ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 2 февраль 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора:
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
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.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

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

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, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Давыдов С.В. Технология безотходной утилизации отвальных шлаков медно-никелевого и титанового производства при получении отливок из чугуна . . . 3
Деев В.Б., Селянин И.Ф., Цецорина С.А., Дегтярь В.А., Ознобихина Н.В. Оценка эффективности физических модифицирующих воздействий на литейные сплавы с применением программного приложения "Расчет количества твердой фазы при кристаллизации металлических расплавов" . . . 6
Соляков Д.А., Болдин А.Н. Углеродный эквивалент как критерий для разработки технологии получения отливок из чугуна с заданными свойствами для машиностроения . . . 9
Овчинников В.В., Зеленский В.А. Свойства сварных соединений двухслойных панелей из стали ВНС-2 . . . 11

Кузнечно-штамповочное производство

Панфилов Г.В., Недошивин С.В., Хвостов Е.Ю. Совершенствование технологии многооперационной холодной штамповки остроконечных цилиндрических деталей из малопластичных сталей . . . 15
Семёнов Б.И., Куштаров К.М., Джиндо Н.А., Нго Тхань Бинь. Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов. Часть 1. Моделирование течения суспензии из алюминиевого сплава и микроструктура штампованной детали . . . 21
Назарьян В.А., Кулик Г.Н. Совершенствование технологии производства заготовок гребных валов из стали 0Х18Н5Г12АБ (ННЗБ) . . . 24
Воробьёв В.М. Разработка схем и конструкций многоразъемных штампов для производства точных заготовок с отростками . . . 30

Прокатно-волочильное производство

Галкин Ю.Г., Боровик А.А., Целиков Н.А., Богданов Н.Т. Новый универсальный стан холодной прокатки труб с расширенными технологическими возможностями . . . 33

Материаловедение и новые материалы

Зинченко С.А., Тарасенко Л.В., Пантелеев И.А. Термоциклический отжиг полуфабрикатов из быстрорежущих сталей . . . 36
Агеев Е.В., Гадалов В.Н., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А. Рентгеноструктурный анализ порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава . . . 42
Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. Разработка энергоэкономного режима отжига поковок из быстрорежущих сталей типа Р6М5 и Р6М5К5 после различных схем ковки . . . 44

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; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

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", 2011

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 2 February 2011

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

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

Editorial Assistants:
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
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.
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.

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, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Davydov S.V. Wasteless utilization of dump slags of copper-nickel and titanium production in obtaining of castings from cast iron . . . 3
Deev V.B., Selyanin I.F., Tsetsorina S.A., Degtyar' V.A., Oznobikhina N.V. Assessment of effectiveness of physical modifying influences on casting alloys using the program application "Calculation of solid phase quantity at crystallization of metallic melts" . . . 6
Solyakov D.A., Boldin A.N. Carbon equivalent as criterion providing for production of iron castings for mechanical engineering with required properties . . . 9
Ovchinnikov V.V., Zelensky V.A. Properties of two-layered panels welded joints from steel VNS-2 . . . 11

Forging and Stamping Productions

Panfilov G.V., Nedoshivin S.V., Khvostov E.Yu. Perfection of multioperational cold stamping of pointed cylindrical details from low-plastic steels . . . 15
Semenov B.I., Kushtarov K.M., Dzhindo N.A., Ngo Thanh Binh. Thixoforging and thixoextrusion of semisolid alloys slyrries. Part 1. Aluminum alloy slurry flow modelling and microstructure of pressed part . . . 21
Nazar'yan V.A., Kulik G.N. Perfection of production technology of propeller shafts blanks from steel 0Kh18N5G12AB (NN3B) . . . 24
Vorob'ev V.M. Development of schemes and designs of multisectional dies for production of precise blanks with branch pieces . . . 30

Rolling and Drawing Productions

Galkin Yu.G., Borovik A.A., Tselikov N.A., Bogdanov N.T. New universal cold pipe rolling mill with expanded technological possibilities . . . 33

Physical Metallurgy and New Materials

Zinchenko S.A., Tarasenko L.V., Panteleev I.A. Thermocyclic annealing of high-speed steels half-finished products . . . 36
Ageev E.V., Gadalov V.N., Semenikhin B.A., Ageeva E.V., Latypov R.A. X-ray analysis of powders obtained electroerosive dispersion of hard alloy . . . 42
Zholdoshov B.M., Muratov V.S., Kenis M.S. Development of energy-efficient annealing regime of forgings from high-speed steels R6M5 and R6M5K5 after various schemes of forging . . . 44

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", 2011

УДК 669.046.52

С.В. Давыдов *(Брянский государственный технический университет)*

Технология безотходной утилизации отвальных шлаков медно-никелевого и титанового производства при получении отливок из чугуна

Предложено использовать отвальные шлаки медно-никелевого и титанового производства для их полной утилизации в литейном производстве при получении отливок из чугуна в качестве шихтового материала в вагранoчной и индукционной плавке и в качестве ферросплавов при ковшевом и печном модифицировании.

It is offered to use dump slags of copper-nikel and titanium production for their full utilization in foundry in obtaining castings from cast iron as charge material in cupola heat and induction melting and as ferroalloys in ladle and furnace inoculation.

Ключевые слова: отвальные шлаки; медно-никелевые шлаки; титановые шлаки; модифицирование; отливки из чугуна; наномодифицирование.

Keywords: dump slags; copper-nikel slags; titanium slags; inoculation castings from cast iron; nanomodification.

Универсальным, относительно дешевым, технологически гибким и высокоэффективным методом управления структурой кристаллизующегося сплава является модифицирование. Под модифицированием понимают ввод в расплавленный металл на определенных технологических этапах цикла плавка–разливка различных веществ (модификаторов) в виде сплавов, либо в виде смесей, обеспечивающих появление в расплавленном металле дополнительных центров кристаллизации, которые и решают задачу получения плотной, мелкозернистой и гомогенной структуры сплава в твердом состоянии.

Основу технологии наномодифицирования [1, 2] расплавов чугуна составляет новый тип модификатора, состоящего из поверхностно-активных элементов (далее модификатор "ПАЭ"), который избирательно воздействует на иерархические наноструктуры расплава чугуна – фуллереновые комплексы и углеродные наночастицы. Модификатор "ПАЭ" представляет собой сплав на основе химических соединений и твердых растворов элементов Va и VIa подгрупп Периодической системы элементов Д.И. Менделеева, являющихся поверхностно-активными элементами по отношению к расплаву чугуна, а также алюминий, сурьма, олово и другие элементы.

При наномодифицировании "ПАЭ" сера, кислород, фосфор и азот, находясь в расплаве чугуна, и являясь поверхностно-активными элементами (и одновременно вредными элементами для чугуна), активно способствуют проявлению модифицирующего эффекта под влиянием модификатора "ПАЭ". Следовательно, в процессе наномодифицирования нецелесообразно очищать расплав чугуна от данных элементов до уровня их примесного содержания (сотые доли процента). В этом случае чистота исходного материала практически не влияет на результат модифицирования. Данное положение может стать революционным подходом к решению актуальной проблемы металлургического производства – переработки отвальных шлаков металлургического производства, прежде всего медно-никелевых производств [3–6].

Медь, титан и никель – как легирующие элементы, оказывают благоприятное влияние на структуру чугуна и придают ему ряд специфических свойств. В первую очередь медь и никель, вводимые в чугун до 1,0 %, позволяют получать перлитную, износостойкую и антифрикционную структуру сплава, снижая при этом склонность чугуна к отбелу и существенно повышая комплекс прочностных свойств. Кроме этого, данные элементы понижают склонность чугунных отливок к

образованию трещин и дополнительно сорбитизируют структуру металлической основы. Это почти уникальная комбинация характеристик меди и никеля как легирующих элементов.

Однако вводить отходы красной меди и ферроникель в чугун дорого, поэтому возникает вопрос о более дешевых источниках меди и никеля, а также титана. Такими источниками могут стать отходы медно-, никеле-, титанового металлургического производства [4–7].

Например, ООО "Урал-Мегаполис" предлагает отходы (шлаки гранулированные) производства Карабашского медеплавильного комбината в объеме 10 млн т, занимающих площадь 150 км^2 и имеющих следующий химический состав: 32,0 % Fe; 0,31 % Cu; 0,44 % S; 2,33 % Zn; 3,2 г/т Te; 9,7 г/т Bi и т.д. На Алмалыкском горно-металлургическом комбинате за время работы медеплавильного производства накоплено 10 млн т отвальных шлаков.

Этот список можно продолжить: АООТ "Верх-Исетский металлургический завод"; ОАО "Среднеуральский медеплавильный завод"; ОАО "Святогор"; АОЗТ "Asea–МЕТ"; ОАО "Унипромедь" и т.д.

В таблице [4] показаны количество и состав шлаков в старых отвалах медеплавильных заводов. После обеднения медно-никелевого шлака [5] он содержал, % мас.: 0,17...3,13 Ni; 0,08...0,170 Co; 0,17...0,49 Cu; 26...30 Fe; 0,1...0,42 S; 18...42 MgO; 19...31 SiO_2.

Конечный шлак, выпускаемый после извлечения меди [6], содержит, % мас.: 12...14 Ni; 1,3...1,4 Co; 22...24 Cu; 20...25 Fe; 0,1...0,3 S; 18...22 SiO_2. В результате переработки ильменитового концентрата при получении титана [5] конечный сплав содержал, % мас.: 0,1...0,5 Cr; > 95 Fe; 1,8...2,0 S; 0,5 Si; 0,1 C; 0,1...0,5 Ti. Следует отметить, что соединения SiO_2; Al_2O_3; CaO + MgO и др., содержащиеся в шлаках, могут играть роль нанопорошков (нанофракция), формирующих в расплаве дополнительные центры кристаллизации [7].

Установлено, что металлургическими предприятиями СНГ за последние 100 лет произведено свыше 500 млн т отвальных шлаков [3]. Согласно [4], количество не утилизируемых отвальных шлаков металлургического производства составляет более 300 млн т, в том числе медеплавильные отходы более 12,4 млн т, которые занимают сотни тысяч гектар земли. В настоящее время в цветной металлургии нет технологии полной утилизации отвальных шлаков.

В литейном производстве были проведены исследования [9,10] по применению при получении серого чугуна отвальных шлаков в качестве шихтового материала в вагранoчной и индукционной плавке и в качестве ферросплавов при ковшевом и печном модифицировании.

Для исследований использовали продукт доизвлечения меди из отвальных шлаков Карсакпайского завода Джезказганского горно-металлургического комбината следующего состава, % мас.: 11,6 Cu; 2,7 S; 0,44 C; 0,07 Si; > 85 Fe. Данный продукт получил условное название "сернистая ферромедь" [8]. Ферромедь вводили как в шихту, так и в ковш при модифицировании совместно с модификатором "ПАЭ". Усвоение меди оставляло 85...97 %, а серы – 77...84 %.

Полученные результаты показали высокую эффективность применения сернистой ферромеди или отхода медеплавильного производства. Никаких вредных побочных эффектов зафиксировано не было.

Исследования показали, что модификатор "ПАЭ" обеспечивает возможность применения отвальных шлаков в качестве готовых шихтовых материалов в вагранoчной плавке или в качестве модификаторов для ковшевой внепечной обработки чугуна. Следовательно, отвальные шлаки можно без особого труда переплавить в вагранках или электропечах с получением высококачественного чугуна, а образующийся шлак по

Количество и состав шлаков в старых отвалах медеплавильных заводов

Завод	Количество шлаков, тыс. т	Содержание, % мас.							
		Zn	Cu	Pb	S	Fe	SiO_2	Al_2O_3	CaO + MgO
Среднеуральский	8000	4,63	0,44	–	1,57	32,5	33,9	6,6	5,0
Красноуральский	8000	3,0	0,43	–	–	34,0	34,0	10,0	7,0
Московский	1300	8,0	1,0	0,4	–	27,0	24,0	–	9,0
Иртышский	5500	6,6	0,5	0,8	–	32,0	31,5	4,5	4,5
Кировоградский	15000	3,1	0,33	–	1,0	30,0	–	–	–
Карабашский	9000	2,5	0,3	–	1,5	34,0	33,0	8,0	7,1
Медногорский	24000	0,35	0,25	0,04	1,0	32,0	37,0	–	7,0
Балхашский	18000	0,53	0,4	0,06	0,28	22,0	40,0	10,0	–
Карсакпайский	3600	1,2	0,47	0,59	–	20,0	48,1	14,5	13,0
Алмалыкский	2000	–	0,46	–	–	33,0	34,0	–	5,0

аналогии с доменным направить на производство шлакобетона или минеральных удобрений. Кроме этого, из оборота в чугунолитейном производстве можно изъять чистые и дорогостоящие металлы, идущие на производство ферросплавов: медь, хром, молибден, никель, титан и т.д.

Эти примеры показывают, что в продуктах переработки содержится огромное количество ценных элементов, прежде всего медь, титан, никель, вольфрам, молибден, хром, селен, теллур, висмут, сера и др., которые можно эффективно и целенаправленно использовать. Но самое главное в отвальных шлаках – это содержание железа, которое достигает 34...36 %, а в титановых отходах – свыше 95 %.

Фактически отвальные шлаки – это готовый полуфабрикат **полиметаллических ферросплавов**, своеобразная многокомпонентная лигатура. Для применения в промышленности шлаки требуют определенной дополнительной переработки, например измельчения и просеивания. Таким образом, применение отвальных шлаков в технологии плавки чугунов [9,10] совместно с обработкой расплава по технологии наномодифицирования [1, 2] модификатором "ПАЭ" создаст предпосылки полной утилизации данных отходов, что скажется на улучшении экологической ситуации в районах металлургического производства.

Стоимость создания опытного производства переработки отвальных шлаков через литейные технологии несопоставима со стоимостью пирометаллургических технологий переработки, которые гарантируют более высокий процент извлечения ценных металлов из отходов, но не гарантируют полную утилизацию этих отходов. Например, для доизвлечения ценных металлов из отвальных шлаков в ОАО "Среднеуральский медеплавильный завод" и ОАО "Святогор" разработан проект стоимостью 5,68 млн USD.

У специалистов литейного производства в связи с применением отвальных шлаков может возникнуть вопрос о влиянии цинка, который считается вредной примесью в чугунах. В связи с участившимися случаями применения оцинкованной стали в шихтовых материалах (отходы автомобильной и строительной промышленности) проведены исследования на различных чугунах по влиянию цинка [11]. Установлено, что цинк способствует ферритизации матрицы, увеличивает содержание графита и огрубляет его, что несколько снижает механические свойства. Также выявлено, что сера частично нейтрализует влияние цинка. Из полученных данных следует, что цинк является нейтральным элементом в чугунах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Давыдов С.В.** Эффективный способ устранения "наследственности" в доменных чугунах и чугунах вагранoчной плавки // Черные металлы. 2003. № 6. С. 15–17.

2. **Давыдов С.В.** Технология наномодифицирования доменных и вагранoчных чугунов // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 2. С. 3–9.

3. **Галкин М.П., Ларионов В.С., Степанов А.В., Никитин Г.С.** Переработка отвальных шлаков на металлургических заводах // Технологическое оборудование и материалы. 1998. № 4.

4. **Гречко А.В., Парецкий В.М., Бессер А.Д.** Барботажная пирометаллургическая переработка отходов различных промышленных производств // Цветные металлы. 2005. № 1. С. 42–44.

5. **Цемехман Л.Ш., Князев М.В., Беркутов С.В. и др.** Плавка медно-никелевых концентратов комбината "Печенганикель" в двухзонной печи Ванюкова // Цветные металлы. 2004. № 12. С. 32–36.

6. **Цымбулов Л.Б., Федоров М.С., Галанцев В.Н.** Поведение меди и никеля при окислительной плавке медных маложелезистых никельсодержащих штейнов и концентратов на черновую медь // Цветные металлы. 2004. № 12. С. 36–42.

7. **Крушенко Г.Г., Ямских И.С., Бонченков А.А., Мишин А.С.** Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков // Металлургия машиностроения. 2002. № 2 (9). С. 20–21.

8. **Кормилицын С.П., Войханская Н.Л., Попов В.А. и др.** Исследование технологии переработки титаносодержащих концентратов месторождения Юго-Восточная Гремяха // Цветные металлы. 2005. № 1. С. 27–30.

9. **Жуков А.А., Шалашов В.А., Квятковский А.Н., Давыдов С.В.** Перспективы использования отходов медно-никелевого производства для легирования чугунов // Технология, организация и экономика машиностроительного производства: науч.-техн. реферативный сб. Вып. 4. М.: НИИмаш, 1982. С. 1–3.

10. **Жуков А.А., Давыдов С.В.** Новый источник меди как легирующего компонента чугунов // Литейное производство. 1999. № 5. С. 43.

11. **Влияние** добавок цинка на микроструктуру и механические свойства чугунных отливок. Обзор // Литейное производство. 2004. № 5. С. 33–34.

Сергей Васильевич Давыдов, д-р техн. наук,
davidov69@tu-bryansk.ru

УДК 621.746

В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.А. Цецорина, В.А. Дегтярь, Н.В. Ознобихина
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Оценка эффективности физических модифицирующих воздействий на литейные сплавы с применением программного приложения "Расчет количества твердой фазы при кристаллизации металлических расплавов"

Предложена методика оценки эффективности различных физических модифицирующих воздействий на литейные сплавы. В основу методики положено определение количества твердой фазы, рассчитанной с помощью языка визуального программирования Delphi.

The procedure of assessment the effectiveness of different physical modifying influences on casting alloys is suggested. Basis of procedure definition of solid phase quantity calculated using visual programming language Delphi.

Ключевые слова: расплав; физические модифицирующие воздействия; литейные алюминиевые сплавы; кристаллизация; количество твердой фазы; жидкотекучесть; температура ликвидуса; температура солидуса; полное время затвердевания; визуальное программирование.

Keywords: melt; physical modifying influences; cast aluminium alloys; crystallization; quantity of solid phase; fluidity; liquidus temperature; solidus temperature; total solidification time; visual programming.

При производстве литых изделий с требуемым уровнем свойств большую роль играют выбор технологии плавки сплавов и их обработка в жидком состоянии.

В последнее время все большее внимание уделяется исследованию способов, позволяющих получить модифицированную структуру сплава без введения специальных модифицирующих добавок. Одним из наиболее эффективных способов гарантированного повышения качества отливок при одновременном снижении материальных и энергетических затрат на их изготовление является разработка и освоение новых методов плавки и литья, основанных на использовании физических воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав.

Согласно [1], физическими воздействиями можно активировать твердые примеси, которые будут служить центрами кристаллизации. Принудительное перемещение расплава относительно намерзшей корки широко применяют для улучшения свойств отливок. Часть кристаллов фронта затвердевания смывается и замешивается в расплав. Эти кристаллы могут являться центрами кристаллизации (при малых перегревах), дополнительно измельчать структуру и повышать служебные свойства отливок.

Для принудительного перемешивания применяют различные вибрационные воздействия: вибрацию модифицирующего колокольчика, заливочной воронки [2], формы с использованием низких частот (30...150 Гц) [3, 4] или ультразвуковых колебаний [4, 5]. Среди способов перемешивания расплава в форме наиболее изученным является перемешивание сплавов в центробежной форме путем применения изменяемой скорости вращения [6].

Существуют и другие способы воздействия на расплав: электромагнитные [7, 8], гидродинамические (с использованием энергии струи заливаемого металла, струи инертного газа, пропускаемого через жидкий металл залитой отливки [2]). Для гомогенизации расплава и измельчения структуры отливок применяют различные варианты высокотемпературной печной обработки (термовременная обработка (ТВО), термоскоростная обработка (ТСО) и др. [9]).

Несмотря на то что все эти способы требуют применения сложного и дорогостоящего оборудования, а также абсолютного соблюдения температурных режимов плавки, они способствуют увеличению количества центров кристаллизации и измельчению зерна в сравнении со способами примесного модифицирования, эффект применения которых зависит от равномерного распределения элемента-модификатора в объеме расплава, в ряде случаев ограничен по времени, а сами элементы-модификаторы могут влиять на изменение химического состава сплава.

При этом методы физического воздействия на расплав позволяют использовать в некоторых случаях в составе шихты до 100 % лома, возврата и отходов производства. Наилучшие результаты достигаются при комплексной технологии применения различных способов модифицирования, например, комплексной обработки расплава ТВО и вибрацией [9], ТВО и электрическим током [10].

Перед началом модифицирования расплава (физическими воздействиями) необходимо провести анализ

различных вариантов его обработки и выбрать наиболее оптимальный для данных условий производства отливок.

Актуальным является создание методики, позволяющей оценить эффективность различных технологий. Предложена методика [11], основанная на определении количества (доли) твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидуса при кристаллизации сплавов. Особенное значение данная методика может иметь при использовании физических модифицирующих воздействий на расплавы при получении литейных сплавов.

