуков А.А., Вишняков В.А.** Металлографический анализ сплавов с помощью программы – анализатора MetAn на основе контурно-структурной сегментации // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 8. С. 50–54.

10. **Сорокина Л.П., Морозова Г.И., Бронфин М.Б.** Влияние восстановительной обработки на структуру, фазовый состав и свойства сплава ЖС6У-ВИ // Металловедение и термическая обработка металлов. 1987. № 4. С. 40–43.

Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук;
Ольга Викторовна Новикова, начальник сектора металлографических исследований и термообработки,
alexandr.vinogradov@npo-saturn.ru



УДК 669.35:621.778

Н.С. Арсентьева, Л.М. Железняк, В.Е. Мокеев,
Н.В. Кузьмина, И.Ю. Голикова, А.В. Зайцева
(ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов")

Совершенствование технологии и оборудования в производстве полуфабрикатов для электромашиностроения в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов"

Описан опыт ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" по модернизации оборудования и усовершенствованию технологии производства фасонных профилей из тяжелых цветных металлов.

The experience of JSC "Kamensk-Uralsky non-ferrous metal working plant" on modernisation of the equipment and improvement of the practice of shapes from heavy nonferrous metals is described.

Ключевые слова: тяжелые цветные металлы; фасонные профили; волочение.

Keywords: heavy non-ferrous metals; shapes; drawing.

ОАО "КУЗОЦМ" известно как предприятие, выпускающее разнообразный сплошной мелкосортный прокат почти из 140 сплавов на основе меди, никеля, цинка в виде простых и фасонных профилей, полос, проволоки, порошков общим числом около 15 тыс. позиций. Завод – ведущий отечественный производитель фасонных электротехнических профилей из меди, в том числе прямоугольных шин [1, 2], и из электротехнических бронз (в виде коллекторных полос трапециевидного сечения) – кадмиевой, магниевой, серебряной, хромовой, циркониевой, хромоциркониевой.

С учетом требуемых нормативными документами повышенных механических и электротехнических свойств, обусловленных сложными условиями эксплуатации коллектора, наиболее высокий уровень служебных характеристик (твердости, прочности, износостойкости, электропроводности) коллекторные полосы из хромовой, циркониевой или хромоциркониевой бронзы приобретают после термодеформационной обработки, включающей закалку, старение и холодную пластическую деформацию.

Завод выпускает около 300 видов коллекторных полос, особенностью сортамента которых является широкий диапазон геометрических параметров, а именно: высоты трапециевидного сечения 4...122 мм; толщины тонкого основания 0,3...8,2 мм; угла профиля 0°27′...26°; площади сечения 6...800 мм^2. Из наиболее крупных профилей методом холодной штамповки (вырубки) получают ламели – базовые детали коллекторов тяговых электрических машин весьма ответственного назначения, предназначенных для магистральных локомотивов ОАО "РЖД", в связи с чем значения их макрогеометрии, размерной точности и твердости должны отвечать более строгим по сравнению со стандартом [3] требованиям технических условий [4].

Профили самых малых сечений используются для изготовления обмоток роторов электродвигателей приводов погружных насосов, которые при длине около 6 м имеют диаметр 150 мм, что связано с размерами скважин. Достаточно подробная информация о производстве коллекторных полос как о высокотехнологичных полуфабрикатах изложена в статье [5]; в настоящей публикации сделан акцент на технологических особенностях изготовления широкого сортамента других видов продукции, в том числе изделий электротехнического назначения.