Количество твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус, можно рассчитать по формуле [11]

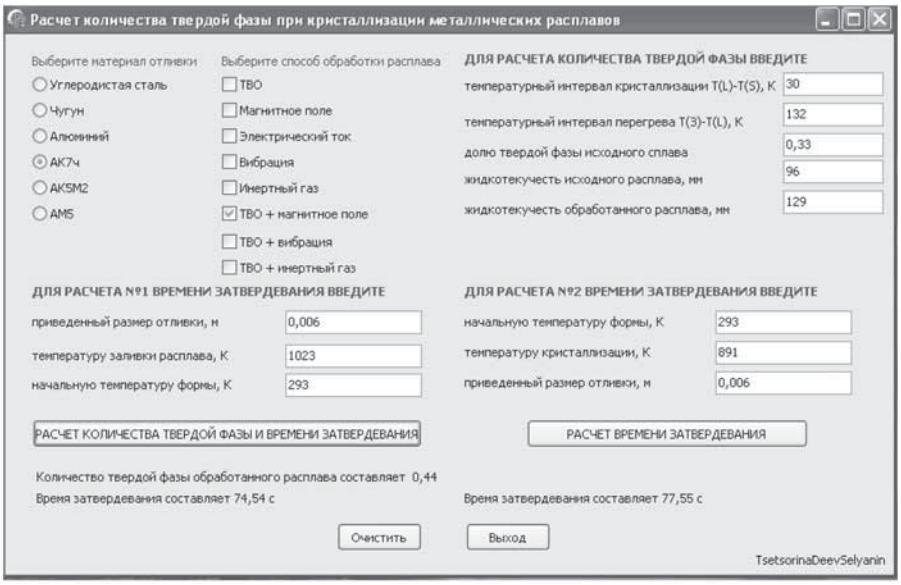
$$m_{0м} = \frac{\frac{\Lambda_м}{\Lambda_0}\left(\Delta T_п + m_0\left(\Delta T_{LS} + \frac{L}{c}\right)\right) - \Delta T_п}{\Delta T_{LS} + \frac{L}{c}},$$

где $\Lambda_м$, Λ_0 – жидкотекучесть модифицированного и немодифицированного сплава соответственно; $\Delta T_п$ – интервал перегрева над температурой ликвидус необработанного сплава; m_0 – доля твердой фазы исходного (немодифицированного) сплава; ΔT_{LS} – интервал кристаллизации необработанного сплава; L – удельная теплота кристаллизации расплава; c – теплоемкость расплава.

В основу методики положено определение параметров кристаллизации сплавов, связанных с жидкотекучестью. Жидкотекучесть литейных сплавов является важнейшим свойством, определяющим получение отливок заданного качества, и зависит от количества твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус. При определенном содержании твердой фазы расплав перестает течь. Поэтому знание количества твердой фазы, а также полного времени затвердевания сплава имеет существенное значение в процессах производства отливок.

Для определения количества твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус при кристаллизации расплава, и полного времени затвердевания было разработано программное приложение "Расчет количества твердой фазы при кристаллизации металлических расплавов" в среде визуального программирования Delphi 2007 [12]. Окно приложения представлено на рисунке.

Для расчета требуются экспериментально определенные значения жидкотекучести, температуры ликвидус и температуры солидус сплавов. Расчеты можно



Окно программного приложения "Расчет количества твердой фазы при кристаллизации металлических расплавов"

проводить для следующих сплавов: углеродистой стали, чугуна, алюминиевых сплавов различных составов. Справочные данные по теплофизическим свойствам, необходимым для расчетов, заложены в базу данных программы. Базу при необходимости можно дополнять.

Результаты расчетов с помощью программного приложения для сплава АК7ч, состоящего из 10...15 % чушковых материалов и 85...90 % вторичного сырья и обработанного различными физическими воздействиями, приведены в таблице. Было выявлено, что между экспериментальными и расчетными данными наблюдается хорошая сопоставимость.

Данные таблицы свидетельствуют о том, что физические воздействия влияют на параметры кристаллизации расплава (полное время затвердевания и количество твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус, увеличиваются). Расплав после обработки физическими воздействиями способен течь при большей доле образующейся твердой фазы. Результаты исследования жидкотекучести сплавов подтвердили данный факт.

Изучение микроструктуры обработанных физическими воздействиями сплавов показало измельчение ее составляющих. Наблюдали повышение механических свойств сплава АК7ч (в среднем): $\sigma_в$ на 17...25 %; δ на 50...65 %; твердости на 5...10 %. Жидкотекучесть в среднем увеличилась на 18...25 %.

Таким образом, применение разработанного программного приложения позволяет оценивать эффективность различных физических воздействий на расплавы. Его можно рекомендовать для прогнозирования качества отливок в промышленных технологиях литья, а также использовать в научно-исследовательских лабораториях.

Результаты расчетов для сплава АК7ч с помощью программного приложения "Расчет количества твердой фазы при кристаллизации металлических расплавов"

Вариант	Технология обработки расплава	Параметры кристаллизации (приведенный размер цилиндрической отливки 0,006 м)			
		Полное время затвердевания, с		Доля твердой фазы	
		эксперимент (термический анализ)	расчет	эксперимент (дифференциально-термический анализ)	расчет
1	Исходный расплав (без обработки)	53	57	0,32	0,33
2	ТВО: $T = 1000$ °С; $\tau = 8...12$ мин [13]	67	65	0,38	0,41
3	Магнитное поле при заливке: $B = 0,3...0,4$ Тл [13]	64	60	0,37	0,41
4	ТВО ($T = 1000$ °С; $\tau = 8...12$ мин) + магнитное поле при заливке ($B = 0,3...0,4$ Тл) [13]	74	77	0,40	0,44
5	Вибрация в вертикальной плоскости: амплитуда 1...1,2 мм; частота 50 Гц [14]	58	63	0,34	0,36
6	ТВО ($T = 1000$ °С; $\tau = 8...12$ мин) + + вибрация (амплитуда 1...1,2 мм; частота 50 Гц) [9]	63	61	0,36	0,38
7	Электрический ток: $j = 1,6 \cdot 10^5$ А/м^2 [10]	61	64	0,36	–
8	ТВО ($T = 1000$ °С; $\tau = 8...12$ мин) + + электрический ток ($j = 1,6 \cdot 10^5$ А/м^2) [10]	69	66	0,41	–
9	Инертный газ: время продувки 5...6 мин при давлении 0,4 МПа [9]	59	62	0,36	0,40
10	ТВО ($T = 1000$ °С; $\tau = 8...12$ мин) + инертный газ (время продувки 5...6 мин; давление 0,4 МПа)[9]	66	63	0,39	0,42

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Серебряков С.П., Латышев М.М., Яковлев Б.Ю.** Развитие механических методов воздействия на структурообразование отливок // Литейное производство. 2004. № 7. С. 12–16.

2. **Баландин Г.Ф.** Формирование кристаллического строения отливок. М.: Машиностроение, 1965. 255 с.

3. **Крушенко Г.Г.** Доэвтектические сплавы системы Al–Si, приготовленные на шихте, обработанной физическими методами // Литейное производство. 1983. № 8. С. 10–11.

4. **Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.** Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. М.: Металлургия, 1995. 272 с.

5. **Эскин Г.И.** Ультразвуковая обработка расплавленного алюминия. М.: Металлургия, 1988. 232 с.

6. **Юдин С.Б., Левин М.М., Розенфельд С.Е.** Центробежное литье. М.: Машиностроение, 1972. 280 с.

7. **Воздействие** электрического тока на жидкий алюминиевый сплав / В.И. Якимов, Б.Н. Марьин, В.В. Зелинский и др. // Металлургия машиностроения. 2003. № 3. С. 36–39.

8. **Специальные** способы литья: справочник / В.А. Ефимов, Г.А. Анисович, В.Н. Бабич и др.; под общ. ред. В.А. Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 736 с.

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

10. **Влияние** температурной обработки и электрического тока на свойства алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Н.В. Башмакова и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 4. С. 50–53.

11. **Исследование** технологических параметров и расчет количества твердой фазы при кристаллизации литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, И.Ю. Кольчурина и др. // Литейщик России. 2008. № 7. С. 18–22.

12. **Свидетельство РФ** о государственной регистрации программ для ЭВМ № 2009613766. Расчет количества твердой фазы при кристаллизации металлических расплавов / С.А. Цецорина, В.Б. Деев, И.Ф. Селянин // Заявка № 2009612650; приоритет 14.07.09.

13. **Цецорина С.А.** Исследование влияния магнитного поля на свойства литейных алюминиевых сплавов и разработка ресурсосберегающей технологии их получения: автореф. дис. .... канд. техн. наук. Новокузнецк: СибГИУ, 2008. 19 с.

14. **Морин С.В.** Комплексное исследование вибрационного воздействия на кристаллизацию и свойства отливок из алюминиевых сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Новокузнецк: СибГИУ, 2005. 22 с.

Владислав Борисович Деев, канд. техн. наук,
dnvk@mail.ru;
Иван Филиппович Селянин, д-р техн. наук;
Светлана Алексеевна Цецорина, канд. техн. наук;
Валерий Аронович Дегтярь, д-р хим. наук;
Наталья Валерьевна Ознобихина, аспирант

УДК 621.74

Д.А. Соляков, А.Н. Болдин *(Московский государственный индустриальный университет)*

Углеродный эквивалент как критерий для разработки технологии получения отливок из чугуна с заданными свойствами для машиностроения

Показано, что углеродный эквивалент может выступать критерием получения отливок из чугуна с заданными свойствами.

Carbon equivalent of iron can be used as criteria providing for production of iron castings with required properties.

Ключевые слова: серый чугун; высокопрочный чугун; технологические свойства; дефекты; газовая пористость.

Keywords: grey cast iron; high-duty cast iron; technological properties; defects; gas porosity.

Как известно, на себестоимость отливки в достаточной мере влияет уровень бракованных отливок, поэтому решение задачи снижения процента бракованных отливок имеет важное практическое значение. Газовая пористость в чугунных отливках является одним из основных дефектов, по которым отливки признаются бракованными.

Образование газовой пористости в чугунных отливках происходит не только по вине формы и стержня (газовыделение при термодеструкции связующих компонентов (рисунок)).

Все остальные дефекты образуются по вине металла (в зависимости от его химического состава).

Дефект "азотная пористость" является одной из проблем при производстве *серого чугуна* (СЧ), однако этот дефект также встречается и в отливках из *высокопрочного чугуна* (ВЧ) при высоком содержании азота в расплаве.

Водородную пористость можно обнаружить как в серых, так и в высокопрочных чугунах в виде раковин малого размера и сферической формы непосредственно около поверхности отливок. Как правило, они имеют гладкую, блестящую внутреннюю поверхность, покрытую плотным слоем графита. Области, непосредственно прилегающие к таким раковинам, содержат зоны, обедненные включениями пластинчатого или шаровидного графита.

Установлено, что на склонность к образованию газовой пористости в чугунных отливках в определенной мере влияет углеродный эквивалент чугуна СЕ.

Получена зависимость [1]:

$$S_{\text{п}} = -204{,}8\text{CE} + 817{,}8, \qquad (1)$$

которая описывает влияние углеродного эквивалента СЕ чугуна на площадь его поражения $S_{\text{п}}$, %, газовой пористостью.

Максимум образования газовой пористости в отливках достигается при низких значениях СЕ (менее 3,6 для СЧ и менее 3,8 для ВЧ), а при возрастании СЕ интенсивность образования газовой пористости уменьшается (таблица).

Необходимо учитывать, что данная зависимость справедлива при нормальном содержании Al, Ti и Zr в чугунах.

Углеродный эквивалент также влияет на комплекс свойств серых чугунов [2]:

– предельное значение коэффициента интенсивности напряжений:

$$K_{1c} = 64{,}2 - 8{,}75\text{CE}; \qquad (2)$$

– объемная усадка:

$$\varepsilon_{\text{о}} = 8{,}8 - 1{,}70\text{CE}; \qquad (3)$$

– теплопроводность:

$$\lambda = 16{,}2\text{CE} - 11{,}4; \qquad (4)$$

– удельная теплоемкость:

$$c = 803 - 78{,}8\text{CE}; \qquad (5)$$

– удельная теплота кристаллизации:

$$Q = 44{,}38 + 51{,}08\text{CE} \text{ для } 2 \le \text{CE} \le 4{,}3; \qquad (6)$$

$$Q = 11{,}75 + 58{,}62\text{CE} \text{ для } 4{,}3 \le \text{CE} \le 6{,}7; \qquad (7)$$

– коэффициент линейного расширения при температуре 20...300 °С:

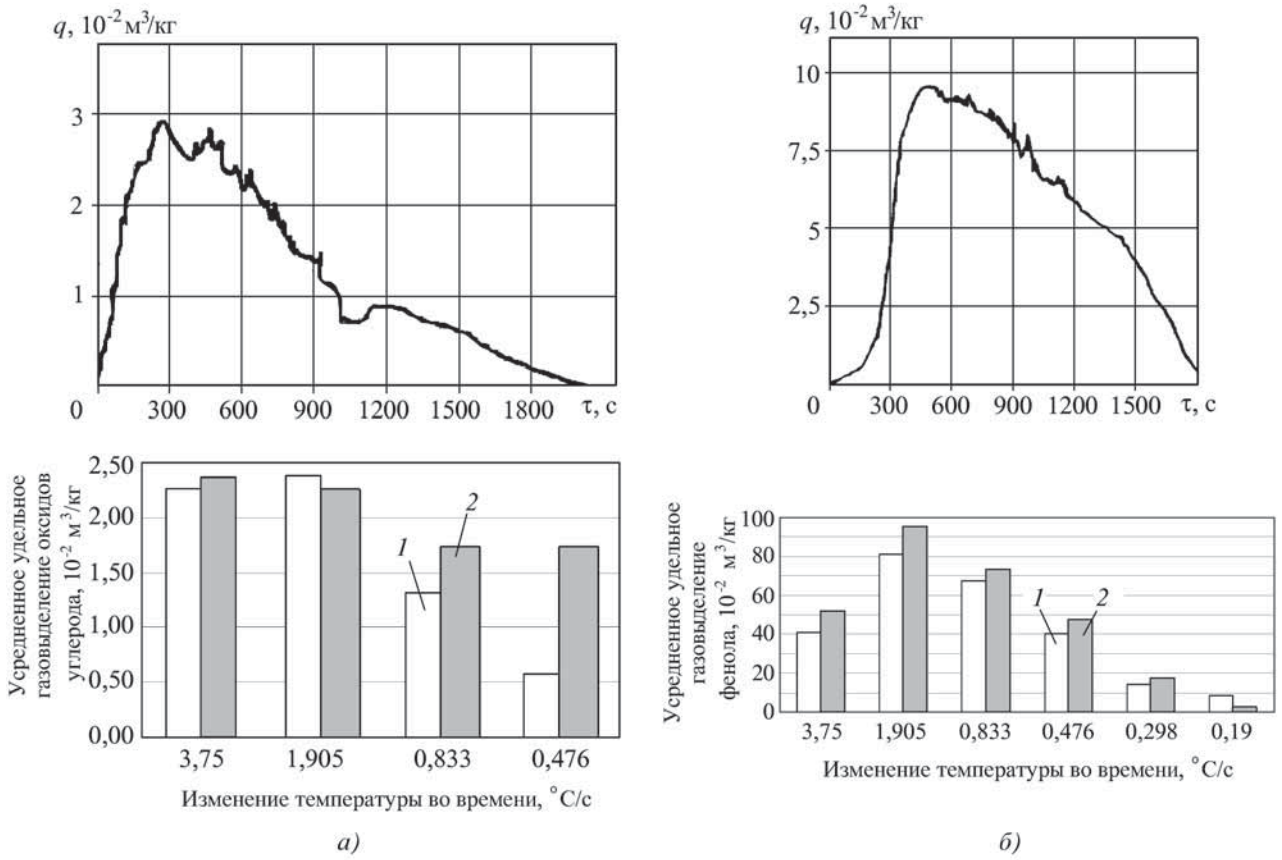
$$\alpha_{20}^{300} = (10{,}0 + 2{,}45\text{CE} - 0{,}65\text{CE})10^{-6}; \qquad (8)$$

– остаточная магнитная индукция:

$$B_r = 1{,}20 - 0{,}18\text{CE}; \qquad (9)$$

– удельное электросопротивление:

$$\rho = (0{,}057\text{CE}^2 - 0{,}043\text{CE} + 0{,}008)10^{-6}; \qquad (10)$$



Пример диаграммы удельного газовыделения *q* и сравнение усредненных результатов исследования удельного газовыделения оксидов углерода (*а*) и фенола (*б*) при термодеструкции стержней, полученных по горячим ящикам (*1*) и Cold-box-amin-процессу (*2*)

Зависимость $S_п$ от углеродного эквивалента СЧ и ВЧ

Марка СЧ	СЕ	$S_п$, %	Марка ВЧ	СЕ	$S_п$, %
СЧ10	4,41	–85,4	ВЧ 35	3,73	53,896
СЧ15	4,32	–67	ВЧ 40	3,72	55,944
СЧ20	4,03	–7,5	ВЧ 45	3,73	53,896
СЧ25	3,90	19,1	ВЧ 50	3,90	19,08
СЧ30	3,64	72,3	ВЧ 60	3,96	6,792
СЧ35	3,42	117,4	ВЧ 70	4,01	–3,448

– модуль упругости:

$$E = (29{,}5\text{CE}^2 - 2278{,}1\text{CE} + 742{,}4)10^3; \qquad (11)$$

– коэффициент Пуассона:

$$\mu = 0{,}39 - 0{,}033\text{CE}; \qquad (12)$$

– герметичность определяется скоростью проникновения газа:

$$v_г = (2{,}48\text{CE} - 6{,}03)10^{-3}. \qquad (13)$$

Заключение. На основе проведенных исследований можно считать, что углеродный эквивалент является критерием разработки технологии получения отливок из чугуна для машиностроения с заданными свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соляков Д.А., Болдин А.Н., Яковлев А.И.** Процессы газовыделения из стержней горячего и холодного отверждения. М.: Машиностроение-1, 2004. 200 с.

2. **Машиностроение.** Энциклопедия. Т. II-2. Стали. Чугуны. / Г.Г. Мухин, А.И. Беляков, Н.Н. Александров и др.; под общ. ред. О.А. Банных и Н.Н. Александрова. М.: Машиностроение, 2000. 784 с.

Дмитрий Александрович Соляков, канд. техн. наук, solyakovda@pochta.ru;
Александр Николаевич Болдин, канд. техн. наук

УДК 621.791

В.В. Овчинников *(Московский государственный индустриальный университет),*
В.А. Зеленский *(ОАО НПО "ЦНИИТМАШ")*

Свойства сварных соединений двухслойных панелей из стали ВНС-2

Приведены результаты исследования особенностей формирования сварного соединения и его свойств при соединении монолитной заготовки с пакетом из двух листовых заготовок. Показано, что формирование соединения со стороны пакета существенно отличается от формирования соединения при сварке монолитных заготовок – происходит образование ступеньки по зоне сплавления. В результате увеличивается ширина шва со стороны верхнего листа пакета. Прочность сварного соединения соответствует требованиям технологической документации.

The results of investigating the special features of the formation of welded joint and its properties in connecting monolithic billet with the packet of two sheet blanks are given. It is shown that the formation of connection from the side of packet differs significantly from shaping of connection with welding of monolithic billets – occurs the formation of step along the dilution zone. Increase in the width of seam from the side of the upper sheet of packet as result occurs. Strength of welded connection corresponds to the requirements of technological documentation.

Ключевые слова: мартенситно-стареющие стали; аргонодуговая сварка; двухслойные панели; гофр; лист; формирование соединения; макроструктура; прочность сварного соединения.

Keywords: maraging steels; argon-arc welding; two-layered panels; corrugation; sheet; formation of connection; macrostructure; strength of welded connection.

Особенностью конструкции баковых отсеков планера некоторых современных самолетов является наличие стыкового сварного соединения двухслойной панели, состоящей из гофра и листа, с силовым каркасом бака в виде монолитного листа (рис. 1). При этом наиболее часто встречающееся сочетание толщин следующее: двухслойная панель – лист 1,2 мм + гофр 1,0 мм; силовой каркас – профиль толщиной 2 мм.

Цель настоящей работы – оценка формирования сварного соединения, выполненного автоматической аргонодуговой сваркой вращающимся электродом без присадки и ручной аргонодуговой сварки с присадкой при выполнении стыкового соединения двухслойной панели с каркасом, а также определение уровня механических свойств и особенностей структуры соединения.

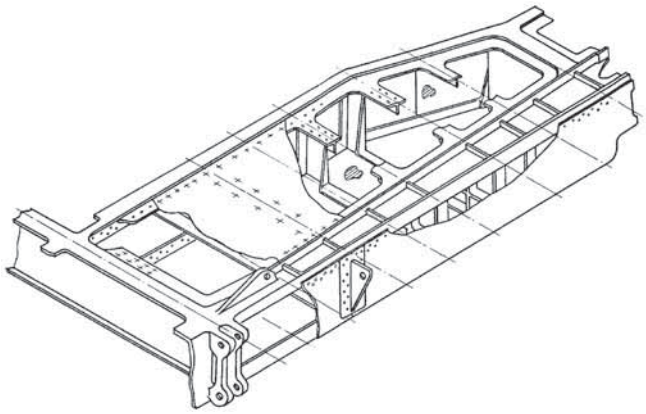


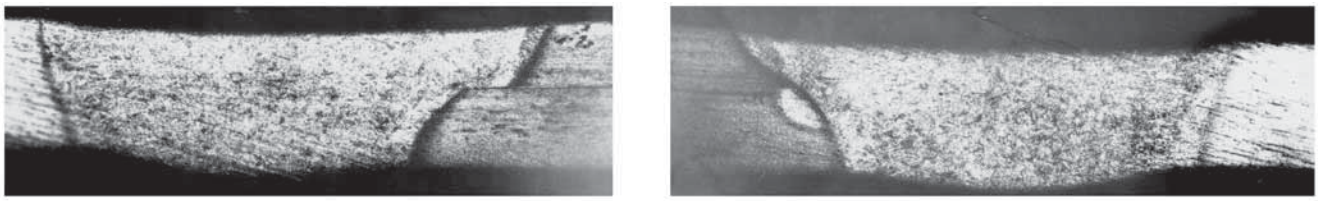
Рис. 1. Типовая конструкция каркаса топливного бака под сварку двухслойных панелей

Для отработки режимов и проведения предварительных исследований макроструктуры соединений при автоматической сварке вращающимся электродом использовали образцы из стали ВНС-2 шириной 100 мм и длиной 350 мм.

Имитатор двухслойной панели, состоящий из листов толщиной 1,0 + 1,2 мм, предварительно сваривали контактной точечной сваркой (ТЭС) с двумя рядами точек. Первый ряд точек с шагом 10 мм (технологический) располагался на расстоянии 10 мм от края. Второй ряд точек с шагом 10 мм располагался на расстоянии 20 мм от края образца. После контактной сварки имитатор двухслойной панели фрезеровали таким образом, чтобы плоскость реза прошла по центру технологического ряда точек.

Затем по фрезерованной кромке имитатор двухслойной панели состыковывали с образцом из листа толщиной 2 мм и фиксировали в сборочно-сварочном приспособлении. Приспособление помимо фиксации образцов при сварке обеспечивало формирование обратной стороны сварного шва и его защиту аргоном. Зазор в стыке собранного под сварку образца не превышал 0,1 мм.

После сборки образца выполняли автоматическую аргонодуговую сварку вращающимся электродом без присадки на станке ВФ3М8 с применением серийной сварочной головки.



а) *б)*

Рис. 2. Макроструктура сварного соединения пакета из двух листов с монолитным листом стали ВНС-2 между точками ТЭС (*а*) и по телу точки ТЭС (*б*). ×8

Сварку осуществляли на режиме: сила тока дуги 80...85 А; напряжение на дуге 9...10 В; скорость сварки 10 м/ч; частота вращения электрода 90 об/мин; радиус вращения дуги 1,5 мм; расход аргона через сварочную головку 9 л/мин; расход аргона на поддув 3 л/мин.

Эксперименты показали, что на указанном режиме сварки обеспечивается удовлетворительное формирование сварного шва между двухслойным пакетом и монолитным листом. Рентгеновский контроль соединений не выявил наличия внутренних дефектов (на 10 образцах).

Макроструктура полученного сварного соединения имеет существенные отличия в зависимости от расположения сечения, в котором исследуется структура, относительно технологических сварных точек ТЭС, служащих для прихватки листов в пакете.

В случае, когда исследуемое сечение располагается между технологическими точками, со стороны пакета наблюдается формирование ступеньки по зоне сплавления (рис. 2, *а*). Образование ступеньки происходит, по-видимому, из-за специфического механизма формирования соединения, который заключается в том, что проплавление нижнего листа в пакете происходит только после сквозного проплавления верхнего листа. Указанный механизм вызывает увеличение ширины шва со стороны верхнего листа пакета.

Анализ макроструктуры соединения в зоне расположения технологической точки ТЭС показал, что в этом случае при автоматической аргонодуговой сварке имеет место проплавление через тело точки и различие в конфигурации линии сплавления со стороны пакета и сплошного листа сглаживается (рис. 2, *б*).

Для исследования свойств сварных соединений двухслойных панелей с монолитным листом из стали ВНС-2 были сварены образцы в соответствии с технологическими вариантами, приведенными в табл. 1. Результаты механических испытаний сварных соединений представлены в табл. 2.

Полученные результаты испытаний позволяют заключить, что при всех опробованных вариантах сварки сварные соединения по прочности соответствуют требованиям производственной инструкции "Аргонодуговая сварка нержавеющих и жаропрочных сталей" (предел прочности соединений не должен быть ниже 1000 МПа).

1. Технологические варианты сварки образцов

Номер технологического варианта	Технологический вариант
1	Сборка соединения с зазором 0,6...0,8 мм. Предварительная прихватка по всей длине стыка ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой без сквозного проплавления, с последующей автоматической аргонодуговой сваркой с вращением дуги без присадочной проволоки
2 3	Автоматическая аргонодуговая сварка с вращением дуги на станке ВФ3М8 без присадочной проволоки. Сборка соединения с зазором 0,1...0,15 мм
4	Ручная аргонодуговая сварка с присадочной проволокой. Сборка с зазором 0,1...0,15 мм

Значения угла изгиба для всех вариантов, кроме варианта № 1, также соответствуют требованиям указанной выше инструкции. При этом следует учитывать, что приведенные значения угла изгиба в произ-

2. Механические свойства сварных соединений

Номер технологического варианта	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Угол изгиба α, °	Участок разрушения соединения при испытаниях на растяжение
1	1051...1054* / 1052	37...50 / 44	Разрыв у шва
2	1041...1057 / 1048	51...54 / 52	
3	1054...1063 / 1059	53...64 / 60	
4	1090...1127 / 1108	45...63 / 53	

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

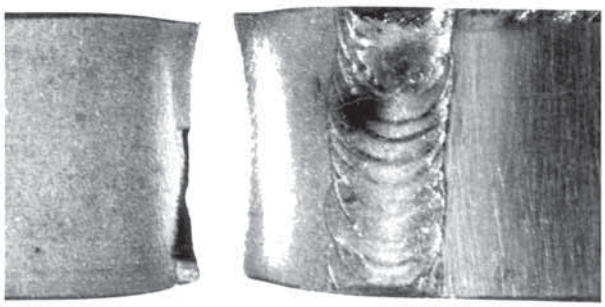


Рис. 3. Образец сварного соединения после испытаний на растяжение

водственной инструкции даны для случая сварки листов стали ВНС-2, а при испытаниях сварного пакета происходит проскальзывание листов друг относительно друга и смещение пуансона. Это сказывается на корректности испытаний и точности получаемых значений угла изгиба.

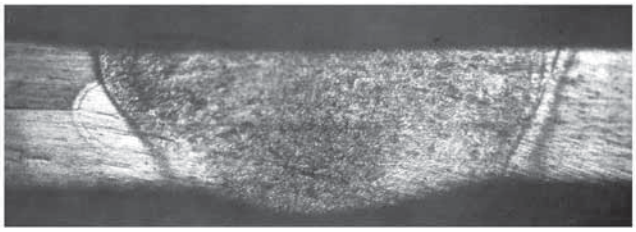
Для всех вариантов разрушение сварных соединений при испытаниях на растяжение происходило по металлу сплошного листа у шва (рис. 3). Причиной такого характера разрушения может быть превышение суммарной толщины пакета над толщиной монолитного листа на 0,2 мм.

На рис. 4 приведена макроструктура сварных соединений при расположении плоскости шлифа по технологической точке ТЭС. Из сопоставления макроструктур соединений следует, что при сварке по вариантам № 1, 2 и 3 шов имеет занижение с лицевой поверхности, а при сварке по варианту № 4 наблюдается наличие усиления шва (рис. 4, *в*).

Исследования показали, что в структуре соединения между точками ТЭС (вариант № 2) наблюдается подъем верхнего листа пакета (рис. 5, *а*) и образование в соединении дефекта типа неслитины (рис. 5, *б*, *в*).

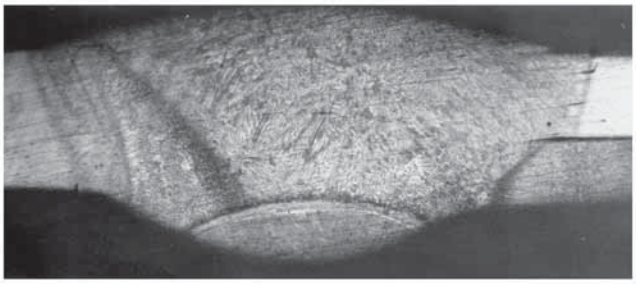
Для предотвращения подъема верхнего листа в пакете необходимо уменьшить шаг между технологическими точками ТЭС до 5 мм или применить шовную контактную сварку для фиксации листов пакета.

Измерения показали, что при автоматической аргонодуговой сварке вращающимся электродом без присадки ширина шва с лицевой стороны составляет 9,0...9,7 мм при ширине проплава 5,5...6,0 мм. Величи-



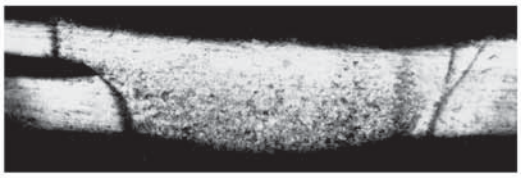
а)

б)

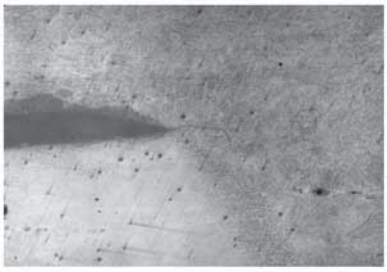


в)

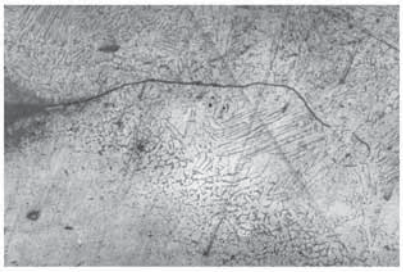
Рис. 4. Макроструктура сварных соединений, полученных по технологическим вариантам № 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*). ×8



а)



б)



в)

Рис. 5. Подъем верхнего листа пакета (*а*) и дефект типа неслитины в сварном соединении (*б*, *в*):
а – ×8; *б* – ×32; *в* – ×160

на занижения с лицевой поверхности шва составляет 0,2...0,3 мм.

На образцах с расходящимся зазором была оценена устойчивость процесса автоматической аргонодуговой сварки к образованию прожога под действием возмущающих факторов, которыми являются местные зазоры между свариваемыми кромками, возникающие при механической обработке деталей. Установлено, что предельно допустимый зазор, при котором не образуется прожог, составляет 0,15...0,20 мм. При больших величинах зазора может быть рекомендована предварительная беглая прихватка ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой участка с расширенным зазором. После прихватки возможно выполнение автоматической аргонодуговой сварки без присадочной проволоки.

Для объективной оценки свойств сварных соединений, выполненных ручной и автоматической аргонодуговой сваркой, целесообразно проведение испытаний соединений на малоцикловую усталость.

Выводы

1. Все опробованные технологические варианты сварки (автоматическая без присадочной проволоки, автоматическая с предварительной прихваткой ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой и ручная аргонодуговая сварка с присадочной проволокой) обеспечивают получение соединений, механические свойства которых соответствуют требованиям производственной инструкции.

2. Анализ макроструктуры соединений двухслойной панели с монолитным листом показал, что в зоне между технологическими точками ТЭС имеет место ступенчатая конфигурация зоны сплавления со стороны панели, обусловленная характером формирования соединения. Такая конфигурация зоны сплавления может отразиться на свойствах соединений при циклических нагрузках.

3. Для предотвращения подъема верхнего листа панели между технологическими точками в процессе сварки и образования дефектов типа неслитины целесообразно уменьшить шаг технологических точек до 5 мм или применять для фиксации двухслойной панели контактную шовную сварку.

4. Критический зазор в стыке, с которого начинается образование прожога, составляет для автоматической сварки без присадочной проволоки 0,15...0,20 мм. При больших величинах местных зазоров рекомендуется применять беглую прихватку ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой.

5. Целесообразно провести испытания сварных соединений при циклическом нагружении для объективной оценки возможности применения рассмотренных технологических вариантов сварки для изготовления сварной конструкции.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Валерий Александрович Зеленский, аспирант

ИНЖЕНЕРНАЯ ЭКОЛОГИЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА: *учебное пособие*

А.Н. Болдин, А.И. Яковлев, С.Д. Тепляков и др.

Под общ. ред. А.Н. Болдина

Цена 1000 р.

352 с. : ил. ISBN 978-5-94275-523-2

Приведены основные методики исследований и расчета вредных выделений в литейном производстве, рассмотрены различные технологии литейного производства, применяемые в машиностроительном комплексе России и за рубежом с точки зрения экологии. Даны сведения, необходимые для проектирования литейных цехов, реконструкции уже существующих литейных цехов и оценки их влияния на окружающую среду.

Пособие предназначено для студентов вузов, обучающихся по специальности "Машины и технология литейного производства", а также может быть полезно специалистам-литейщикам.

107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; факс: (499) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98
и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.98

Г.В. Панфилов, С.В. Недошивин *(Тульский государственный университет),*
Е.Ю. Хвостов *(Тульский патронный завод)*

Совершенствование технологии многооперационной холодной штамповки остроконечных цилиндрических деталей из малопластичных сталей

Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований, новые способы штамповки, эффективные технические решения и методика расчета числа формообразующих операций, позволяющие разработать технологическое обеспечение производства качественных остроконечных цилиндрических деталей ответственного назначения.

Results theoretical and experimental researches, new ways of stamping, effective designs and design procedure of quantity of the forming operations allowing to develop technological maintenance of manufacture of qualitative pointed cylindrical details of responsible purpose are presented.

Ключевые слова: остроконечный стержень; способ штамповки; повреждаемость; технология; оснастка.

Keywords: pointed bar; way of stamping; damageing; technology; equipment.

Остроконечные цилиндрические детали (ОЦД) ответственного назначения с заданными механическими характеристиками являются как элементами различных технических устройств и систем, так и самостоятельными изделиями, к которым предъявляют повышенные требования по качеству изготовления.

Для оценки распределения деформаций в материале при пластическом формообразовании острия был проведен комплекс поэтапных экспериментальных исследований методом делительных сеток, нанесенных в меридиональной плоскости разъема составных образцов. Штамповка осуществлялась в разъемных матрицах с углами конусности 15, 30 и 45° [1]. Процесс деформирования заканчивался, когда диаметр вершинки острия составлял примерно 0,1 диаметра исходной цилиндрической заготовки.

Расчет напряженного и деформированного состояний позволил установить на разных этапах деформирования распределение в пластической области значений накопленной степени деформации сдвига Λ_Σ и показателя напряженного состояния $\frac{\sigma}{T_y}$ (σ – среднее напряжение; T_y – интенсивность касательных напряжений с учетом упрочнения) (рис. 1).

Существенной особенностью кинематики течения материала при пластическом формообразовании острия штамповкой в матрицы с коническим профилем рабочей полости является то, что "опасная" точка очага деформации, в которой развиваются наибольшие деформации и (при соответствующем показателе напряженного состояния) реализуется наибольшее исчерпание запаса пластичности, находится не в вершине острия, а на определенном удалении от нее по оси симметрии, зависящем от угла конусности и степени обжатия (см. рис. 1).

Соответствующие графические зависимости координаты "опасной" точки и накопленной в ней степени деформации сдвига от геометрических параметров штампуемого острия приведены на рис. 2.

Для разработки методики расчета числа формообразующих операций и, соответственно, определения размеров промежуточных полуфабрикатов полученные графические зависимости были аппроксимированы следующими полиномами:

• линейная координата (расстояние) "опасной" точки H_0 от вершинки острия, отнесенная к диаметру d_0 цилиндрической части исходной заготовки

$$\frac{H_0}{d_0} = \exp\left[1{,}951 - 1{,}862\left(\frac{d}{d_0}\right)^2 - 0{,}6615\ \ln 2\delta\right], \qquad (1)$$

где d – диаметр вершинки острия; 2σ – полный угол конусности острия;

• накопленное значение степени деформации сдвига в опасной точке при формообразовании из цилиндрической заготовки диаметром d_0 в матрице с

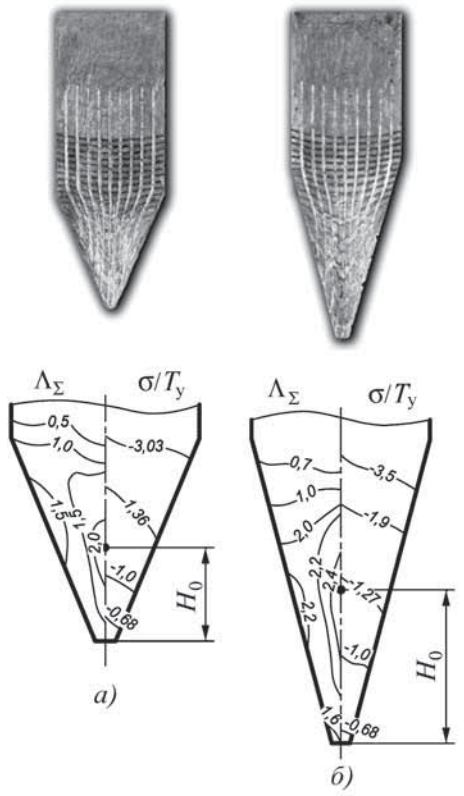


Рис. 1. Искаженная делительная сетка (вверху) и изолинии (внизу) распределения накопленной степени деформации сдвига Λ_Σ и показателя напряженного состояния $\frac{\sigma}{T_y}$ при штамповке остроконечных цилиндрических деталей в матрицах с углами конусности 45° (*а*) и 30° (*б*)

углом конусности рабочей полости 2δ острия с диаметром вершинки *d*:

$$\Lambda_\Sigma = \frac{14{,}844 - 2\delta}{17{,}301} + \frac{69{,}193 - 2\delta}{6{,}024} 0{,}4343 \ln\left(\frac{d_0}{d}\right). \qquad (2)$$

Теоретический анализ распределения средних напряжений в пластической области, выполненный методом линий скольжения [2], позволил построить и аппроксимировать соответствующие графические зависимости показателя напряженного состояния, представляющего собой отношение в «опасной» точке значения среднего напряжения σ к интенсивности касательных напряжений T_y, от аналогичных геометрических параметров

$$\frac{\sigma}{T_y} = -0{,}286 - 0{,}004\delta + 0{,}741 \ln\left(\frac{d}{d_0}\right). \qquad (3)$$

Для деталей ответственного назначения техническими условиями на изготовление регламентируется допустимый результирующий уровень поврежденности (накопленных микроповреждений) материала. Многооперационные технологические процессы сопровождаются промежуточными термохимическими циклами, частично восстанавливающими пластичность материала. Поэтому методики расчета количества формообразующих операций должны учитывать поврежденность, сообщаемую материалу на каждой операции, остаточную после отжига и суммарную накопленную [3].

Методика, базирующаяся на приведенных выше аппроксимированных теоретических и экспериментальных результатах, учитывающая поправку на упрочнение деформируемого материала и оценивающая степень использования запаса пластичности, разработана и адаптирована для многооперационных технологических процессов штамповки ОЦД [4].

Степень использования запаса пластичности рассматривается как соотношение предельной степени деформации сдвига (определяемой по аппроксимированным диаграммам предельной пластичности) и суммарной накопленной степени Λ_Σ в "опасной" точке (с учетом изменения показателя напряженного состояния в процессе деформирования).

В большинстве случаев многооперационная технология изготовления ОЦД (например, сердечников пуль стрелкового оружия) базируется на последовательно выполняемых операциях холодного пластического формообразования

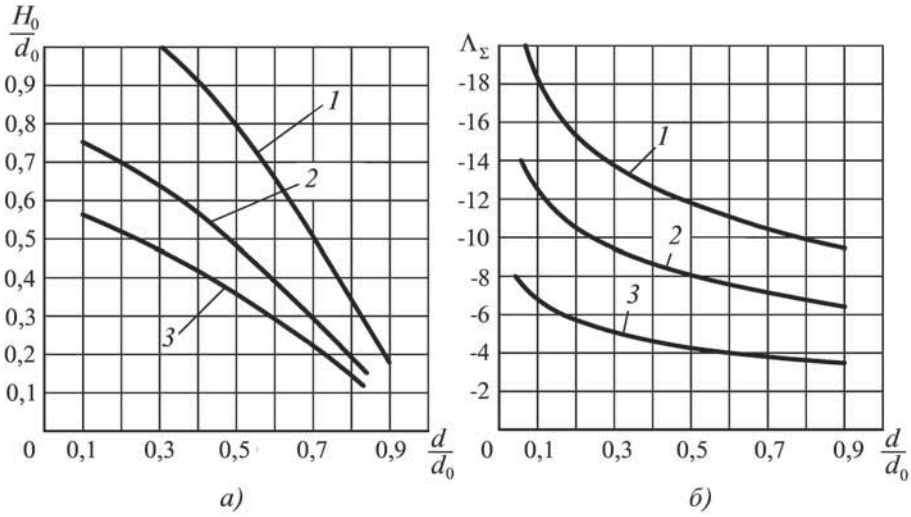


Рис. 2. Зависимости параметров деформированного состояния от относительного диаметра вершинки острия для различных углов конусности: относительной координаты "опасной" точки $\frac{H_0}{d_0}$, отсчитываемой по оси симметрии от вершинки острия (*а*); суммарной накопленной степени деформации сдвига Λ_Σ (*б*):
1 – 2δ = 15°; *2* – 2δ = 30°; *3* – 2δ = 45°

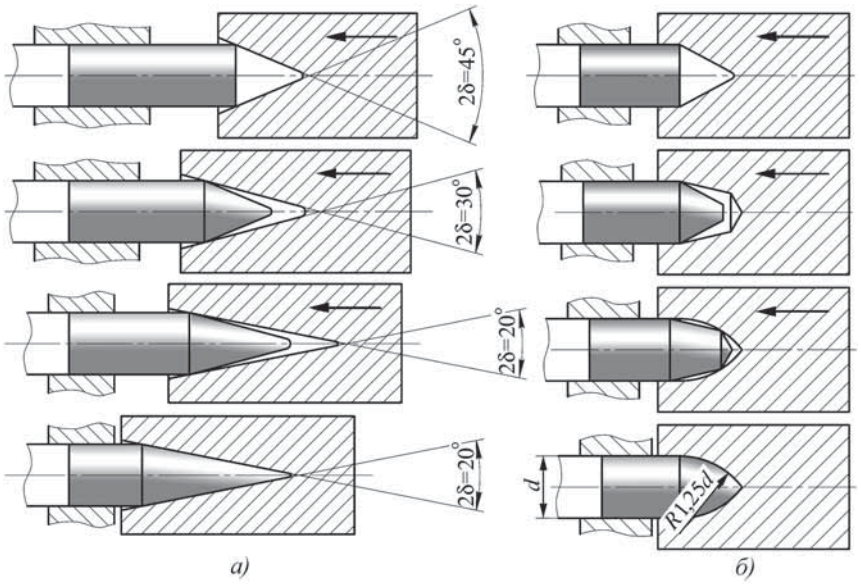


Рис. 3. Технологические схемы предлагаемых способов многооперационной штамповки остроконечных цилиндрических деталей: с удлиненным (d = (0,1...0,2)d_0 и 15° ≤ 2δ ≤ 35°) коническим участком (*а*); с коротким ($d \le 0{,}1d_0$ и 35° ≤ 2δ ≤ 60°) заостренным участком (*б*)

в матрицах с неизменным от операции к операции углом конусности рабочей полости.