Как известно, специфическая особенность цветметобработки, даже в такой конкретной сфере, как производство полуфабрикатов из тяжелых цветных металлов (ТЦМ), состоит в том, что при широком марочном и типоразмерном сортаменте и небольших объемах заказываемых партий металла

(иногда составляющих несколько десятков килограммов) постоянно повышаются требования к качественному уровню продукции со стороны как российских, так и зарубежных потребителей. Это обстоятельство усложняет производственную ситуацию, особенно в плавильно-литейном и прокатном переделах, поскольку порождает значительный рост энерго- и трудозатрат, а также удлиняет технологический цикл обработки; кроме того, поскольку имеет место стабильная мировая тенденция к увеличению стоимости ТЦМ и, соответственно, сплавов на их основе, то серьезное для завода значение приобретает повышение коэффициента выхода годного посредством сокращения потерь металла в процессе его обработки.

Особо следует отметить настоятельную необходимость соблюдения высокой культуры изготовления, подготовки и доводки каналов деформирующего инструмента – матриц, используемых для горячего прессования на горизонтальных гидравлических прессах слитков полунепрерывного литья на заготовки под волочение, и волок – для получения из прессованных заготовок чистовых профилей посредством многоразового волочения на линейных цепных или барабанных станах.

Решение этих задач усложняется, во-первых, вследствие многооперационности технологии, обусловливающей потребность в расширенном парке инструмента (матриц и волок), причем число промежуточных проходов волочения может составлять от одного-двух (для простых профилей) до шести-семи (для профилей особо сложных форм сечения), и, во-вторых, из-за высокой стоимости инструментальных материалов – сплава на основе никеля нимоник 80 для прессовых матриц и твердого сплава марки ВК8 для волок. Названные трудности успешно преодолеваются заводскими специалистами путем разработки и проведения следующего плана выхода из сложившейся ситуации:

– наделение давно эксплуатируемого универсального оборудования технологической гибкостью*;