Сравнительные результаты теоретических и экспериментальных исследований напряженного и деформированного состояний в пластической области позволили разработать новый способ многооперационной штамповки указанных деталей из высокопрочных сталей с удлиненными остроконечными коническими или оживальными конструктивными элементами [5], позволяющий сократить число формообразующих операций и промежуточных термохимических циклов с улучшением качества механических характеристик материала.

Сущность предлагаемого способа заключается в том, что на первой операции инструментом с большим углом конусности рабочей полости формируется короткая коническая часть, имеющая малый диаметр вершинки, примерно равный диаметру вершинки готовой детали.

На последующих операциях угол конусности рабочей полости инструмента поэтапно уменьшается, а длина головной части, соответственно, увеличивается (рис. 3, *а*). При этом первая формообразующая операция сопровождается большим гидростатическим сжимающим давлением в пластической области, что приводит к "залечиванию" части образующихся дефектов и микротрещин в материале и, соответственно, уменьшению степени использования запаса пластичности. Интегральная технологическая сила не возрастает, поскольку деформируется малый объем материала.

На второй и последующих операциях наиболее интенсивному пластическому формообразованию подвергаются области, которые предварительно не деформировались или деформировались с малыми степенями (на границе смыкания цилиндрического и конического участков). Важно, что в отличие от схемы штамповки инструментом с неизменным углом конусности рабочей полости в предлагаемой схеме штамповки инструментом с уменьшающимся углом координата "опасной" точки на разных операциях не связана с одними и теми же материальными волокнами деформируемого материала. Она удаляется от вершинки острия (см. рис. 2), поскольку на каждой последующей операции наибольшее исчерпание запаса пластичности (область наибольших деформаций при соответствующих значениях показателя напряженного состояния) сообщается материальным волокнам, расположенным дальше от вершинки острия, чем координата "опасной" точки, сформированная на предшествующих операциях.

Таким образом, данная схема штамповки позволяет получать ОЦД ответственного назначения с диаметром вершинки d = (0,1...0,2)d_0 и углами конусности удлиненного острия, находящимися в промежутке 15° ≤ 2δ ≤ 35° из высокопрочных и малопластичных сталей. Применение этой схемы позволяет сократить число формообразующих операций с одновременным выравниванием механических характеристик по всему деформируемому объему за счет смещения на последующих операциях зоны максимальной степени деформации на волокна, подвергавшиеся меньшей деформации на предварительных операциях.

Эффективность такого подхода к технологии была подтверждена экспериментально (рис. 4). Мерные цилиндрические заготовки из алюминиевого сплава АМц на четырех последовательных операциях подвергались острению под действием технологической силы 150 кН в разъемных матрицах с промежуточными отжигами по двум вариантам технологического процесса. Из рис. 4 видно, что результирующая вершинка, изготовленная по предлагаемому варианту, гораздо острее, следовательно, получить вершинку острия с фиксированным диаметром можно за меньшее число формообразующих операций.

Подобная технология нерациональна для изготовления ОЦД с короткими коническими 35° ≤ 2σ ≤ 60° остроконечными конструктивными элементами, диаметр вершинки которых $d \le 0{,}1d_0$. В связи с этим был разработан способ штамповки (см. рис. 3, *б*), смысл которого заключается в следующем.

На первых операциях производится штамповка полуфабриката стержневой детали инструментом с одинаковым углом конусности рабочей полости примерно до диаметра вершинки конической части, рав-

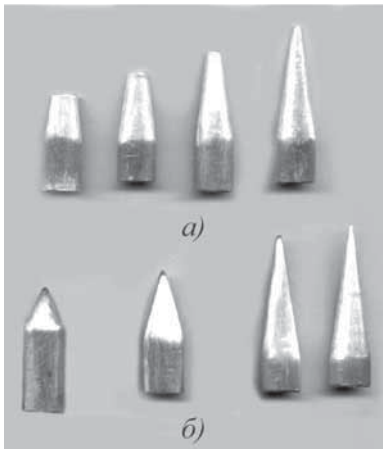


Рис. 4. Экспериментальные образцы, отштампованные по двум схемам технологического процесса с одинаковой силой 150 кН на каждой операции:
а – типовая схема с постоянным углом конусности матриц; *б* – предлагаемая схема с уменьшающимся углом конусности

ного 0,2 диаметра его цилиндрической части. На предпоследней операции осуществляется так называемая высадка острия, реализующая вначале заполнение остроконечной вершинки, а затем заполнение профиля в виде сопряженных конусов, геометрически рассчитанных так, чтобы заполнение профиля вершинки было максимальным.

В случае необходимости получения на последней операции требуемой оживальной формы, сопряженные конусы профиля инструмента предварительного перехода можно геометрически рассчитывать с учетом возможной минимизации перераспределения материала на заключительной штамповке.

Разработанные способы холодного пластического формообразования ОЦД положены в основу предлагаемой методики определения числа формообразующих операций и размеров промежуточных полуфабрикатов. В ней также приняли, что в каждой точке пластической области (в том числе и в "опасной" точке) поврежденность накапливается пропорционально степени деформации сдвига Λ_i на каждой текущей операции и суммируется с остаточной поврежденностью, сообщенной материалу на предшествующих операциях и не устраненной отжигом [3]

$$\omega_i^* = \omega_i + \Delta\omega_{i-1}, \qquad (4)$$

где ω_i^* – суммарная поврежденность, накопленная после i-й операции; $\omega_i = \dfrac{\Lambda_i}{\Lambda_P}$ – поврежденность, приобретаемая материалом непосредственно на i-й операции; Λ_P – предельная степень деформации сдвига, соответствующая значению показателя напряженного состояния $\dfrac{\sigma}{T_y}$, в частности, в "опасной" точке; $\Delta\omega_{i-1}$ – остаточная поврежденность, сообщенная материалу на предшествующих операциях и не устраненная отжигом.

С достаточной для практического применения точностью соотношения между суммарной накопленной и остаточной после отжига поврежденностями материала для большинства марок углеродистых и низколегированных сталей можно аппроксимировать следующими зависимостями [3]:

$$\text{при } 0{,}3 \le \omega_i^* \le 0{,}7 \quad \Delta\omega_i = 0{,}5(\omega_i^* - 0{,}3) = \\ = 0{,}5(\omega_i + \Delta\omega_{i-1} - 0{,}3); \qquad (5)$$

$$\text{при } 0{,}7 \le \omega_i^* \le 1{,}0 \quad \Delta\omega_i = 0{,}2 + 2{,}67(\omega_i^* - 0{,}7) = \\ = 0{,}2 + 2{,}67(\omega_i + \Delta\omega_{i-1} - 0{,}7). \qquad (6)$$

Приведенные выше результаты теоретических и экспериментальных исследований позволили разработать методику определения числа формообразующих операций и размеров промежуточных полуфабрикатов [4], состоящую из двух основных этапов:

1. За одну или несколько операций происходит формирование короткого острия с окончательным (или близким к окончательному) диаметром вершинки при постоянном угле конусности, значительно превышающем заданный чертежом.

2. На данном этапе происходит пооперационное уменьшение угла конусности полуфабриката до заданного чертежными размерами изделия. При этом диаметр вершинки практически не изменяется, а длина острия увеличивается. На каждой последующей операции зона первоначального контакта заготовки происходит на участке смыкания цилиндрической и конической поверхностей (см. рис. 3) и далее пластическая область распространяется к вершинке острия. Данная схема обусловливает небольшое приращение степени деформации в "опасной" точке, сформированной на первом этапе при значительном гидростатическом сжатии.

Разработанная методика предусматривает предварительное задание числа формообразующих операций по установленным рекомендациям [4] и последующую его корректировку с определением на каждой операции координаты "опасной" точки (1), расчетом в ней накопленной степени деформации сдвига (2), показателя напряженного состояния (3) и накопленной поврежденности (4) с учетом соотношений (5) и (6).

Результирующая остаточная поврежденность сопоставляется с допустимой (задаваемой техническими условиями на изготовление детали ответственного назначения) и в случае превышения последней число операций увеличивается на одну. Расчет повторяется до тех пор пока не будут выполнены требования по качеству механических характеристик готовой детали.

На рис. 5 приведены эскизы полуфабрикатов по операциям при штамповке ОЦД из стали У12А с геометрическими параметрами $\dfrac{d}{d_0} = 0{,}1$, $2\delta = 30^\circ$ инстру-

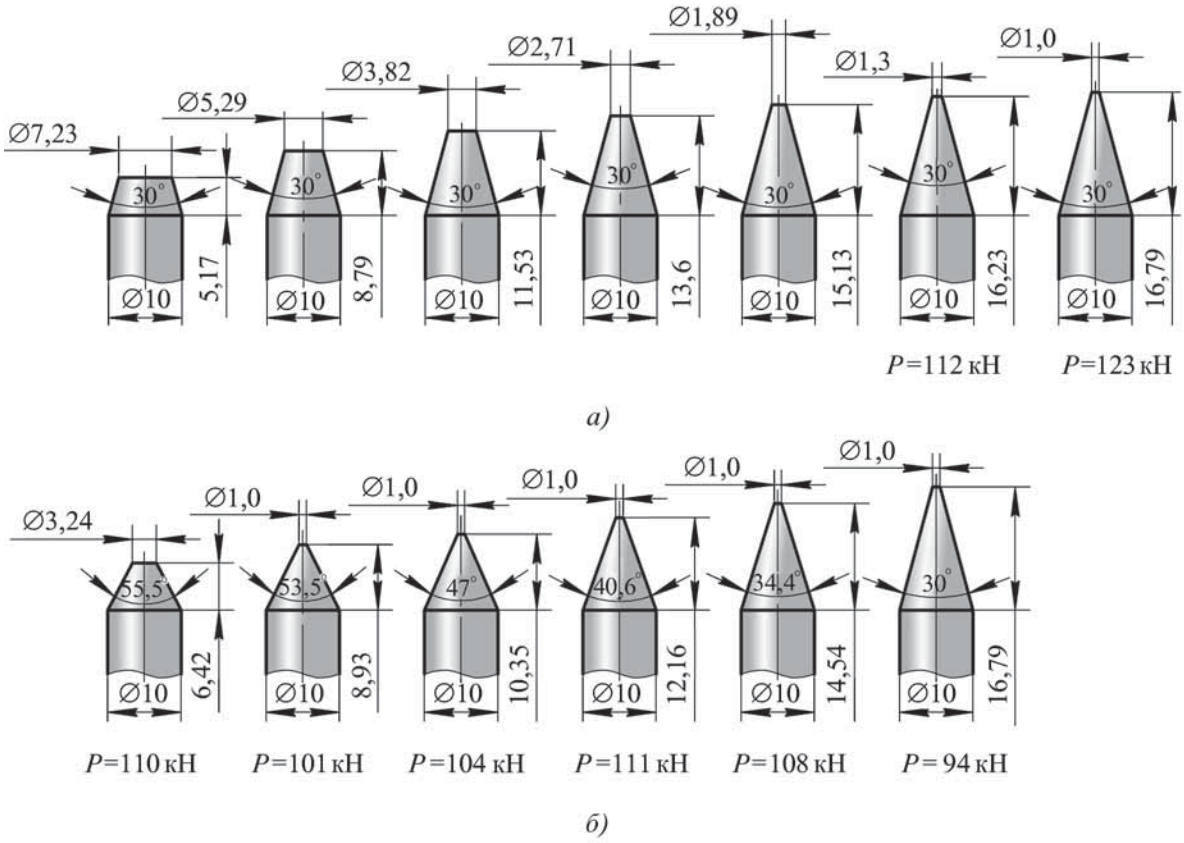


Рис. 5. Число операций и размеры промежуточных полуфабрикатов, рассчитанные по разработанной методике с учетом повреждаемости деформируемого материала:

а – типовая схема с постоянным углом конусности инструмента; *б* – предлагаемая схема с уменьшающимся углом конусности

ментом с постоянным углом конусности рабочей полости и с уменьшающимся углом конусности для уровня остаточной поврежденности готового сердечника после термической обработки $\Delta\omega = 0{,}1$. Таким образом, расчеты также подтверждают эффективность способа штамповки ОЦД инструментом с уменьшающимся от операции к операции углом конусности рабочей полости.

Одной из проблем качества изготовления рассматриваемых деталей является нестабильность массы исходных мерных цилиндрических заготовок, формирующаяся в основном из-за погрешностей их длины, возникающих при отрезке. Это приводит к необходимости создания значительных компенсационных полостей путем фиксации в определенном положении выталкивателя относительно рабочей полости инструмента, ухудшающих качество готовых деталей.

Для решения этой проблемы разработана матрица специальной конструкции [6], позволяющая совместить первую формообразующую операцию штамповки острия с калибровкой получаемого полуфабриката по длине и массе. Матрица имеет рабочую полость, соответствующую профилю первой операции штамповки, и боковой паз для формирования, обрезки и удаления отхода. Паз выполнен в виде клина, заканчивающегося радиусной поверхностью таким образом, что правая грань паза перпендикулярна оси матрицы, а левая расположена под небольшим углом для облегчения обрезки и удаления отхода (рис. 6).

При рабочем ходе пуансон подает заготовку в рабочую полость матрицы до упора в выталкиватель. Материал заготовки, превышающий нижний предел допуска на массу, выступает из рабочей полости матрицы.

На заключительном этапе рабочего хода пуансон плющит выступающую излишнюю часть материала заготовки до толщины образующегося фланца 0,1...0,2 мм, при этом часть металла затекает в сферическое углубление на пуансоне, уменьшая толщину отхода на участке последующего среза. При обратном ходе пуансона выталкиватель извлекает заготовку из рабочей полости и обрезает кольцевой отход о кромку матрицы. При возврате выталкивателя в исходное положение отход удаляется на провал.

Полученные результаты теоретических и экспериментальных исследований, разработанные способы холодной штамповки, эффективные технические решения, а также предложенная методика определения числа формообразующих операций и размеров промежу-

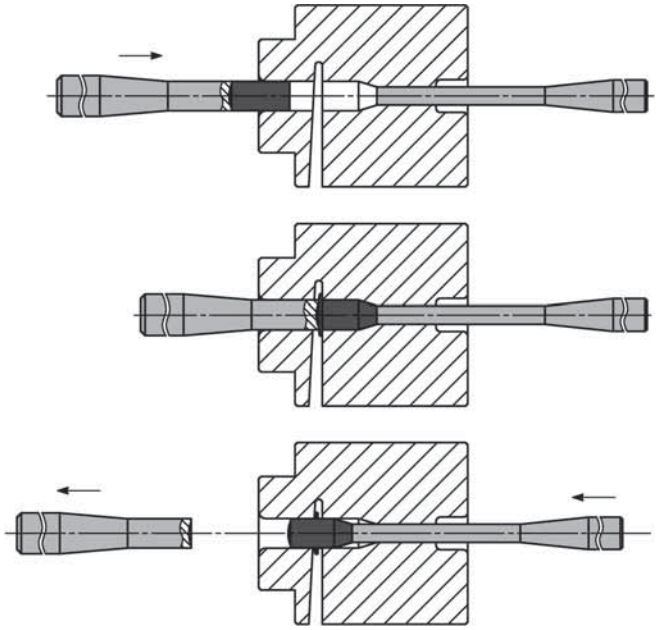


Рис. 6. Схема работы комплекта инструмента с матрицей специальной конструкции, позволяющей совместить первую формообразующую операцию штамповки острия с калибровкой мерной цилиндрической заготовки по длине и массе

точных полуфабрикатов позволили создать прогрессивное технологическое обеспечение производства ОЦД ответственного назначения с различными геометрическими размерами и формой конического или оживального острия и более равномерным распределением по его объему механических характеристик деформируемого материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панфилов Г.В., Исакин Д.Н.** Обеспечение качества сердечников бронебойных пуль при многопереходной холодной штамповке // Тезисы докладов Международной конференции, посвященной 150-летию со дня рождения С.И. Мосина. Тула, 1999. С. 84–86.
2. **Панфилов Г.В., Исакин Д.Н., Груздев С.С.** Теоретический силовой анализ штамповки стержневых остроконечных изделий // Исследования в области теории, технологии и оборудования обработки металлов давлением. Орел, Тула, 1998. С. 50–56.
3. **Павпертов В.Г., Степанян Н.Ж.** Методика расчета степени использования запаса пластичности при многопереходном холодном объемном формоизменении // Исследования в области пластичности и обработки металлов давлением. Тула, 1985. С. 137–141.
4. **Панфилов Г.В., Бочаров С.М., Лапшонков Д.В.** Методика расчета степени использования запаса пластичности при штамповке сердечников пуль // Известия ТулГУ. Серия "Проблемы специального машиностроения". Тула: ТулГУ, 1999. Вып. 2. С. 164–169.
5. **Пат. 2376099 Российская Федерация**, МПК B 21 K 1/76, B 21 K 3/00. Способ штамповки остроконечных головных частей стальных сердечников пуль.
6. **Пат. 2380190 Российская Федерация**, МПК B 21 K 3/00, B 21 J 13/02. Способ изготовления стальных бронебойных сердечников и устройство для его осуществления.

Геннадий Васильевич Панфилов, д-р техн. наук,
Archon80@mail.ru;
Сергей Владимирович Недошивин, канд. техн. наук;
Евгений Юрьевич Хвостов, инженер

ООО "Издательство Машиностроение" продолжает подписку на журнал

«Заготовительные производства в машиностроении»

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

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

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

УДК 669.2.017:620.18

Б.И. Семёнов, К.М. Куштаров, Н.А. Джиндо, Нго Тхань Бинь
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов. Часть 1. Моделирование течения суспензии из алюминиевого сплава и микроструктура штампованной детали

Моделирование процесса тиксоштамповки (цилиндрический и кольцевой тип заготовок) для различных схем прессования выполнено в CFD программном комплексе FLOW-3D^{TM} в рамках однофазной модели среды, эффект тиксотропии в которой описывали простым уравнением переноса кажущейся вязкости. Экспериментально установлено, что реальная геометрия деформируемого сечения кольцевой заготовки принципиально отличается от прогнозируемой объемом вещества, переносимого при движении пуансона относительно неподвижной матрицы. Металлографическое исследование показало, что для анализируемого момента времени структура отвержденного металла очень неоднородна и существенно отличается от структуры тиксозаготовки и конечной структуры штамповки. Это отличие структур требует дополнительного изучения условий проявления сверхпластичности твердой α-фазы и построения модели двухфазного течения суспензии в формообразующей оснастке.

Thixoforging process computer modelling (for cylindrical and ring type of billets) was implemented for various schemes of pressing in CFD program complex FLOW-3D^{TM} in the network of single-phase environment model where thixotropic behaviour of materials described with the simple equation of apparent viscosity transfer. It is experimentally established that the real deformable section geometry of the ring billet differs from predicted substance volume transferred by movement of punch concerning motionless matrix. Metallographic research has shown that for the analyzed moment of time the solid metal structure is very non-uniform and essentially differs from both thixobillet structure and final structure of forging. This structure difference demands additional studying of conditions of solid α-phase superplasticity effect and computer modelling of two-phase slurry flow in forming equipment.

Ключевые слова: моделирование; твердожидкое состояние; тиксоштамповка; металлография; начальная, промежуточная и конечная структуры; проявления сверхпластичности твердой α-фазы.

Keywords: modelling; semisolid state; thixoforging; metallography; initial, intermediate and final structures; solid α-phase superplasticity occurrence.

В мире литьем и штамповкой в твердожидком состоянии производят огромное количество сложных фасонных заготовок массой от нескольких граммов до 30 кг из алюминиевого сплава АК7 средней прочности. Основным потребителем этих изделий стало зарубежное автомобилестроение, где качество новых изделий позволило резко увеличить долю использования алюминиевых сплавов в основных узлах автомобиля. Для новых изделий ракетно-космической техники интерес представляют как эти новые технологические процессы, так и возможность формообразования фасонных заготовок из высокопрочных алюминиевых сплавов.

Экспериментальные результаты, касающиеся реологии твердожидких сплавов, показывают, что реологическое поведение суспензированных материалов очень сложно, поскольку затрагивает много параметров, изменяющихся в процессе получения штампованной детали. Это и параметры используемых материалов (доля твердой фазы и темп ее изменения, морфология твердой фазы и возможность ее изменения и т.п.), и характеристики условий прессования (схема пластического течения, скорость сдвига, локальные интенсивности деформации и т.п.).

Для сплава АК7 выполнено огромное число модельных экспериментов, однако до настоящего времени открытым является вопрос о том, как моделировать процесс формообразования детали, так как он продолжается секунды или даже доли секунды и в большинстве случаев является переходным, а не установившимся.

Многочисленные исследования с частично расплавленными сплавами (схема тиксоформирования) были направлены на то, чтобы установить прямую связь напряженного состояния с гидростатической компонентой давления. Если деформация тиксозаготовки в полости штампа происходит при наличии свободной поверхности, в жидкой составляющей суспензии возникает градиент давления, приводящий к выдавливанию жидкости в сторону свободной поверхности, т.е. к ее сегрегации. Это явление усиливается при увеличении трения между заготовкой и элементами

штамповой оснастки, где в зависимости от геометрии заготовки может одновременно реализоваться сжатие (осадка) или прямое и обратное прессование.

Для того чтобы корректно предсказывать особенности течения суспензии (тиксозаготовки) в подобных условиях, было проведено следующее исследование: экспериментально и методом компьютерного моделирования изучены особенности течения и конечная структура фасонной детали "ступица", изготовленной в открытом штампе по схемам, приведенным на рис. 1.

Тиксозаготовки трех различных размеров и геометрических форм из промышленного сплава АК7 изготовляли по методу охлаждаемого желоба [1]. Для определения начальной и текущей долей твердой фазы в деформируемых заготовках расчет доли твердой фазы проводили по Шейлу.

Нагрев заготовок осуществляли до температуры, незначительно превышающей температуру начала затвердевания эвтектики – 580 °С (доля твердой фазы 0,47); прессование проводили в интервале температур 575...570 °С. Расчетная доля твердой фазы после завершения формообразования составляет 0,85.

Чтобы моделировать течение суспензии в штампе, необходимо иметь реологическую модель используемой тиксотропной среды. Это наиболее трудная часть для моделирования, так как динамическая вязкость среды обычно неизвестна.

Моделирование процесса тиксоштамповки выполнено в CFD программном комплексе FLOW-3D™, эффект тискотропии в котором описывается простым уравнением переноса кажущейся вязкости η:

$$d\eta/dt = (\eta_o - \eta)/\lambda, \qquad (1)$$

где t – время; λ – время релаксации; η_o – равновесная кажущаяся вязкость, являющаяся функцией доли твердой фазы f_s и скорости сдвига $\dot{\gamma}$: $\eta_o = \eta_o(f_s, \dot{\gamma})$.

Равновесная вязкость определяется по формуле

$$\eta_o = 9{,}0\exp(9{,}5 f_s)\dot{\gamma}^{-1{,}3}. \qquad (2)$$

Реологическая модель среды (зависимость вязкости от скорости сдвига) получена путем численного решения обратной задачи. Модель (1) – это модель однородной вязкой среды, для которой неизвестный параметр модели λ можно определить по экспериментальной зависимости силы прессования от перемещения пуансона (рис. 2): установленное значение параметра $1/\lambda = 1$ с$^{-1}$. Моделирование формообразования выполнено для всех типов заготовок в режимах, соответствующих экспериментам [1].

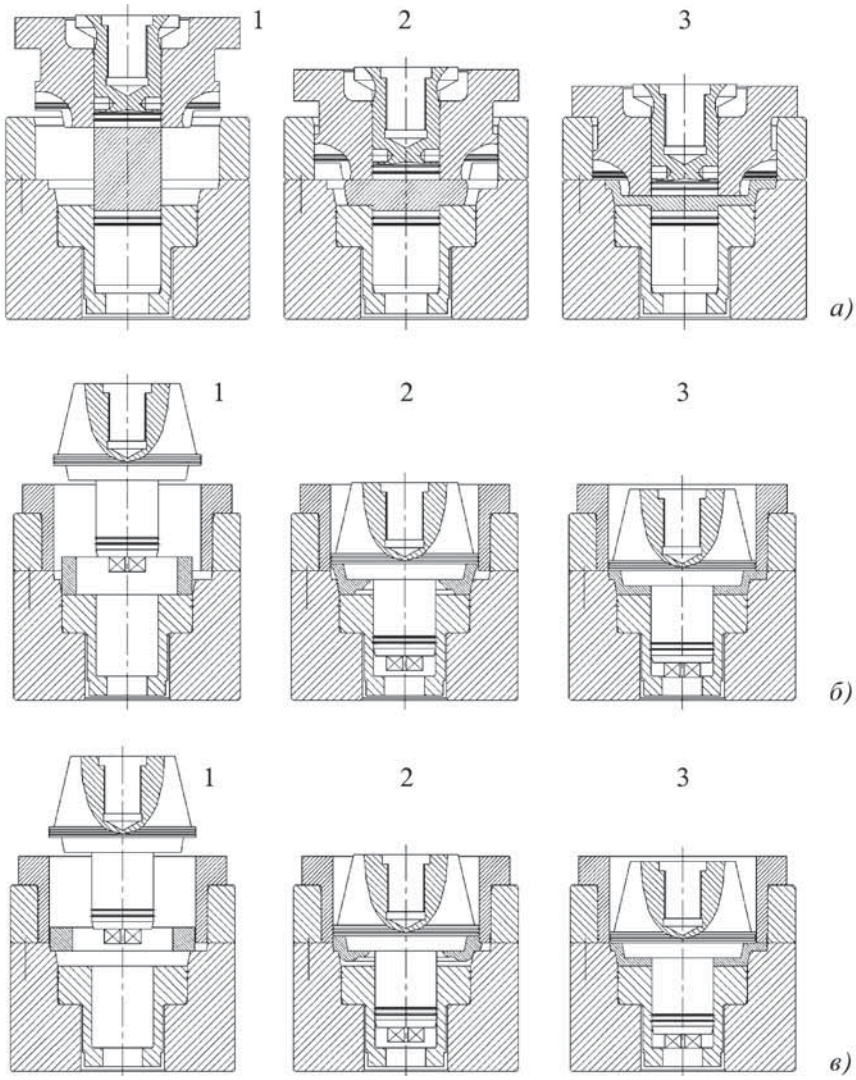


Рис. 1. Варианты схем прессования в открытом штампе:
а – формообразование из цилиндрической заготовки по схеме осадки;
б – формообразование из кольцевой заготовки прямым и обратным прессованием;
в – формообразование из кольцевой заготовки с максимальным использованием сдвига

Недостатки однофазной модели особенно резко проявляются при моделировании прессования по схеме, приведенной на рис. 1, *в*. На рис. 3, *б* (см. обложку) представлено сравнение прогнозируемой геометрической формы, возникающей при прессовании низкой кольцевой заготовки в промежуточный момент прессования (t = 3,25 с), и геометрии реальной штамповки для того же момента времени.

Реальная геометрия сечения кольцевой заготовки принципиально отличается от прогнозируемой объе-

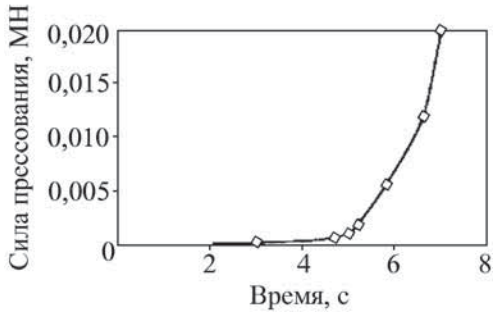


Рис. 2. Изменение силы прессования тиксозаготовки при штамповке детали "стакан" методом обратного выдавливания на гидропрессе ($T_{заг}$ = 575 °С; $T_{шт}$ = 300 °С; $v_{пр}$ = 7 мм/мин)

мом вещества, переносимого между параллельными плоскостями движущегося пуансона (плоскости *1* и *2*) и неподвижной матрицы (плоскости *3* и *4*). В эксперименте основной перенос вязкой среды в указанном временном интервале осуществлен сдвигом между коническими поверхностями. Понять механизм переноса позволяет исследование микроструктуры штамповки в момент времени t = 3,25 с.

Металлографическое исследование (рис. 4, см. обложку) показало, что в момент времени t = 3,25 с структура отвержденного металла очень неоднородна и существенно отличается от структуры тиксозаготовки. Выделены пять структурных зон:

• зона *1*, в которой металл практически полностью повторяет структуру, формируемую при объемной кристаллизации исходной тиксозаготовки;

• зона *2*, в которой глобули α-фазы лишь слегка продеформированы и сформирована бочкообразная форма свободных поверхностей, характерная для течения при осадке с небольшим трением;

• зона *3*, примыкающая к пуансону, в которой сформирована волокнистая структура с очень высокой степенью вытяжки кристаллов α-фазы, типичная для деформирования твердых металлов в режиме сверхпластичности, и одновременно сформирована специфическая субмикрокристаллическая эвтектика с глобулированными кристаллами Si, распределенными вдоль границ волокон;

• зона *4* на кончике потока суспензии, повторяющая строение зоны *1*;

• зона *5*, в небольшой степени напоминающая зону *3*.

Для сравнения на рис. 5 (см. обложку) показаны макро- и микростроение штампованной детали после проведения полного цикла прессования. В сечении штамповок зоны *1* и *4* отсутствуют (пористости не обнаружено), в объеме изделия сформировано предпочтительное волокнистое строение α-фазы, хотя степень вытяжки различна в различных точках детали.

Таким образом, формирование кристаллического строения тиксоштампованной детали осуществляется распространением влияния зоны *3* двухфазного течения суспензии на весь объем заготовки путем роста зоны *3* и фильтрации из нее вытесняемой жидкой фазы, что приводит к высокому качеству формируемой структуры фасонной детали.

Принципиальное изменение структуры тиксозаготовок, характерное для всех вариантов прессования в открытом штампе (см. рис. 1) и подробно представленное в [1], требует дополнительного изучения условий проявления сверхпластичности α-фазы и построения модели двухфазного течения металлической суспензии в формообразующей оснастке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Семёнов Б.И., Куштаров К.М.** Производство изделий из металла в твердожидком состоянии. Новые промышленные технологии. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010.

Борис Иванович Семёнов, д-р техн. наук,
semenovbi@bmstu.ru;
Куштар Межлумович Куштаров, канд. техн. наук;
Никита Андреевич Джиндо, аспирант;
Нго Тхань Бинь, студент

Читайте в следующем номере:

- **Алексеев П.А., Панченко Е.В.** Математическое моделирование сверхпластической формовки сложнопрофильных изделий из трубных заготовок
- **Семёнов Б.И., Куштаров К.М., Джиндо Н.А., Нго Тхань Бинь.** Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов. Часть 2. Гидродинамика двухфазного течения и микроструктура детали в очаге деформации при тиксопрессовании
- **Бочков А.В., Головешкин В.А., Пирумов А.Р., Пономарев А.В., Калугин И.А.** О влиянии закладного элемента на процесс деформации в осесимметричной задаче процесса горячего изостатического прессования

УДК 621.735.004.18

В.А. Назарьян, **Г.Н. Кулик** *(ОАО "Дефорт", г. Санкт-Петербург)*

Совершенствование технологии производства заготовок гребных валов из стали 0Х18Н5Г12АБ (НН3Б)

Рассмотрены технологии ковки гребных валов, получаемые при этом дефекты, причины их образования и пути производства кондиционной продукции, в том числе возможность изготовления вала из двух поковок разных слитков, соединенных при помощи сварки. Приведены механические свойства основного металла в различных точках вала и металла шва.

Techniques of the propeller shafts forging are considered, and defects, which are received during those actions, reasons of their formation and ways of the qualified production manufacture, including opportunity of shaft production from two forgings different ingots connected by welding. Mechanical properties of the basic metal in various points of shaft and seam metal are resulted.

Ключевые слова: ковка; дефект; вал; коррозионно-стойкая сталь; металл шва; механические свойства.

Keywords: forging; defect; shaft; stainless steel; seam metal; mechanical properties.

Введение. Сталь марки 0Х18Н5Г12АБ (НН3Б) разработана в 1959 г. в ЦНИИЧермете и ее производство было освоено заводом "Днепроспецсталь" (г. Запоржье), а изготовление поковок, используемых в судостроении – на заводе "Большевик" (г. Ленинград). Данную сталь внедряли взамен труднообрабатываемой и нестабильной в части характеристик магнитной проницаемости стали 0Х18Н10Т.

Имеющийся многолетний опыт применения стали НН3Б (Приданцев В.А., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали. М.: Металлургия, 1969. 247 с.) свидетельствует о том, что данная сталь обладает хорошей обрабатываемостью и шлифуемостью, высокой коррозионно-усталостной прочностью и стабильностью магнитных характеристик. Также она отличается низкой технологичностью в металлургическом производстве. Это объясняется сложной системой ее легирования, развитой склонностью к ликвации при охлаждении слитков, узким интервалом горячей пластической деформации (1180...960 °С), высокой прочностью в температурном интервале ковки, чувствительностью к перегреву, низкой технологической пластичностью и склонностью к образованию поверхностных дефектов.

Изготовление из нее поковок гребных валов связано со значительными трудностями, обусловленными:

– большой длиной поковок (на заключительных операциях не хватает размеров нагревательной печи, чтобы все тело поковки оказалось в печи – наличие "холодных" концов);

– большим количеством выносов при выполнении технологического процесса.

Принимая во внимание длительность ковки и трудоемкость последующей обработки валов (прежде всего глубокого сверления), а также уникальность применяемого оборудования, легко понять сложность возмещения брака. Наиболее часто встречающиеся его виды: отклонение от заданных механических свойств; раковины под фланцевой частью, уязвимая часть многих технологий ковки (Тюрин В.А. Теория и процессы ковки слитков в прессах. М.: Машиностроение, 1979. 240 с.); продольные поверхностные и внутренние трещины.

Поковки и заготовки из высоколегированной коррозионно-стойкой маломагнитной стали марки 0Х18Н5Г12АБ (НН3Б), используемой в судостроении для производства гребных валов, должны иметь химический состав, приведенный в табл. 1, а механические свойства – в табл. 2.

Цель работы – обобщение опыта по изысканию путей устранения массового брака при производстве гребных валов из стали НН3Б.

Исследования по замене материала. Известно достаточно большое количество аустенитных сталей, обладающих низкой магнитной проницаемостью, например, стали НН3Ф и НН3БФ. По данным ЦНИИЧермет сталь НН3Ф обладает лучшей технологичностью, чем сталь НН3Б. Химический состав этих сталей приведен в табл. 1, а механические свойства – в табл. 2.

На заводе "Днепроспецсталь" была выполнена опытная плавка стали НН3Ф, разлитая в девять слитков массой 7,8 и 2,8 т. Дальнейшему переделу они подверглись на заводе "Большевик".

Для оценки технологической пластичности при горячей деформации проведена опытная ковка двух слитков массой 7,8 т. Нагрев слитков осуществлялся по инструкции нагрева для слитков из стали НН3Б. Ковку проводили на прессе силой 20 МН. Уже первые выносы показали, что сталь НН3Ф обладает пони-

1. Химический состав, % мас., сталей типа НН3Б

Марка стали (условное обозначение)	C	Cr	Ni	Mn	N	Si	S	P	V	Nb + Ta
	не более					не более				
0Х18Н5Г12АБ (НН3Б)	0,08	18...19,5	4,5...5,5	11,5...13,5	0,45...0,52	0,8	0,03	0,045	0,20...0,35	0,8...1,1
0Х18Н4Г11АФ (НН3Ф)	0,08	18...19,5	4,0...5,0	10,0...12,5	0,48...0,55	0,8	0,03	0,045	0,9...1,2	–
0Х18Н5Г11БАФ (НН3БФ)	0,08	18...19,5	4,5...5,5	10,0...12,5	0,48...0,55	0,8	0,03	0,045	0,9...1,2	0,2...0,4
25Х17Г15Н4АФ2 (Н-2)	0,23...0,3	16...18	3,5...4,5	14...16	0,25...0,37	1,0	0,03	0,05	1,2...1,8	–

2. Механические свойства сталей типа НН3Б

Условное обозначение стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5, %	Ударная вязкость, кДж/м^2
	не менее			
НН3Б	700	450	25	600
НН3Ф	800	550	22	500
НН3БФ	800	550	22	500
Н-2 (закаленное состояние)	850	550	35	1200
Н-2 (дисперсионно-упрочненное состояние)	1100	800	15	350

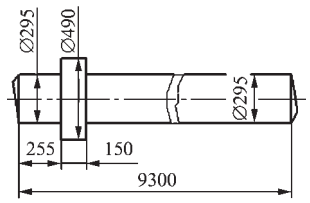
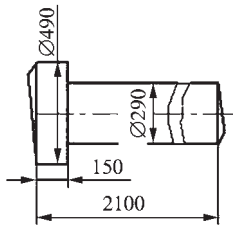
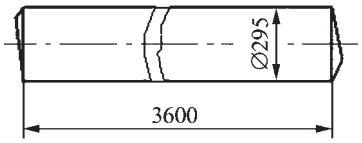
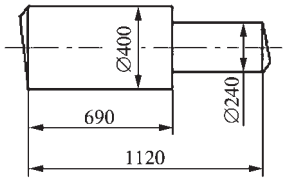
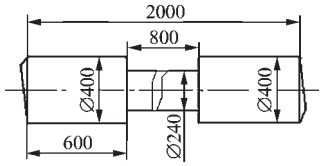
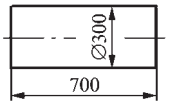
женной пластичностью при данных температурах, о чем свидетельствовало растрескивание поверхности слитков, особенно заметное под кромками бойков. Количество трещин превышало обычно наблюдаемое при выполнении аналогичных операций на слитках из стали НН3Б.

Для улучшения деформируемости после второго выноса температура подогрева была повышена до 1240 °С. Однако это не предотвратило растрескивание металла в целом. В результате слиток № 1 сняли с ковки после четвертого выноса. Слиток № 2 после многократных вырубок трещин по всей длине поковки, проводившихся после каждого выноса, был откован на заданные размеры. При этом сделано 22 выноса вместо 8, предусмотренных технологией. После охлаждения на поковке наблюдалось очень большое количество трещин протяженностью 120...150 мм. Учитывая полученный опыт, температура нагрева слитков и поковок из стали НН3Ф была повышена до 1250...1260 °С.

Оставшиеся два слитка массой 7,8 т, а также слитки массой 2,8 т ковались на заготовки, полностью или частично имитирующие заготовки гребных валов (табл. 3).

Поковки из слитков массой 2,8 т изготовляли с осадкой. В ходе ковки также исследовали влияние режима обжатий на деформируемость.

3. Типы исследуемых поковок

Тип поковки	Масса слитка, т	Эскиз поковки
I	7,8 (заготовка гребного вала)	
II	2,8	
III	2,8	
IV	2,8	
V	7,8	
VI	2,8	

Сделали следующие выводы:

1. Температура нагрева слитка из стали НН3Ф составляет 1250...1260 °С;

2. Кузнечные слитки массой 2,8 т обладают лучшей деформируемостью по сравнению с длинномерными слитками массой 7,8 т;

3. Обжатие при ковке слитков массой 2,8 т может быть увеличено до 40 мм против 20 мм у слитков массой 7,8 т.

Важно отметить, что сталь НН3Ф по способности к горячей пластической деформации уступает стали НН3Б.

Изучение целесообразности корректировки химического состава стали НН3Б позволило установить, что при высоких пластических свойствах опытные марки сталей не обеспечивают заданных значений предела текучести ($\sigma_{0,2} \geq 450$ МПа).

В связи с изложенным выше необходимо совершенствование технологии изготовления гребных валов из стали НН3Б.

Определение пути развития технологии. Анализ существующей технологии показал, что одной из главных причин брака является комплекс факторов, связанных с использованием слитков массой 7,8 т, т.е. возникла потребность разработки технологии изготовления заготовок гребных валов из слитков меньшей массы при тех же габаритных размерах.

Такую возможность можно реализовать при использовании сварочных технологий [1], которые позволяют изготовлять даже самые крупные валы из слитков массой не более 2,8...5,8 т. При этом возможно формировать фланцы осадкой, что очень важно для проработки структуры и обеспечения необходимых свойств. Преимуществами таких слитков являются их меньшая загрязненность неметаллическими включениями и большая однородность металла в целом.

Для проведения предварительных экспериментов одна из поковок гребного вала, прошедшая термическую обработку по принятой технологии и обладающая удовлетворительными механическими свойствами, была разрезана на заготовки под сварку размерами ∅245/∅65×150 мм (внешний диаметр/внутренний диаметр × длина образца).

Для экспериментального исследования применяли автоматическую сварку под слоем флюса с использованием различных присадочных материалов: проволоки 08Х21Н6С2АТ и флюса 48-ОФ-6; проволоки 0Х19Н10Г2Б и флюса 48-ОФ-17; проволоки 08Х21Н6С2АТ и смеси аргона (80 %) и углекислого газа (20 %).

При сварке проволокой 0Х19Н10Г2Б под флюсом 48-ОФ-17 наблюдали большое количество горячих трещин, а при использовании проволоки 08Х21Н6С2АТ и смеси газов – активное парообразование. Используя проволоку 08Х21Н6С2АТ и флюс 48-ОФ-6, сварка проходила устойчиво, горячих и холодных трещин не наблюдалось, парообразование отсутствовало.

После сварки заготовки были термообработаны по режиму, принятому для стали НН3Б. Их качество оценивали при следующих испытаниях:

1) механических – металла шва, зоны сплавления и зоны термического влияния;

2) усталостных – изгиб с вращением;

3) на склонность к *межкристаллитной коррозии* (МКК);

4) оценке магнитных характеристик металла шва;

5) выборе метода контроля сварных соединений.

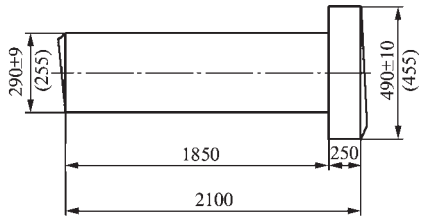
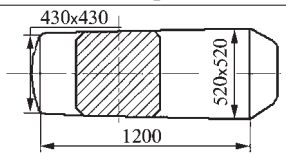
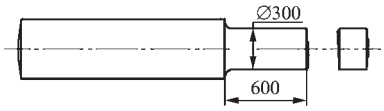
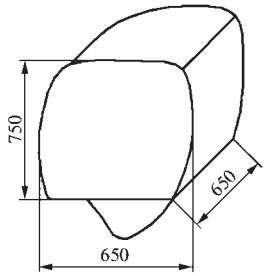
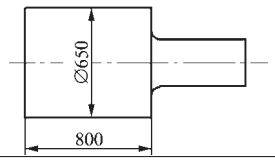
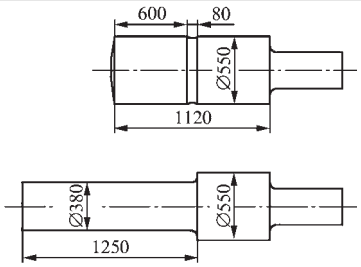
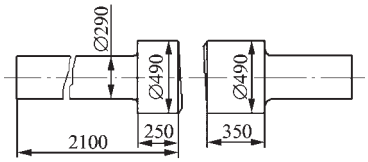
Результаты механических испытаний приведены в табл. 4. Испытания на склонность к МКК проводили по ГОСТ 6032–79. Получили, что металл шва, а также металл линии сплавления и зоны термического влияния не чувствителен к МКК.

Таким образом, сварное соединение не только равнопрочно основному металлу, но также значительно превосходит его по пластичности и сопротивляемости хрупкому разрушению.