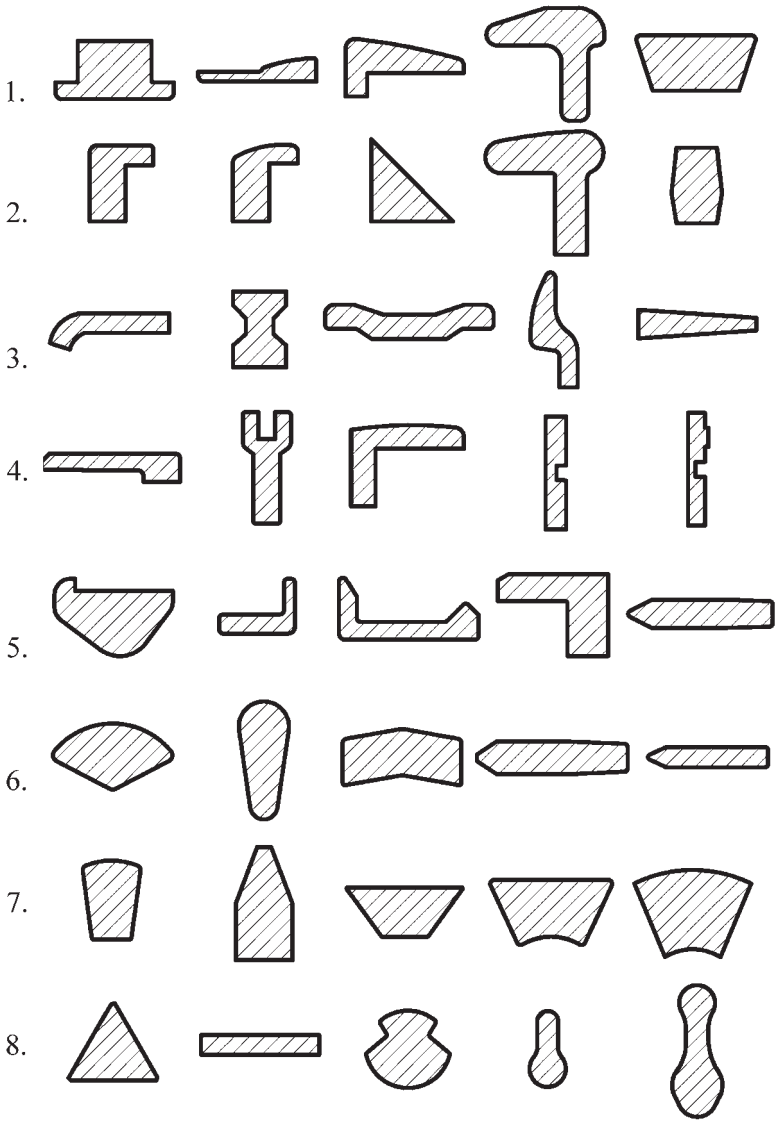


Рис. 1. Сечения медных профилей, выпускаемых заводом

– приобретение и пуск в эксплуатацию нового оборудования, также обладающего гибкостью, т.е. легко переводимого на выпуск другого изделия;

– расширение технологических возможностей оборудования и инструмента.

Далее кратко изложены результаты работы последних лет по реализации этого плана.

Наряду с коллекторными полосами клиновидного сечения из низколегированных медных сплавов (рис. 1, 3-й ряд, последняя позиция) и медными прямоугольными шинами (рис. 1, 8-й ряд, 2-я позиция) завод производит широкий сортамент сложных фасонных профилей, показанных на рис. 1 (на рис. 1 не показаны однотипные профили, аналогичные приведенным и отличающиеся от них толь-

* Считается, что технологическая гибкость свойственна такому универсальному оборудованию, которое способно достаточно просто и экономически целесообразно реагировать на изменение выпускаемого сортамента.

ко размерами). Естественно, что при подготовке соответствующего инструмента для производства таких изделий возникает задача его изготовления и последующих чистовой обработки и доводки его рабочих каналов с учетом жестких требований, предъявляемых к качеству готовой продукции. Трудности при решении этой задачи сводятся к следующему:

– число волок, необходимых для получения сложных профилей, возрастает соответственно числу проходов волочения, которое для многих профилей достигает 4–5; следовательно, полный парк волок насчитывает несколько тысяч штук;

– удлинение маршрутов волочения продиктовано вынужденным использованием прессованных заготовок простых сечений (круга, квадрата, полоски), поскольку получение фасонных прессованных заготовок технологически и экономически нецелесообразно ввиду малой площади и сложности сечения, а также незначительного объема заказываемых потребителями партий; кроме того, считается [6], что до настоящего времени не созданы обоснованные методы проектирования профильных матриц;

– при волочении фасонного профиля участки его сечения претерпевают различные обжатия, и достижение хотя бы приблизительного их равенства практически неосуществимо, так как форма прессованной заготовки не соответствует форме изделия; следовательно, соблюдение режима одновременности деформаций этих участков невозможно [7], и тогда не исключено появление на острых кромках профиля дефектов в виде трещин или невыполнение минимального радиуса сечения.

В сложившейся ситуации оперативное снабжение инструментом (матрицами и волоками) прессового и волочильного циклов производства обеспечило применение процесса электроэрозионного вырезания (ЭЭВ) рабочих каналов инструмента, проводимого на станках модели СВЭИ-7 Ульяновского станкостроительного завода. В дальнейшем был приобретен станок модели "EDITION AGIECUT CLASSIC 2S" (Швейцария). Станок оснащен многими устройствами и системами, подтверждающими его статус прецизионного оборудования, в частности:

– высокоадаптированной системой программного обеспечения;

– обратной связью обрабатывающего центра с управляющей ЭВМ, осуществляемой с помощью оптических устройств;

– высокоточными устройствами, обеспечивающими дискретность шага в процессе ЭЭВ, равную 0,1 мкм, и др.