4. Механические свойства металла опытного сварного образца

Объект испытаний	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_5	ψ	Ударная вязкость, кДж/м^2, при температуре, °С			
	МПа		%		+ 20	– 40	+ 20	– 40
					продольные образцы		тангенциальные образцы	
Сварной шов	451	721	43	63	2400	1200	1500	1060
	475	738	50,7	67	2420	1500	1720	1100
Линия сплавления	462	729	33,4	61,2	1150	760	850	440
	490	757	35,4	63,3	1400	940	860	850
Зона термического влияния	450	727	32,6	62,4	1150	1020	950	780
	477	739	35,2	63,9	1360	1080	1000	940
Требования к стали НН3Б по нормативной документации	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_5	ψ	Ударная вязкость, кДж/м^2, при температуре, °С			
	МПа		%		+ 20	– 40	+ 20	– 40
					продольные образцы		тангенциальные образцы	
	не менее							
	450	700	25	–	600	–	–	–

5. Технология ковки фланцевой части вала стали НН3Б из слитка массой 2,8 т

Технологический процесс №.....			
Вал (чертеж №.....)			
Масса слитка, кг	2800		
Масса поковки, кг	1400		
Марка стали	НН3Б, НН3Ф		
Вынос	Содержание переходов	Эскизы переходов	Температура, °С
–	Нагрев слитка массой 2800 кг по инструкции № ...		1200...950
1	Заделать цапфу и отрубить излишек прибыли		
2	Осадить до высоты 750 мм (с крышкой)		
3	Протянуть заготовку на ∅ 650 мм		
4	1. Протянуть на ∅ 550 мм. 2. Пережать пережимкой ∅ 80 мм. 3. Оттянуть низ на ∅ 380 мм.		
5	1. Протянуть в меру. 2. Отрубить низ и одну поковку. 3. Отделать		

По результатам экспериментов принято положительное решение о проведении дальнейших работ.

Требовалось определить месторасположение сварного шва: во-первых, он должен располагаться в зоне наиболее низких напряжений, во-вторых, его необходимо расположить так, чтобы фланцевую часть возможно было отковать из слитка массой 2,8 т. В результате выполненных разработок место сварки было выбрано отстоящим на расстоянии 2100 мм от фланца.

Технологию производства сварных валов отрабатывали при изготовлении одной натурной заготовки вала и четырех крупногабаритных проб. При этом использовали слитки массой 2,8 и 5,7 т.

Фланцевая часть откована из слитка массой 2,8 т по технологии, представленной в табл. 5 с применением осадки, а ковка слитка массой 5,7 т происходила по стандартной технологии. Ковка ввиду практически полного отсутствия трещинообразования не потребовала выносов, не предусмотренных технологией. Для изготовления крупногабаритных сварных проб были откованы восемь специальных заготовок длиной 350 мм каждая. Кроме этого, для оценки влияния осадки на макроструктуру и прозвучиваемость при ультразвуковом контроле проведена ковка фланцевой части из слитка массой 2,8 т без ее проведения.

После термической обработки, предварительной механической обработки, глубокого сверления отверстия диаметром 60 мм и подготовки кромок была осуществлена сварка под слоем флюса 48-ОФ-6 проволокой 08Х20Н6С2АТ с помощью автомата АДС-1000-2 на специальном стенде с вращателем. Ультразвуковой контроль не выявил в сварном шве ни поверхностных, ни внутренних дефектов.

Для изучения равномерности структуры и механических свойств сварной вал разрезали на заготовки и темплеты в соответствии с рисунком. В табл. 6 приведены результаты механических испытаний образцов, вырезанных из различных участков вала.

Полученные результаты свидетельствуют о высокой равномерности механических свойств по всей длине вала, включая зону вблизи фланца, а также сварной шов.

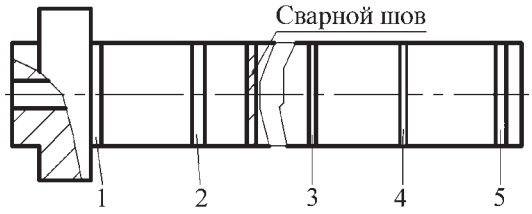


Схема вырезки образцов из сварного вала

Анализ макроструктуры темплетов, вырезанных из различных участков вала, показал, что сварной вал обладает равномерной структурой по всей длине. Изучение микроструктуры на нетравленых и травленых шлифах подтвердило достаточно высокое металлургическое качество металла вала: поры отсутствуют, размер зерна близок к баллу 4 по шкале ASTM, количество неметаллических включений не превышает балл 1 по ГОСТ 1778–70.

Долговечность сварных и цельнокованых образцов при всех условиях нагрузки одинакова (предел усталости, определенный на базе $10 \cdot 10^7$ циклов, составил 100 МПа). Сварные заготовки гребных валов обладают высокой равномерностью свойств, отсутствием

6. Механические свойства металла темплетов, вырезанных по длине вала

Место вырезки образцов (рисунок)	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	Ударная вязкость, кДж/м^2
	МПа		%		
Непосредственно у фланца № 1	820 830	485 495	39,5 40,5	46,0 51,0	1150 1180
№ 2	810 820	495 500	36,5 37,5	46,0 48,0	1100 1170
Сварной шов	750 770	485 510	39,0 39,5	46,5 51,0	1530 1800
№ 3	790 800	490 510	35,0 36,0	48,0 49,0	1150 1200
№ 4	810 820	520 540	36,5 39,5	51,0 53,0	1100 1350
№ 5	790 820	520 530	37,5 38,0	50,0 51,0	1110 1250
Требования нормативной документации	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	Ударная вязкость, кДж/м^2
	МПа		%		
	не менее				
	700	450	25	–	600

зон пропадания донного сигнала и обеспечивают следующий уровень свойств по всей длине поковки:

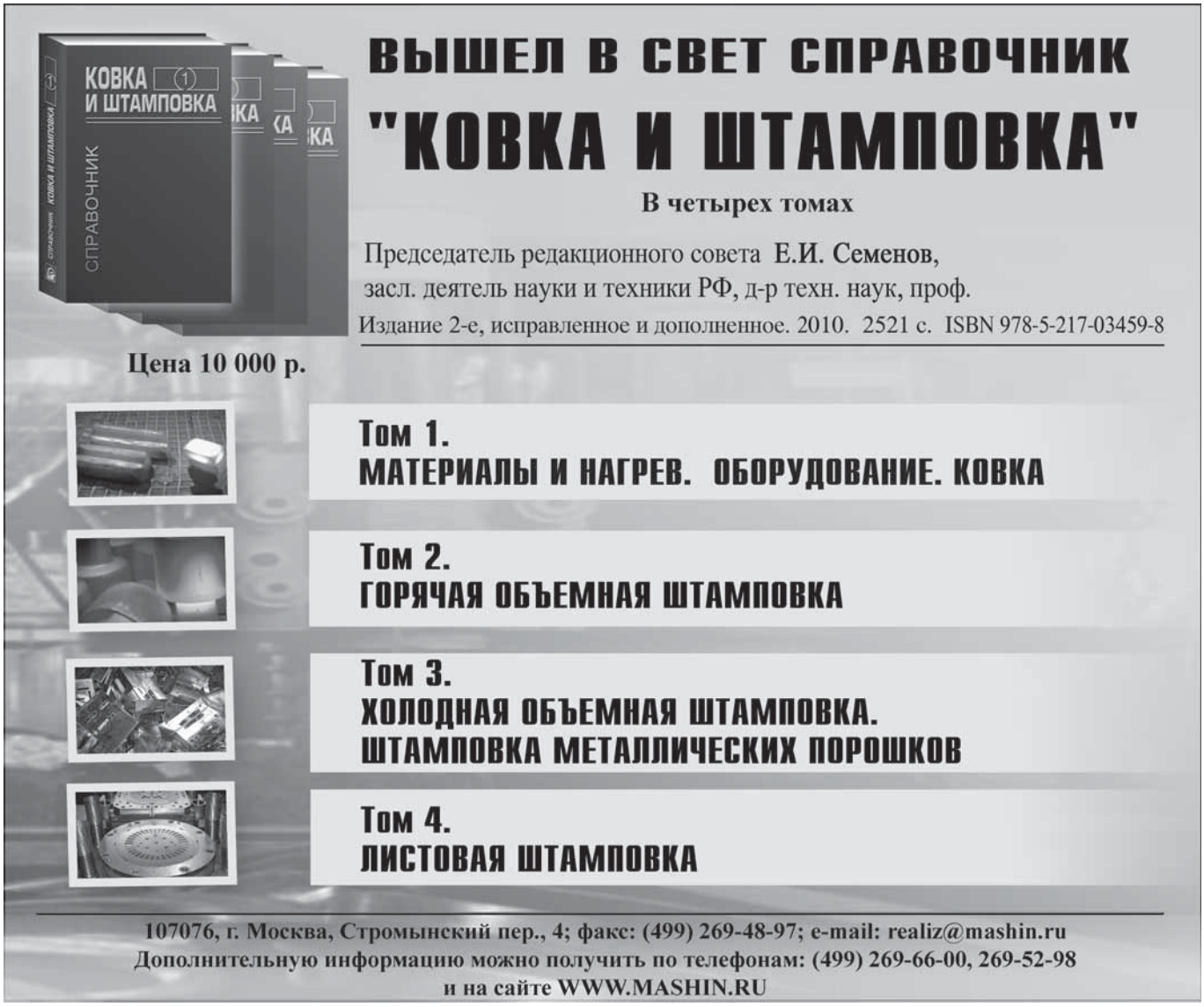
– предел текучести, МПа, не менее 450
– предел прочности, МПа, не менее 700
– относительное удлинение, %, не менее . . . 25
– ударная вязкость, кДж/м^2, не менее 600
– магнитная проницаемость, Гс/Э, не более:
основного металла 1,01
шва 5

Заключение. Оптимальным решением проблемы, возникшей при производстве поковок гребных валов из стали НН3Б, является совершенствование технологии, состоящее в переходе к изготовлению сварных валов. Новая технология позволяет перейти к производству достаточно крупных валов из слитков массой 2,8 и 5,7 т. При этом открывается возможность изготовления валов с осадкой слитков, что исключительно важно для обеспечения должной проработки структуры валов в зоне фланцев и обеспечения свойств по всей длине.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Атрошенко А.П., Федоров В.И.** Металлосберегающие технологии кузнечно-штамповочного производства. Л.: Машиностроение, 1990. 279 с.

Владимир Андронникович Назарьян, канд. техн. наук;
Георгий Николаевич Кулик, канд. техн. наук,
kulik.georgnik@rambler.ru



УДК 621.762.001

В.М. Воробьёв *(ООО "МНТЦ Аверт", г. Москва)*

Разработка схем и конструкций многоразъемных штампов для производства точных заготовок с отростками

Изложены материалы по разработке и исследованию схем и конструкций многоразъемных штампов неразборных (бандажированных) и разборных, после формоизменения в которых штамповые вставки извлекаются из межлопаточных каналов.

Article recounts information about research and development of schemes and structures of the multisectional dies, non-dismountable (tyre supported) and dismountable wheels after forming. Extruding insertions are being pulled from interblade channels.

Ключевые слова: штамп многоразъемный, разборный, неразборный; точные заготовки рабочих колес лопаточных машин; турбоагрегаты; центробежные насосы.

Keywords: multisectional, dismountable, non-dismountable die; precise blanks of wheels blade machines; turbine-driven sets; centrifugal pumps.

Цель работы – создание схем и конструкций многоразъемных штампов, обеспечивающих изготовление точных штампованных заготовок типа "диск вместе с лопатками" с готовыми после формоизменения функциональными поверхностями. Испытать их работоспособность и внедрить в производство.

Согласно классификации многоразъемные штампы можно разделить на два типа: неразборные и разборные после формоизменения.

Во всех штампах применяются формоизменяющие элементы (штамповые вставки), образующие профиль канала в процессе деформирования.

Многоразъемные штампы состоят из двух частей: верхней части, подвижной относительно рамы молота и относительно неподвижной нижней части.

На рис. 1 приведен многоразъемный неразборный штамп.

Все детали штампа выполняются из инструментальных сталей 5ХНВ, 5ХНГ, детали *5*, *8* из стали 3Х2В8, крепеж из стали 30ХГСА (таблица).

Сборка составной матрицы осуществляется следующим образом: контейнер *9* нагревается до 650...700 °С; штамповые вставки в кольце охлаждаются в жидком азоте; после чего набор вставок вставляется в контейнер и обеспечивает определенную силу сжатия.

Установлено, что оптимальная сила сжатия контейнера на штамповке вставки составляет 0,3 мм на каждые 100 мм внутреннего диаметра контейнера.

Многоразъемные (разборные) штампы (конструкции) – это штампы (конструкции), которые могут быть собраны (разобраны) из многих элементов в компактную, напряженную, не изменяемую в процессе силового нагружения конструкцию (форму), минуя промежуточные сборно-монтажные операции во вре-

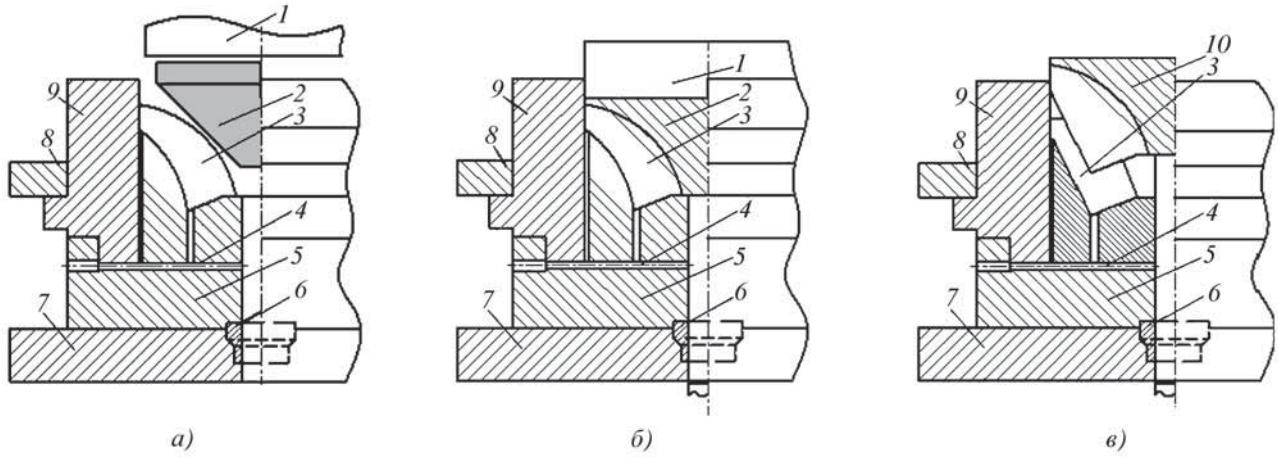


Рис. 1. Схема многоразъемного неразборного штампа:
а – исходное состояние; *б* – сомкнутое (рабочее) состояние; *в* – без поковки;
1 – пуансон; *2* – заготовка; *3* – штамповая вставка; *4* – система удаления воздуха; *5* – нижняя плита; *6* – центрирующая втулка; *7* – подштамповая плита; *8* – прижимное кольцо; *9* – контейнер; *10* – поковка

Детали штампов, их марки сталей и режимы термообработки

Детали	Материал	Температура, °С		Твердость HRC
		закалка	отпуск	
Пуансоны	5ХНВ 5ХНТ ЭИ956 3Х2В8	890...950	780...810	59...61
Матрицы	5ХНВ 5ХНТ ЭИ956	890...950	780...810	57...60
Вставки	5ХНВ 5ХНТ ЭИ956 3Х2В8	890...950	780...810	58...61
Толкатели	ЭИ956 3Х2В8	870...840	760...800	55...57
Плиты	5ХНВ 5ХНТ 30ХГСА	780...830	740...780	48...50
Крепеж	30ХГСА	760...840	740...780	40...44

мя штамповки. Применение многоразъемных (сборных) конструкций в кузнечно-штамповочном производстве является более предпочтительным по сравнению с другими решениями (традиционными конструкциями).

На рис. 2 приведен многоразъемный разборный штамп.

Работа штампа заключается в следующем: первый этап – в собранный штамп (рис. 2, *а*) помещается нагретая заготовка *14*; второй этап – формоизменение (рис. 2, *б*); третий этап – разборка штампа (рис. 2, *в*) и удаление штамповых вставок из межлопаточных каналов.

Таким образом, из неразборного в процессе деформации соединения (рис. 2, *б*) после поднятия верхней плиты (рис. 2, *в*) и извлечения вставок *6* становится возможным извлечь поковку *15* из штампа [1].

Детали *2*, *3*, *11*, *12*, *13* выполнены из стали 45, остальные детали – из стали 5ХНВ или 5ХНТ.

При этом возникает ряд инженерных проблем, среди которых можно выделить: необходимость высокой степени собираемости (взаимозаменяемости), учета сил раскрытия, надежности механизма сжатия (силового замыкания или размыкания), строгую регламентацию сборки соединений (узловых), допусков, жесткости и динамических характеристик.

Решению этих проблем и должен способствовать предлагаемый в работе подход, позволяющий оценить разбираемость, компактность и служебные качества данного проектного решения.

Исходя из схем штампов и их элементарного анализа систем, деталей, показанных на рис. 1 и 2, из которых собираются конструкции штампов, а также способа их установки и способа (характера) сборки элементов, предложено рассматривать в качестве основных четыре варианта многоразъемных конструкций штампов.

На рис. 1 и 2 представлены конструкции штампа для колес вентилятора и турбины соответственно.

Существует четыре варианта многоразъемных конструкций.

Вариант 1 сводится к цельной, многоэлементной конструкции, использующей как связь обойму для фиксации всех элементов.

В варианте 2 конструкции, приводящие в движение устройство разъема штампа, конструктивно связаны так, что разъем элементов производится с помощью бабы молота.

Для варианта 3 характерным является последовательная (по одному) установка вкладышей (составных элементов конструкции).

Вариант 4 подобен третьему, за исключением того, что последовательный разъем штампа осуществляется одним внешним приводом.

Следует отметить, что в качестве средства разъема можно применять целый ряд устройств: от гидроподъемников, бабы молота, пневмоприводов до сжатых пружин.

Остается установить, по каким критериям необходимо оценивать разборку, компактность, сборку и строительные качества конструкций из разборных элементов.

Оценка разбираемости данной конструкции производится с помощью показателя разбираемости Δ, кото-

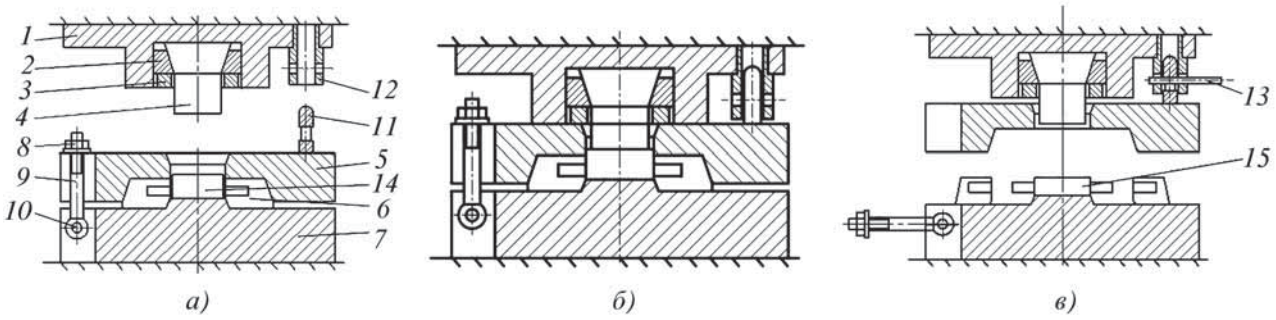


Рис. 2. Схема многоразъемного разборного штампа:
1 – пуансонодержатель; *2*, *3* – крепеж пуансона; *4* – пуансон; *5* – верхняя плита; *6* – штамповая вставка; *7* – нижняя плита; *8*, *9*, *10* – стягивающее устройство матрицы; *11*, *12*, *13* – устройство разъема матрицы; *14* – заготовка; *15* – поковка колеса с лопатками

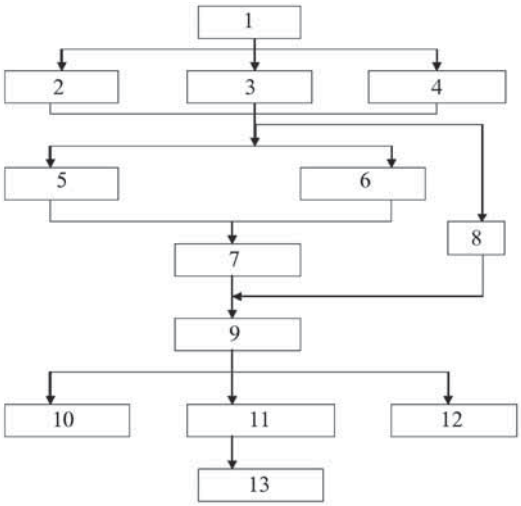


Рис. 3. Последовательность проектирования штампа с помощью ЭВМ:
1 – чертеж детали (исходные данные);
2 – форма и размеры колеса (поковки);
3 – параметры процесса штамповки;
4 – размеры вставок и штампа;
5 – расчет полей напряжений в штампе;
6 – расчет полей температур в штампе;
7 – расчет локальных упругих деформаций в штампе;
8 – расчет объемной усадки в штампе;
9 – расчет уточненных размеров лопаток турбоколеса и дисковой части;
10 – расчет объема заготовки и формы и размеров предварительной заготовки;
11 – расчет исполнительных размеров каналов штампа по уточненной методике;
12 – определение энергосиловых параметров формоизменения и локальных напряжений в штампе;
13 – данные об электроде для обработки каналов во вставках (ручьях) штампа

рый равен произведению показателей собираемости Δ_i основных структурных элементов (вкладышей).

Анализ данных показал, что:

1) использование варианта соединения разборных конструкций штампов приводит к низкому показателю раскрытия при нагрузке;

2) показатель раскрываемости может быть значительно увеличен за счет сжатия стержневых конструкций;

3) эффективное применение болтовых соединений гидравлики, пружин и т.д. в большей степени способствует увеличению показателя жесткости соединения.

Компактность конструкции также можно характеризовать показателем, связанным с возможностью свернуть (собрать) конструкцию в портативную форму, объем которой будет зависеть от формы и размеров колеса и элементов штампа от монтажных габаритных размеров штампов.

Оценка монтажных качеств многоразъемных конструкций связана с наличием большого числа соединений. Преимущество таких соединений – отсутствие в стыках вкладышей моментов раскрытия.

Однако это может привести при большом числе стыков к недопустимо низкой жесткости всего штампа. Этот недостаток обычно можно устранить, если часть узловых соединений (часть вкладышей в группы) жестко сцепить за счет распределения зазоров. Для этого выбираются те узлы и детали, которые под нагрузкой имеют большие прогибы.

Другим показателем монтажных строительных качеств конструкций штампов является характеристика демпфирования, что также связано с конструкцией узловых соединений (Доренбос Ф.У., Палсулич Дж.М. Пневмомеханическая высокоскоростная штамповка // Высокоскоростное деформирование штампов. М.: Машиностроение, 1966.).

Дальнейшее развитие системного подхода при проектировании разъемных конструкций штампов должно предусматривать создание математического обеспечения для выбора оптимальных топологических вариантов конструкции с использованием в качестве критериев оптимальности показатели: собираемости, компактности и монтажных качеств.

Анализ проводится в несколько этапов, на первом этапе исследований осуществляется оценка величин давлений.

Результаты численного анализа по отобранным вариантам показали, что, во-первых, для колеса с прямыми лопатками входные радиусы более 2 мм применять нерационально; во-вторых, уклоны должны составлять 2...3°; в-третьих, необходим воздухоотвод.

Основным содержанием второго этапа исследований является параметрическая оптимизация штампов для изготовления колес. В качестве параметров оптимизации выбраны: степень деформации, давление, соотношение размеров и т.д.

При этом оказалось, что увеличение скорости не всегда обеспечивает повышение удельного давления, удельной энергии.

Практическая реализация программы создания технологии изготовления цельноштампованных рабочих колес турбин, в которой принимали участие ОКБ-19 (НПО "Наука"), вызвала необходимость разработки системного подхода, который мог бы позволить оценить разборность (сборность) конструкции штампа, ее габаритные размеры (компактность), а также ее прочностные (жесткостные), кинематические и динамические свойства в целях оптимизации проектных решений с применением ЭВМ (рис. 3).

Заключение

Разработаны опытно-промышленные схемы и конструкции многоразъемных штампов, позволяющие изготовлять точные заготовки рабочих колес лопаточных машин в производственных условиях с минимальной механической обработкой и высокими значениями КИМ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воробьёв В.М.** Формоизменение сложных поковок с развитой поверхностью // Тяжелое машиностроение. 1998. № 2.

Владимир Михайлович Воробьёв, канд. техн. наук,
avert_msk@mail.ru

УДК 621.771

Ю.Г. Галкин, А.А. Боровик, Н.А. Целиков, Н.Т. Богданов
(ОАО АХК "ВНИИМЕТМАШ им. академика А.И. Целикова")

Новый универсальный стан холодной прокатки труб с расширенными технологическими возможностями

Описан новый универсальный стан холодной прокатки труб, предусматривающий возможность установки роликовой или валковой клетей.

New universal cold pipe rolling mill providing possibility of installation of roller or rolls stands is considered.

Ключевые слова: стан холодной прокатки труб; роликовая клеть; валковая клеть; прокатка.

Keywords: cold pipe rolling mill; roller working stand; rolls working stand; rolling.

Высококачественные трубы, полученные методом холодной периодической прокатки, широко востребованы в атомной и энергетической промышленности, авиационно-космическом машиностроении, судостроении, химическом машиностроении и в других отраслях техники.

Исходным материалом для прокатки служат трубные заготовки из углеродистых и легированных сталей, из различных сплавов циркония и титана, а также из цветных металлов и сплавов с временным сопротивлением разрыву до 1000 МПа.

Существует два способа холодной периодической прокатки труб: роликами (на станах ХПТР) и валками (на станах ХПТ).

На стане ХПТР с роликовой рабочей клетью прокатка труб-заготовок происходит роликами на цилиндрической оправке. Ролики имеют постоянный профиль ручья, равный радиусу готовой трубы. Схождение-расхождение роликов определяется калибровочными планками, на которые ролики опираются своими цапфами.

Роликовый процесс обеспечивает получение особотонкостенных и тонкостенных труб с высокой точностью геометрических размеров благодаря: малому диаметру роликов, относительно небольшому скольжению прокатываемого металла о рабочие ролики вследствие трехроликовой схемы деформации, жесткому корпусу (выполненному в виде толстостенной втулки) и высокому качеству изготовления роликов и оправки, которое достигается за счет простой конструкции последних.

На стане ХПТ с валковой рабочей клетью прокатка осуществляется калибрами, имеющими переменный профиль ручья (от радиуса заготовки до значения радиуса готовой трубы), на конической оправке. Валковая клеть предназначена для получения холоднодеформированных труб с более высокой производительностью, чем на роликовой клети, благодаря "закрытому" калибру, обеспечивающему высокую степень деформации трубы за один ход клети.

В ряде случаев заказчику требуется возможность получения труб как на валковой, так и на роликовой клети, что подразумевает приобретение двух типов станов. Для таких целей ОАО АХК "ВНИИМЕТМАШ им. академика А.И. Целикова" (далее ВНИИМЕТМАШ) сконструирован и изготовлен новый универсальный стан холодной прокатки труб (рис. 1), который предусматривает возможность смены роликовой рабочей

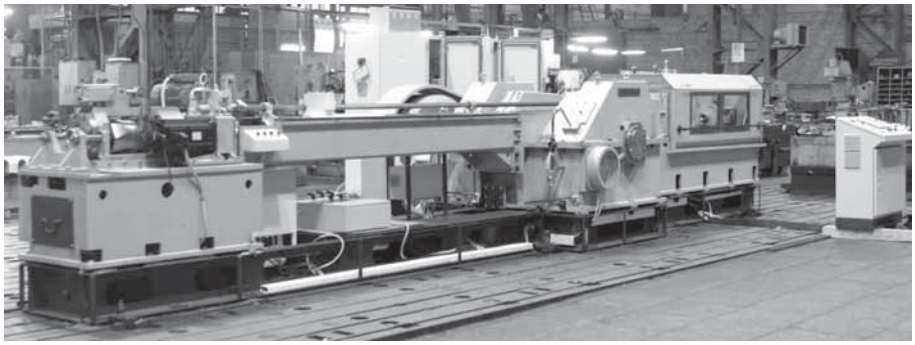


Рис. 1. Новый универсальный стан холодной прокатки труб

а) *б)*

Рис. 2. Роликовая (*а*) и валковая (*б*) рабочая клеть нового универсального стана холодной прокатки труб

клети на валковую и обратно. В этом случае изначально экономится площадь под установку оборудования и финансовые вложения на его приобретение по сравнению с приобретением двух типов станов.

При разработке нового стана были учтены результаты, полученные при наладке и эксплуатации серии станов холодной прокатки труб, которые ВНИИМЕТМАШ сконструировал и поставил в Японию, Китай, Южную Корею, Украину. На рис. 2 показаны роликовая рабочая клеть и сменная валковая рабочая клеть нового универсального стана.

Универсальность стана достигнута благодаря одинаковым конструкциям и размерам направляющих клетей, а также способу крепления проушин клетей с шатунами приводного механизма. Длина хода валковой рабочей клети принята равной длине хода корпуса роликовой клети. Применимость этой длины хода к валковой рабочей клети обусловливается двумя факторами:

• допустимыми углами разворота калибра, которые составляют не более 300°, что является оптимальным. Угол разворота калибра зависит от его наружного диаметра (выбирается исходя из прочностных характеристик) и от диаметра начальной окружности ведущих шестерен. Для благоприятного процесса прокатки прокатываемые трубы разбивают на диапазоны, каждому из которых соответствует свой диаметр ведущей шестерни;

• допустимой средней конусностью рабочего конуса деформации, которая должна находиться в интервале 0,02...0,005.

Одним из основных преимуществ нового стана является его компактность. Принята следующая компоновка стана, при которой приводной механизм расположен перед рабочей клетью, а не за ней, как это выполнено в предыдущих станах ВНИИМЕТМАШ. При этом между шатунами приводного механизма предусмотрены направляющие для подхода патрона подачи к рабочей клети, что позволило сократить длину стана. Для сокращения ширины стана электродвигатель главного привода размещен в приямке под опорной рамой стана.

Приводной механизм выполнен с такой компоновкой зубчатых передач, которая позволила обеспечить относительно небольшое расстояние между шатунами, приемлемое для валковой и роликовой клетей с учетом усиления мощности, передаваемой приводным механизмом. Кроме того, зубчатая передача изолирована от шатунов, что исключает смешивание *смазочно-охлаждающей жидкости* (СОЖ) со смазкой зубчатых передач и не требует наличия громоздких защитных уплотнений на шатунах. Станина под рабочую линию является общей для приводного механизма и рабочей клети, что обеспечивает жесткую связь между ними.

Применение серводвигателей для подачи и поворота трубы-заготовки на станах холодной прокатки труб расширило их технологические возможности. Во-первых, появилась возможность задавать более точные величины подачи и угла поворота трубы-заготовки; во-вторых, использование серводвигателей позволяет применять на выбор один из нескольких вариантов осуществления подачи и поворота трубы-заготовки в зависимости от положения рабочей клети.

При прокатке на универсальном стане с роликовой клетью применен вариант, когда подача и поворот осуществляются одновременно в *крайнем заднем положении* (КЗП) клети, что для роликового процесса вполне приемлемо, учитывая малую степень деформации.

При установке валковой клети используется вариант, когда подача происходит в КЗП клети, а поворот в *крайнем переднем положении* (КПП), такой вариант позволяет более правильно распределить работу деформации между прямым и обратным ходом рабочей клети. Вариант с двойным поворотом (в обоих крайних положениях клети) и подачей в КЗП способствует резкому снижению осевых сил при прокатке. Калибровка рабочего инструмента должна учитывать выбранный вариант подачи и поворота.

В момент прокатки на станах холодной прокатки труб в очаге деформации возникают осевые силы, переменные по величине и направлению при прямом и обратном ходах роликов (калибров). Сведение к минимуму осевых сил достигается соотношением окружной и поступательной скоростей роликов (калибров). На валковых станах это соотношение задается радиусом начальной окружности ведущей шестерни, а на роликовых станах – отношением плеч рычажной системы и радиусом цапфы ролика. Однако полное устранение осевых сил невозможно.

Чтобы исключить негативное влияние осевых сил на работу серводвигателя подачи (именно на него приходят осевые нагрузки через винт подачи), на стане предусмотрена опора винта подачи с упорными подшипниками. Опора расположена перед серводвигателем и полностью гасит в себе осевые нагрузки.

Серводвигатели также чувствительны к повышенным вибрациям, возникающим в зубчатых передачах. Для обеспечения плавности работы зубчатые передачи выполнены с уменьшенным гарантированным боковым зазором. Для напрессовки шестерен на вал серводвигателя используют набор зажимных колец, которые обеспечивают надежную передачу крутящего момента и при необходимости – беспрепятственный их съем.

Система подачи СОЖ в рабочую клеть и смазочная система приводного механизма расположены в маслоподвале под станом, что экономит занимаемую станом площадь. Системы управляются с пульта, на который также выводятся сигналы аварийного положения.

Со станом поставляется индукционная установка для смены калибров, которая позволяет, не искажая посадочные поверхности на валах, распрессовывать и запрессовывать калибры при переходе на другой маршрут прокатки, а также при его смене в связи с изношенностью.

Для смены роликовой клети на валковую необходимо: отсоединить шланги подачи СОЖ, снять рычажную систему, освободить проушины клети от шатунов, переместить клеть вперед, совместив направляющие клети с пазами в станине, и извлечь ее краном наверх через эти пазы.

При установке валковой клети необходимо: смонтировать узел реек, установить клеть через пазы в станине, переместить клеть назад, соединить проушины клети к шатунам и подсоединить шланги подачи СОЖ.

Соединение проушин роликовой клети с шатунами происходит с внешней стороны, а валковой – с внутренней.

В настоящее время во ВНИИМЕТМАШе продолжаются работы по дальнейшему совершенствованию станов холодной прокатки труб в направлении снижения маховых масс механизмов, сведения к минимуму осевых нагрузок, обеспечения контроля за аварийным положением, проводится анализ прочностных характеристик силовых рам и станин методом конечно-элементного комплекса на ПЭВМ, совершенствуется калибровка технологического инструмента. Такие мероприятия обеспечат бесперебойную работу станов, что в дальнейшем повысит их конкурентоспособность на международном рынке.

Юрий Геннадьевич Галкин, инженер-конструктор 1-й категории;
Александр Александрович Боровик, ведущий науч. сотрудник, borovikaa@mail.ru;
Николай Александрович Целиков, канд. техн. наук;
Николай Трофимович Богданов, канд. техн. наук

ЭНЦИКЛОПЕДИЯ “МАШИНОСТРОЕНИЕ”
ТОМ II-1. "ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. ИСПЫТАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ".

Под общ. ред. **Е.И. Мамаевой**

Цена 2000 р.

2010. – 852 с. ISBN 978-5-217-03469-7

Приведены методы и средства определения химического состава и исследования структуры металлических материалов, методы и средства испытаний для определения основных физико-механических свойств при различных видах нагружения, характеристик малоцикловой усталости, многоцикловой усталости, термической прочности, коррозионно-механической прочности и трещиностойкости. Рассмотрено строение изломов при разных видах нагружения и в условиях длительного воздействия статистических нагрузок.

Для специалистов и инженерно-технических работников промышленности.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.785.369

С.А. Зинченко *(ОАО "Ижсталь", г. Ижевск),*
Л.В. Тарасенко, И.А. Пантелеев *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Термоциклический отжиг полуфабрикатов из быстрорежущих сталей

Рассмотрено влияние экспериментальных режимов термоциклического отжига (ТЦО) на однородность распределения и дисперсность карбидных фаз в полуфабрикатах из быстрорежущей стали Р6М5. Разработаны промышленные режимы ТЦО полуфабрикатов из сталей Р6М5 и Р6М5К5. Проведено сравнение влияния ТЦО и изотермического отжига на состав и структуру карбидной фазы и равномерность распределения микротвердости по сечению прутков.

The influence of experimental regimes of thermocyclic annealing on the distribution and dispersion of carbide phases in the semi-finished products from high-speed steel R6M5 is considered. Industrial regimes of thermocyclic annealing of semi-finished products from steels R6M5 and R6M5K5 are developed. The comparison of influence of thermocyclic and isothermal annealing on composition and structure of carbide phase and uniformity of distribution of microhardness over the rod's cross section is performed.

Ключевые слова: быстрорежущие стали; термоциклическая обработка; технологическая пластичность; карбидная неоднородность; продольно-винтовая прокатка.

Keywords: high-speed steels; thermocyclic treatment; technological plasticity; carbide heterogeneity; linear-screw rolling.

Инструмент (сверла, фрезы, зенкеры и т.д.) изготовляют из быстрорежущих сталей методом продольно-винтовой прокатки из горячекатаных прутков, предварительно подвергаемых смягчающему отжигу. При этом отжиге неоднородность структуры и фазового состава быстрорежущих сталей существенно уменьшается, но полностью не устраняется.

Карбидная неоднородность для прутков диаметром до 20 мм должна быть в пределах балла 2 по шкале ГОСТ 19265–73. При такой карбидной неоднородности быстрорежущие стали имеют ограниченный запас пластичности и узкий температурный интервал деформируемости. В частности, при изготовлении сверл методом горячей накатки из быстрорежущей стали в ряде случаев могут образовываться разрывы по кромке инструмента (рис. 1). Технологическая пластичность металла при горячей накатке в первую очередь определяется структурным состоянием заготовки, которая формируется в процессе смягчающего отжига.

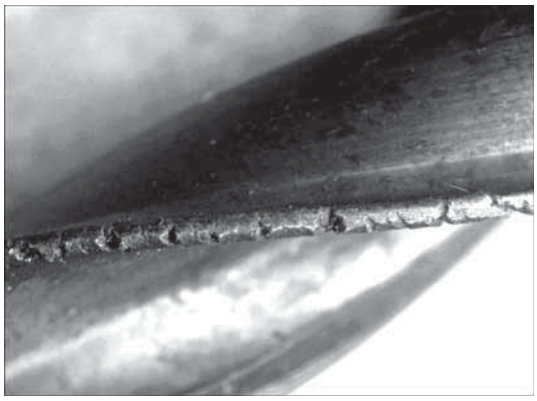


Рис. 1. Разрывы на кромке сверла

На металлургических заводах традиционным является изотермический отжиг в интервале 860...790 °С длительностью 30 ч [1]. Изотермический отжиг быстрорежущих сталей вызывает увеличение размеров первичных и вторичных карбидов, объемной доли более стабильных карбидов и повышение вероятности перегрева, что ведет к снижению показателя выхода годного и отрицательно сказывается на теплостойкости и износостойкости готовых инструментов. Поэтому возникает необходимость изыскания новых, альтернативных методов термической обработки полуфабрикатов быстрорежущих сталей.

Для повышения технологической пластичности необходимо понизить карбидную неоднородность и размер карбидных частиц. Известно, что уменьшение размеров карбидов и их равномерное распределение по объему заготовки благоприятно не только для дальнейшей горячей деформации при изготовлении инструмента, но и для последующей закалки: в случае более мелких карбидов их растворение происходит быстрее и более полно, перегрева структуры не наблюдается [2].

1. Химический состав плавок сталей

Марка стали	Партия проката	Среднее содержание элементов, % мас.												
		W	Mo	Co	V	Cr	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cu	Al
Р6М5	6508	6,06	5,07	0,07	2,03	4,03	0,85	0,26	0,31	0,023	0,006	0,19	0,11	0,01
Р6М5К5	6510	5,84	5,05	4,83	2,02	4,15	0,88	0,31	0,31	0,021	0,013	0,20	0,12	0,003

В настоящее время разрабатывается много качественно новых технологий термообработки стали, основанных на циклической обработке. Первые исследования в этом направлении были начаты еще в 1960-е годы. Принцип термоциклической обработки состоит в периодически повторяющихся нагревах и охлаждениях.

В отличие от стандартных методов *термообработки* (ТО) при термоциклической обработке появляются дополнительные источники воздействия на структуру, свойственные только непрерывному изменению температуры [2, 3]. Основными из них являются полиморфные превращения, градиенты температуры, термические объемные и межфазные напряжения, обусловленные разницей теплофизических характеристик фаз, составляющих структуру стали.

Термоциклическая обработка основана на многократном протекании в сплавах структурных превращений. Так, если при обычных видах изотермического отжига, включающего в себя длительные выдержки, структура характеризуется начальным и конечным состояниями, то при ТЦО структура перед каждым новым циклом разная, что влияет на условия прохождения последующих фазовых превращений, их механизм и кинетику. В результате накопления структурных изменений материал может приобретать структуру, которая не достижима при обычном виде изотермического отжига.

Исключение длительных выдержек и динамизация процессов структурных изменений приводят к "раскачке" системы, выводу ее из неблагоприятных метастабильных состояний и облегчают управление формированием структуры. При этом возрастает вероятность ее оптимального формирования [4].

Цель настоящей работы – исследование влияния температурно-временных параметров смягчающего *термоциклического отжига* (ТЦО) на формирование морфологии и распределение карбидов, разработка на основе результатов исследования режимов термообработки сталей Р6М5 и Р6М5К5, позволяющих получить структуру с высоким запасом пластичности, в частности, при изготовлении инструмента методом продольно-винтовой прокатки.

Исследования состояли из двух основных этапов:

1. Выявление структурных отличий отожженных по изотермическому и трем экспериментальным режимам ТЦО образцов проката быстрорежущей стали Р6М5 для выбора температурно-временных параметров обработки;

2. Апробация разработанных на основе первого этапа исследований экспериментальных промышленных режимов ТЦО на сталях Р6М5 и Р6М5К5.

Были исследованы образцы быстрорежущих сталей Р6М5 и Р6М5К5 в виде горячекатаных прутков диаметром 20 мм. Химический состав сталей указан в табл. 1.

На первом этапе исследований изучены образцы стали Р6М5 в следующих состояниях: горячекатаные (не прошедшие термообработку), после *изотермического отжига* (ИТО) и после ТЦО по трем экспериментальным режимам, указанным на рис. 2. Отжиг образцов проводили в лабораторной муфельной печи МИМП–3П.

На втором этапе исследовали образцы сталей Р6М5 и Р6М5К5 после ИТО и ТЦО по разработанному на основании результатов первого этапа промышленному режиму (рис. 3).

Отжиг образцов второго этапа исследований проводили в промышленной газовой камерной печи, оснащенной скоростными горелками с автоматизированным управлением, обеспечивающим их работу в импульсном режиме по заданной программе. Каждая горелка оснащена устройствами для розжига и контроля пламени на базе приборов фирмы Dungs. Печи также оснащены системой подачи охлаждающего воздуха. Масса садок составляла 1,68 т стали Р6М5 и 1,37 т стали Р6М5К5.