При освоении процесса ЭЭВ заводом был осуществлен ряд следующих организационно-технических мероприятий:

– согласно жестким требованиям к точности инструмента при ЭЭВ, роль которого выполняет латунная электрод-проволока ∅ 0,25 мм, применяют изготовленную в волочильном цехе завода прецизионную проволоку из латуни марки Л63 с регламентированными механическими свойствами, соответствующими требованиям ТУ, разработанным для ЭЭВ;

– в целях недопущения влияния внешних магнитных полей, влажности, температуры и запыленности окружающей среды станок установлен в отдельном помещении, обеспеченном кондиционированным воздухом;

– поскольку от чистоты диэлектрической рабочей среды, которой является вода, существенно зависит стабильность параметров процесса – напряжения между электродами, искрового зазора, точности вырезания, качества обрабатываемых поверхностей – стали применять только дистиллированную деионизированную воду;

– в целях минимизации тепловых искажений и стабилизации параметров электрической дуги предусмотрена система поддержания устойчивого температурного режима рабочей среды.

Определенные трудности, возникшие в период освоения станка ЭЭВ, были вполне оправданы следующими технологическими и экономическими преимуществами его эксплуатации:

– матрицы с каналом, полученным способом ЭЭВ, имеют почти удвоенную стойкость по сравнению с изготовленными объемно-копировальным методом – это следствие существенно повышенной точности формы и размеров канала и сниженной шероховатости его поверхности; кроме того, резко сокращено время обработки матриц, так как они практически сразу после ЭЭВ готовы к работе;

– наиболее значимая экономия времени получается именно при обработке инструмента из твердого сплава (практически не поддающегося традиционным операциям обработки с помощью режущего инструмента), а также из нимоника, ниобика и инструментальных сталей, поскольку производи-

тельность процесса ЭЭВ слабо зависит от их прочностных свойств;

– в условиях непрерывного водяного охлаждения и кратковременности электрических импульсов структурные изменения, в частности рост содержания карбида вольфрама в кобальтовой фазе твердого сплава, проявляются только в тонком поверхностном слое [8], удаляемом при доводочной полировке канала волок;

– в отличие от электроэрозионного объемно-копировального метода, при котором прожигание канала в инструменте приводит к серьезным безвозвратным потерям дорогостоящих сплавов, оседающих в виде порошка на дне ванны с диэлектриком, после ЭЭВ отходы формируются в виде компактного куска, который либо направляют в переплав (нимоник и ниобик), либо продают в качестве лома (твердый сплав).

Один из пунктов упомянутого выше плана развития прогрессивной тенденции в производстве полуфабрикатов широкого сортамента из ТЦМ относится к вводу в эксплуатацию нового, по возможности не узкоспециализированного оборудования, обладающего технологической гибкостью, т.е. позволяющего легко переходить на выпуск другого изделия. Таким универсальным быстропереналаживаемым агрегатом, адаптированным к экономически оправданному выпуску разнообразной продукции является успешно освоенный прокатно-волочильный стан ВСП-5 производства АЗТМ (рис. 2); его краткая техническая характеристика приведена в таблице.

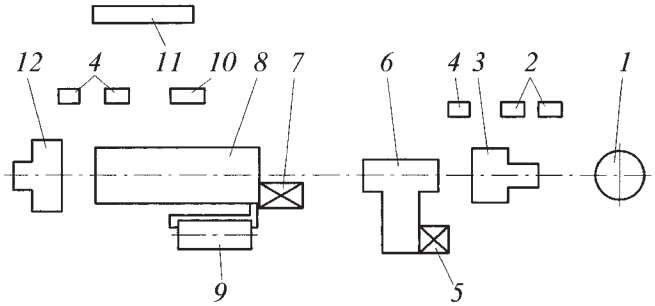


Рис. 2. Расположение агрегатов и устройств прокатно-волочильного стана ВСП-5:
1 – бунт катанки; *2* – стыкосварочные машины; *3* – размоточное устройство; *4* – острильные машины; *5* – электропривод прокатной клети; *6* – прокатная клеть 350; *7* – электропривод волочильного блока; *8* – волочильный блок; *9* – эмульсионный бак; *10* – пульт управления; *11* – шкафы управления; *12* – намоточный аппарат

Техническая характеристика прокатно-волочильного стана ВСП-5

Параметр	Прокатная клеть	Волочильный блок
Площадь сечения после обработки, мм^2	35...300	20...220
Скорость обработки, м/с	0,3...4,5	2...8
Кинематические вытяжки	–	1,18–1,2–1,2–1,1
Диаметр валков (барабанов), мм	350	800
Мощность приводного электродвигателя, кВт	118	200

На стане ВСП-5 реализовано удачное сочетание в одном агрегате цикла технологических операций, главные из которых – плющение круглых бунтовых заготовок ∅ 7...20 мм в прокатной клети 350 и последующее их волочение со скольжением в 5-барабанном волочильном блоке с получением следующих электротехнических профилей: прямоугольных (по ГОСТ 434–78), клиновидных (по ГОСТ 4134–75) и контактных проводов для воздушных сетей городского электротранспорта (трамваев, троллейбусов по ТУ 48-0809-40–91)*, профиль которых показан на рис. 1, 8-й ряд, 3-я позиция.

Наиболее тоннажными видами холоднотянутых полуфабрикатов, выпуском которых в основном загружен рассматриваемый агрегат, являются следующие профили малого и особо малого сечения:

– мелкие медные прямоугольные шины, получаемые из катанки ∅ 8 мм производства ОАО "Уралэлектромедь" (г. Верхняя Пышма);

– мелкие медные клиновидные (трапециевидные) коллекторные полосы, в том числе полосы с закругленными основаниями; форма их сечения, называемая "каплей", показана на рис. 1, 6-й ряд, 2-я позиция;

– контактный провод марки МФ-85 (медный фасонный сечением 85 мм^2), выпускаемый согласно вышеуказанным ТУ и применяемый только предприятиями горэлектротранспорта, так как одним из требований ГОСТ 2584–86 является соблюдение строительной длины проводов, составляющей в зависимости от марки провода от 1400 до 2000 м.

* Контактный привод для магистрального транспорта ОАО "РЖД" должен соответствовать требованиям ГОСТ 2584–86.

Путем освоения выпуска медных шин минимального сечения, например 2×6 мм, получаемых из непрерывнолитой заготовки собственного производства, значительно расширены технологические возможности данного стана, поскольку минимальная площадь сечения готовых изделий составляет 20 мм^2 (см. таблицу).

Таким образом, за счет эффективного сочетания в одном агрегате двух процессов ОМД – плющения в прокатной клети круглых заготовок из бунта катанки массой до 3 т на промежуточные полосы и последующего волочения этих промежуточных полос в волочильном блоке с оптимальными режимами скольжения – достигнут высокий уровень технологической гибкости прокатно-волочильного стана.

Далее дополнительно приведены реализованные в рамках вышеозначенного плана некоторые технические решения, повысившие культуру производства, качество продукции и технико-экономические показатели производства изделий из ТЦМ.

Известно, что технологические схемы производства полуфабрикатов в цветметобработке отличаются многооперационностью и небольшими объемами заказываемых партий, что порождает повышенные потери металла с возвратными отходами (задний удаляемый конец пресс-изделия с пресс-утяжиной, его передний растрескавшийся или завальцованный под волочение конец, пресс-остаток, пресс-рубашка, стружка при операциях резки), поэтому масса этих отходов становится соизмеримой с массой заказываемой партии металла. С учетом этого целесообразен более жесткий подход к снижению потерь, в частности, успешно продолжающийся на заводе переход от резки полуфабрикатов дисковыми пилами с шириной реза 10...12 мм к резке ленточнопильными станками (например, модели "Сириус"), позволяющими помимо повышения точности резки уменьшить ширину реза до 0,8...1,3 мм и, соответственно, достичь многократного снижения потерь металла в стружку.

Для сокращения массы отходов, повышения производительности и коэффициента машинного времени оборудования реализован экономичный вариант технологии бунтового волочения коллекторных полос и медных шин среднего диапазона ширины (до 60...65 мм) на машине ВСГ 1/1000. Для этого осуществлена модернизация механизма раскладки протянутых полос вдоль оси барабана, расширившая технологические возможности давно используемого волочильного стана.

В целях повышения эффективности отделочных операций с бунтами полос чистовых размеров и сокращения объема работ с участием мостового крана используют напольный электромеханический подъемник, на хобот которого навешивают по 5...7 бунтов. При этом мостовой кран применяют лишь однократно, а именно – после резки концов бунтов установленными на подъемнике гидроножницами и упаковки бунтов.

С учетом повышения требований потребителей к качеству поверхности изделий был принят ряд мер:

– для недопущения смятия углов сечения полос при светлом отжиге в проходных печах с водяными затворами изменили способ крепления бунтов к бесконечной цепи;

– для транспортирования по операциям технологической цепочки полуфабрикатов, собранных в длинномерные пакеты, использовали ленточный петлевой строп, а для затяжки и освобождения груза применили оригинальное устройство [9], резко повысившее срок службы стропа и обеспечившее полное отсутствие каких-либо повреждений поверхности изделий;

– в волочильном блоке прокатно-волочильного стана ВСП-5 заменили СОЖ: вместо водной эмульсии мыла с присадками, требовавшей предварительного разогрева и быстро загрязнявшейся, перешли к использованию эмульсии на основе пасты ОЛОН-03 по ТУ 38.107115–80, что значительно повысило качество поверхности полуфабрикатов. Эмульсия не требует разогрева, ее отличает стабильность показателей мыльности и жирности.

Заключение

Таким образом, вопреки тому, что наличный парк агрегатов, машин и устройств, предназначенных для проведения операций обработки давлением полуфабрикатов из тяжелых цветных металлов и их сплавов в варианте широкого марочного и номенклатурного сортамента, нередко уступает специализированному зарубежному и прогрессивному российскому оборудованию по оснащенности средствами механизации, автоматизации и контроля качества, он достаточно эффективно эксплуатируется в современных рыночных условиях при малых и сверхмалых объемах заказываемых потребителями партий, в том числе продукции для электромашиностроительной отрасли.

Проведением в жизнь корректируемого в зависимости от производственной ситуации плана мероприятий по модернизации и расширению возможностей оборудования, совершенствованию технологических режимов обработки металлов давлением, а также по повышению качества деформирующего инструмента, коллективом завода обеспечен экономически оправданный выпуск разнообразных изделий, удовлетворяющих требованиям широкого круга отечественных и зарубежных деловых партнеров завода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

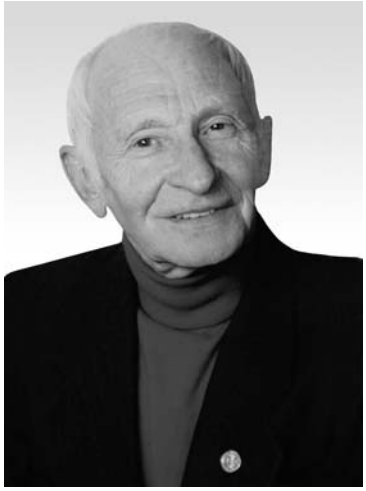
1. **ГОСТ 434–78.** Проволока прямоугольного сечения, ленты и шины медные для электротехнических целей. М.: Изд-во стандартов, 1989. 19 с.
2. **Изготовление** нестандартных полос из электротехнической меди в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" / Н.С. Арсентьева, Л.М. Железняк, Н.Ф. Боков и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 10. С. 36–39.
3. **ГОСТ 4134–75.** Профили из медных сплавов для коллекторов электрических машин. М.: Изд-во стандартов, 1980. 8 с.
4. **ТУ 48-21-491–75.** Полосы коллекторные из меди и меди с кадмием. Рег. № 138862 от 21.07.1975. Код ОКП 184480.
5. **Коллекторные** профили для электромашиностроения / Н.С. Арсентьева, Е.А. Казанцев, Л.М. Железняк и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 2. С. 51–54.
6. **Шевакин Ю.Ф., Грабарник Л.М., Нагайцев А.А.** Прессование тяжелых цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1987. 246 с.
7. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 488 с.
8. **Артамонов Б.А., Волков Ю.С., Дрожалова В.И. и др.** Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов. М.: Высшая школа, 1983. 248 с.
9. **Свидетельство** на полезную модель "Грузозахватное устройство" № 28491. Опубл. 27.03.2003. Бюл. № 9.

Наталья Сергеевна Арсентьева,
гл. инженер завода;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук,
omd@mtf.ustu.ru;
Владимир Евгеньевич Мокеев,
инженер-программист;
Надежда Васильевна Кузьмина,
инженер технического отдела;
Ирина Юрьевна Голикова,
мастер инструментального участка;
Анна Вячеславовна Зайцева, студентка

Читайте в следующем номере:

- **Марьин С.Б.** Новое универсальное устройство для прижатия крупногабаритных листовых заготовок к обтяжным пуансонам эластичными лентами
- **Указатель** статей, опубликованных в журнале в 2009 г.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 02.09.09 г. Подписано в печать 05.11.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,23. Заказ 951. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.



Поздравляем!

Олега Александровича Беликова

лауреата премии Совета Министров СССР, профессора

с 80-летием

Олег Александрович Беликов родился 22 ноября 1929 г. в г. Харькове.

В 1955 г. Олег Александрович окончил МВТУ им. Н.Э. Баумана и по настоящее время работает в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана, в котором прошел путь от заведующего лабораторией до профессора и заведующего кафедрой. В 1963 г. он защитил кандидатскую диссертацию, в 1968 г. ему присвоено ученое звание доцента, а в 1991 г. – профессора.

О.А. Беликов подготовил и читает курс "Автоматизация литейного производства", также разработал и читает принципиально новые и важные для формирования творческих инженеров-литейщиков курсы лекций – "Приводы литейных машин", "Гибкое автоматизированное производство отливок", "Синтез новых технических решений".

Содержание разработанных О.А. Беликовым курсов основывается на результатах его многолетней научно-исследовательской работы в области автоматизации литейного производства. Решенные им творческие и практические задачи по повышению производительности, надежности и эффективности эксплуатации автоматических литейных машин и линий нашли применение в промышленности. За работы в этой области ему присуждена премия Совета Министров СССР.

О.А. Беликов подготовил 20 кандидатов технических наук, опубликовал более 100 научных и учебно-методических работ, получил 22 авторских свидетельства.

Неоднократно по заданию Правительства участвовал в разработке и экспертизе планов развития подотрасли "Литейное машиностроение", работал в секции "Процессы литья" Научного Совета АН СССР по проблеме "Новые процессы получения и обработки металлических материалов", член НТС ряда министерств, ученый секретарь секции "Машиностроение" комиссии по премиям СМ СССР и Правительства РФ.

В течение 10 лет О.А. Беликов был главным ученым секретарем отделения "Заготовительные производства в машиностроении" Академии проблем качества РФ и внес большой вклад в становление и развитие этого отделения.

Олег Александрович многие годы сотрудничает с нашим журналом, является его постоянным автором и рецензентом.

Трудовая деятельность О.А. Беликова отмечена четырьмя медалями СССР и России, знаком "За отличные успехи в работе" Минвуза СССР, благодарностями Минвуза, серебряным знаком "За заслуги перед университетом" (МГТУ им. Н.Э. Баумана).

Коллектив редакции и редакционный совет журнала
поздравляют Олега Александровича Беликова с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, благополучия
и дальнейшей плодотворной деятельности на благо науки.