Применены следующие методы исследований:

• изучены распределения карбидных фаз по объему образцов методом оптической микроскопии. Для проведения качественного и количественного анализа объектов и выявления карбидной фазы шлифы подвергали травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте. Исходное изображение микроструктуры получали на металлографическом микроскопе "NEOPHOT-21" при увеличении ×2000 с иммерсионным объективом. Для проведения подробного статистического анализа и уменьшения погрешности от каждого образца было исследовано 20 участков. Обработку и обсчет изображения проводили на промышленном цифровом комплексе обработки металлографических изображений "SIAMS 700™". Оптические микрофотографии обрабатывали и обсчитывали с помощью программ "Photolab" и "Kolobok". В программном пакете MS Excel построены кривые относительного распределения карбидов по 15 размерным группам и количества карбидов, приходящихся на 1 мм^2;

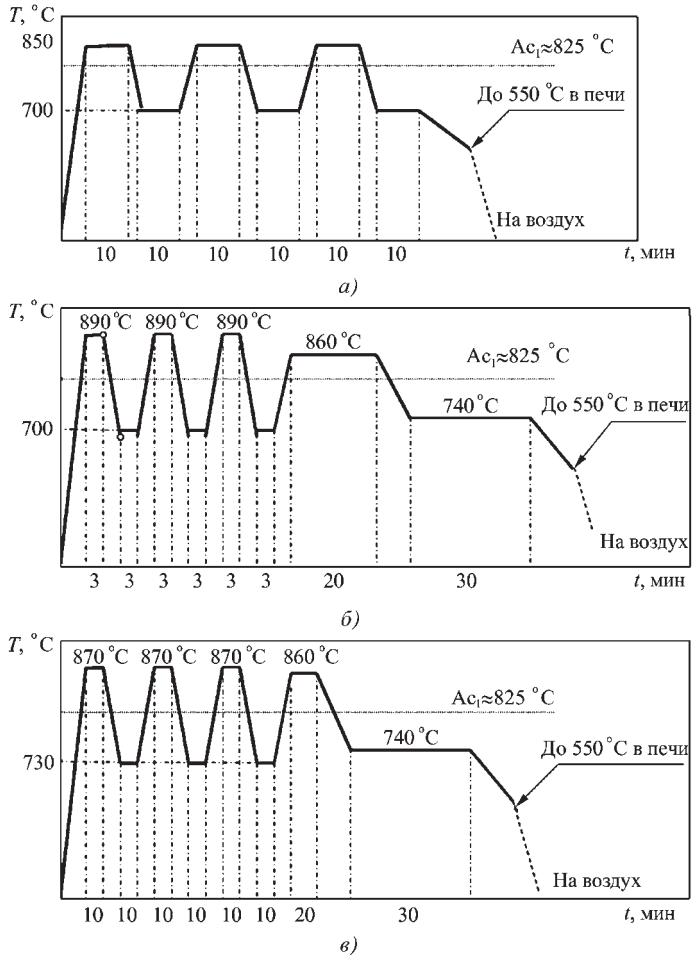


Рис. 2. Экспериментальные температурно-временные режимы ТЦО: *а* – № 1; *б* – № 2; *в* – № 3

• определена карбидная неоднородность образцов методом сравнения со шкалой по ГОСТ 19265–73. Исходное изображение микроструктуры получали на металлографическом микроскопе "NEOPHOT-21" при увеличении ×100;

• определена глубина обезуглероженного слоя образцов после ИТО и ТЦО по ГОСТ 1763–68 методом замера микротвердости;

• измерена твердость образцов по методу Виккерса (ГОСТ 2999–75) на твердомере ИТ 5010-01М с электронной отсчетной системой;

• изучено распределение микротвердости по сечению образцов (ГОСТ 9450–76). Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 (ТУ 3-3.1377–83) с алмазной четырехгранной пирамидой. Нагрузка 0,981 Н (100 гс), время приложения нагрузки 10 с;

• проведен фазовый анализ с применением рентгеноструктурного метода на компьютеризированном дифрактометре ДРОН-3 в CoK_{α}-излучении с последующей обработкой рентгенограмм на компьютере.

Результаты первого этапа исследований показали, что карбидная неоднородность всех образцов, прошедших отжиг по режимам ИТО и ТЦО, лежит в пределах балла 2 по шкале ГОСТ 19265–73. Однако образцы стали, подвергнутые отжигу по экспериментальным термоциклическим режимам, показали бóльшую степень однородности распределения по плоскости шлифа, при этом число мелких карбидов в них больше.

Микрофотографии характерных структур металлографических шлифов приведены на рис. 4.

Результаты компьютерного обсчета размеров карбидных фаз и плотности их распределения на плоскости, поперечной направлению проката, и средние значения микротвердости образцов сталей, определенные по методу Виккерса, представлены в табл. 2. На рис. 5 показаны кривые относительного распределения размеров карбидных частиц для исследованных состояний образцов сталей.

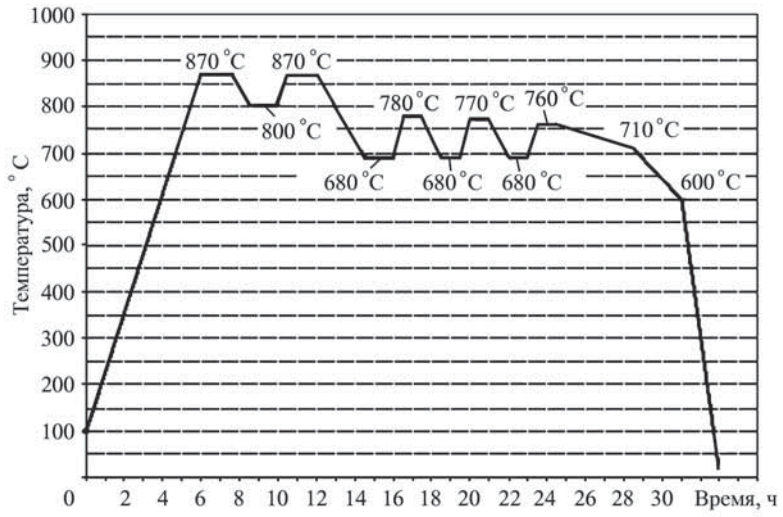


Рис. 3. Промышленный режим ТЦО сталей Р6М5 и Р6М5К5

Во всех образцах преобладают карбиды размером до 0,75 мм, количество более крупных карбидов с увеличением их размеров уменьшается. Наибольшее количество карбидов размером до 0,75 мкм (~53 %) и повышенную плотность их распределения (387,4× $\times 10^3$ частиц/мм^2) сталь имеет после режима ТЦО № 1, что объясняет и повышение твердости до 250 HV.

Наименьшую твердость имеет образец после отжига по режиму ТЦО № 2 – 234 HV. При этом карбидная фаза характеризуется пониженной плотностью распределения карби-

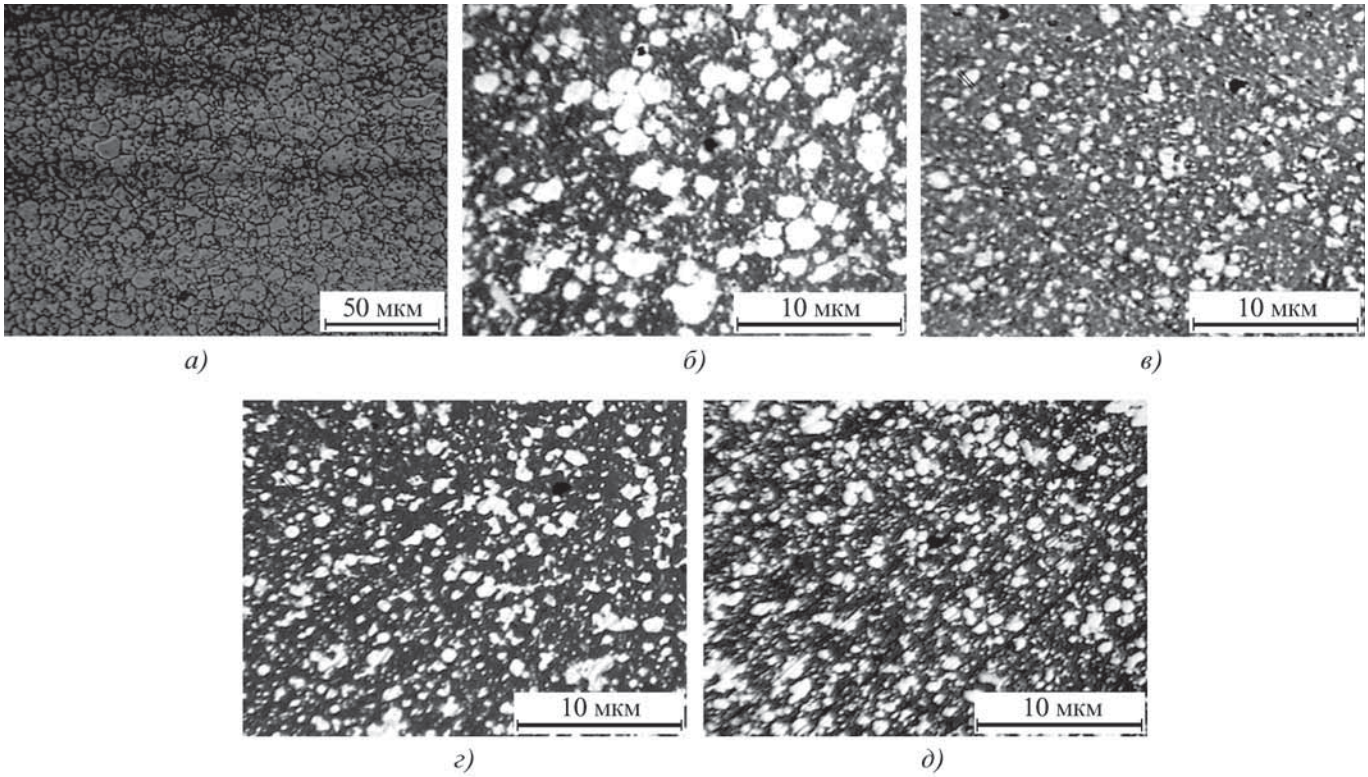


Рис. 4. Микрофотографии характерных металлографических шлифов стали Р6М5 после различных режимов отжига:
а – исходное состояние; *б* – после изотермического отжига; *в*, *г*, *д* – после режима ТЦО № 1, 2, 3 соответственно

дов – $290{,}9 \cdot 10^3$ частиц/мм^2, что можно объяснить четырехкратным циклированием, повышением температуры нагрева на первой ступени и увеличением длительности выдержки на последней ступени.

Для изотермического отжига характерно повышенное количество крупных карбидов, уменьшение количества более мелких карбидов размером 0,25...0,50 мкм на 80 % и уменьшение плотности распределения на 48 % (в сравнении с ТЦО № 1), что связано с большими выдержками при температуре выше Ac_1 [5].

Для ТЦО стали по режиму № 3 характерными являются промежуточные значения. Твердость 240 HV соответствует твердости после изотермического режима. Средний диаметр карбидов 0,67 мкм, что на 30 % меньше, чем после изотермического режима и на 10 % крупнее, чем после ТЦО по режиму № 1. Плотность распределения карбидов в объеме $391{,}6 \cdot 10^3$ частиц/мм^2, что на 48 % выше по отношению к данным изотермического отжига и на 14 % ниже по отношению к ТЦО по режиму № 1.

На основании положительных результатов лабораторных экспериментов по термоциклическому отжигу сделаны следующие выводы: термоциклирование должно проводиться в два этапа.

На первом этапе целесообразно проводить нагрев в цикле до температуры в интервале Ac_3 ... Ac_1, а охлаждение на 5...20 °С ниже Ac_1 (происходит циклирование возле точки полиморфного превращения). Это позволяет стимулировать образование множества зародышей карбидной фазы. При количестве циклов менее двух не достигается благоприятное формирование зародышей, при этом дальнейшее увеличение числа циклов также не

2. Микротвердость по Виккерсу и размерные характеристики карбидной фазы образцов стали Р6М5 после различных режимов термообработки

Параметр	Изотермический отжиг	ТЦО		
		№ 1	№ 2	№ 3
Средний диаметр карбидов, мкм	0,98	0,60	0,70	0,67
Плотность распределения карбидов, 10^3 частиц/мм^2	200,4	387,4	290,9	391,6
Микротвердость, HV	240	250	234	240

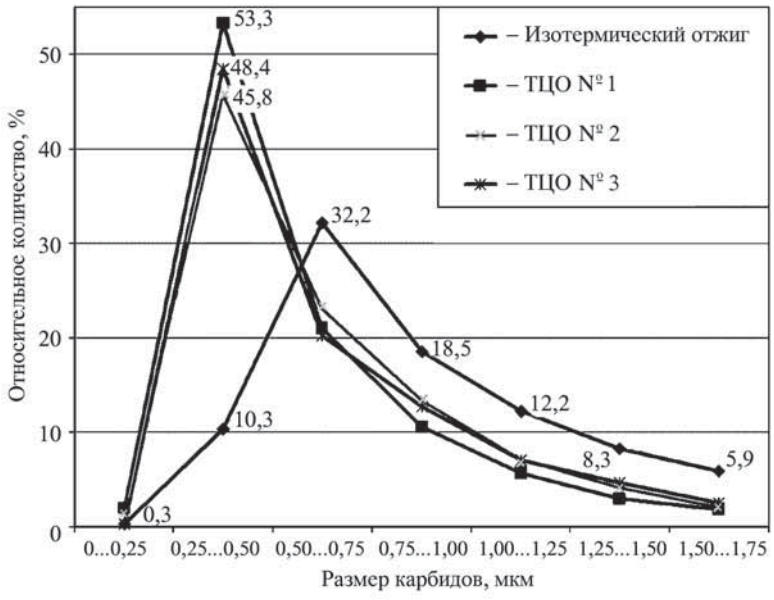


Рис. 5. Относительное распределение размеров карбидных частиц в образцах стали Р6М5, отожженных по различным режимам

оказывает заметного влияния на структуру [3, 4]. Для снижения температуры металла до области перлитного превращения по всему объему полуфабриката необходимо провести промежуточное охлаждение до 130...145 °С ниже Ac_1 с выдержкой около 2 ч.

Вторичное термоциклирование проводить с нагревами до 35...70 °С ниже точки Ac_1 и охлаждениями до температур промежуточного охлаждения, что интенсифицирует процесс перлитного превращения и позволяет на множестве зародышей карбидной фазы образоваться множеству мелких карбидов. Такой режим термоциклирования с постоянной минимальной температурой в циклах и постоянным снижением максимальных температур от цикла к циклу необходим из-за высокой степени легированности, наличия большого количества карбидов сложного состава, замедленности прохождения фазовых превращений и пониженной скорости диффузии. По разработанному промышленному режиму термоциклического отжига (см. рис. 3) обработаны садки полуфабрикатов из сталей Р6М5 и Р6М5К5.

Исследования карбидной фазы методом оптической микроскопии (рис. 6), проведенные на втором этапе, показали, что карбидная неоднородность, как и на первом этапе, для всех образцов соответствует баллу 2 по шкале ГОСТ 19265–73. Плотность распределения карбидных частиц выше в образцах сталей из садок, подвергнутых ТЦО по промышленным режимам.

Обработка микрофотографий и измерения среднего диаметра карбидных частиц и относительной площади карбидов на шлифе с помощью программных комплексов (табл. 3) показали, что термоциклический отжиг в промышленных условиях по промышленному режиму позволяет получить более мелкодисперсную и плотнораспределенную структуру карбидной фазы. Более равномерное распределение более мелких карбидов в структуре материала позволяет утверждать, что уровень технологической пластичности сталей, прошедших отжиг по термоциклическому режиму, выше [6].

Глубина обезуглероженного слоя в образцах полуфабрикатов, отожженных по изотермическому режиму, составляет 0,34 мм, что приблизительно на 25 % больше, чем в образцах, отожженных по промышленному режиму ТЦО – 0,26 мм для стали Р6М5 и 0,24 мм для стали Р6М5К5.

3. Средний размер карбидной фазы образцов после промышленного режима ТЦО и изотермического отжига

Марка стали	Режим отжига	Относительная площадь карбидов на шлифе, %	Средний размер карбидов, мкм
Р6М5	ИТО	15,11	0,98
	ТЦО	12,10	0,66
Р6М5К5	ИТО	14,94	0,96
	ТЦО	12,83	0,73

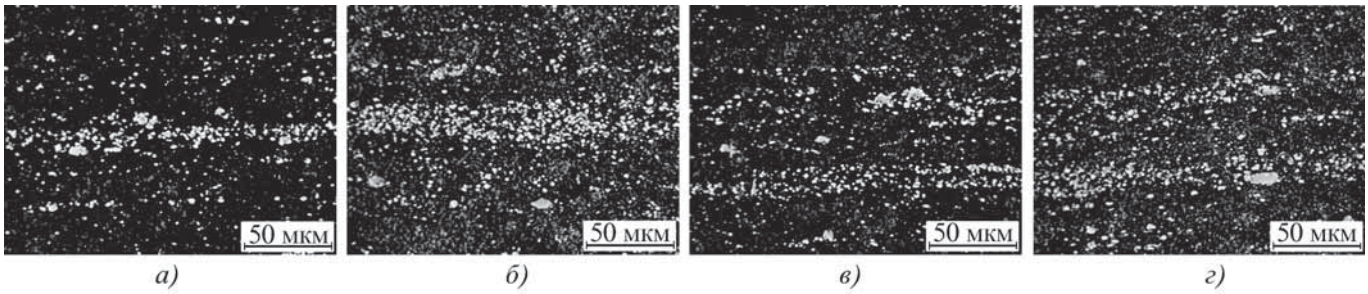


Рис. 6. Микрофотографии характерных металлографических шлифов сталей Р6М5 (*а*, *б*) и Р6М5К5 (*в*, *г*), отожженных по различным режимам:
а, *в* – после ИТО; *б*, *г* – после ТЦО

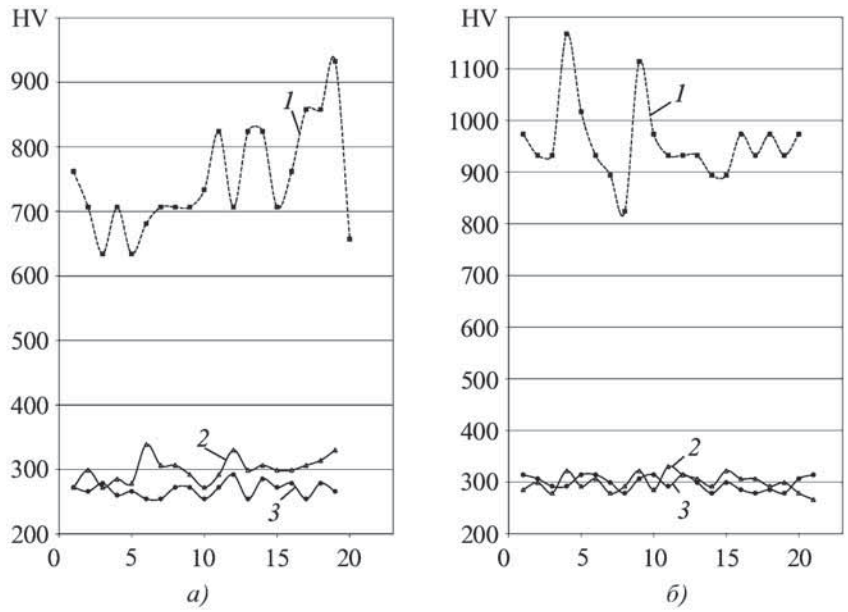


Рис. 7. Распределение микротвердости по сечению образцов сталей Р6М5 (*а*) и Р6М5К5 (*б*), отожженных по различным режимам:
1 – горячекатаный образец; *2* – ИТО; *3* – ТЦО

В явной форме положительное влияние ТЦО в сравнении с ИТО проявляется также в равномерности распределения микротвердости по сечению прутка. Для стали Р6М5 среднее значение микротвердости прутков, прошедших ТЦО, ниже, чем после ИТО (рис. 7, *а*), и составляет 269 и 300 HV соответственно.

Образцы стали Р6М5К5, подвергнутой отжигу по промышленному режиму термоциклирования, при почти равном с образцами после ИТО средним значением микротвердости (рис. 7, *б*) – 298 и 299 HV соответственно, показывают меньший разброс значений микротвердости, что свидетельствует о большей однородности структуры и большей степени отжига стали. Одной из причин этого эффекта является изменение фазового состава: по данным рентгеноструктурного анализа в стали в исходном состоянии и после ИТО присутствуют карбиды M_6C и $M_{23}C_6$, а в результате ТЦО – карбиды $M_{23}C_6$ и M_7C_3 растворяются.

Заключение. Применение термоциклического отжига вместо изотермического на быстрорежущих сталях марок Р6М5 и Р6М5К5 приводит к положительному эффекту: уменьшается карбидная неоднородность, происходит измельчение карбидной фазы и увеличение плотности распределения карбидов в объеме, увеличивается однородность распределения микротвердости по сечению образцов, уменьшается глубина обезуглероженного слоя, что в совокупности повышает технологическую пластичность полуфабрикатов из быстрорежущих сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Геллер Ю.А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.

2. **Федюкин В.К., Смагоринский М.Е.** Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. Л.: Машиностроение, 1989. 257 с.

3. **Тофпенец Р.Л., Шиманский И.И., Анисович А.Г., Грешилов А.Д.** Физические основы термоциклической обработки стареющих сплавов. Минск: Навука і тэхніка, 1992. 190 с.

4. **Справочник** по термомеханической и термоциклической обработке металлов / М.Е. Смагоринский, А.А. Булянда, С.В. Кудряшов; под общ. ред. М.Е. Смагоринского. СПб.: Политехника, 1992. 416 с.

5. **Баранов А.А.** Структурные изменения при термоциклической обработке металлов // МИТОМ. 1983. № 12. С. 2–10.

6. **Дьяченко С.С., Милославская Е.Л.** Возможность использования ТЦО для повышения пластичности высокоуглеродистых сталей // МИТОМ. 1983. № 12. С. 14–16.

Сергей Александрович Зинченко, канд. техн. наук,
octob025@udm.net;
Людмила Васильевна Тарасенко, д-р техн. наук;
Иван Александрович Пантелеев, аспирант

УДК 621.762.227

Е.В. Агеев, В.Н. Гадалов, Б.А. Семенихин, Е.В. Агеева
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
Р.А. Латыпов *(Московский государственный вечерний металлургический институт)*

Рентгеноструктурный анализ порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава*

Приведены сведения о методе и применяемом оборудовании, а также основные результаты рентгеноструктурного анализа порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава.

Information on method and used equipment and also main results X-ray analysis of powders obtained electroerosive dispersion of hard alloy are considered.

Ключевые слова: метод электроэрозионного диспергирования; отходы твердых сплавов; порошки; рентгеноструктурный анализ.

Keywords: method of electroerosive dispersion; scraps of hard alloys; powders; X-ray analysis.

Одним из наиболее перспективных методов получения порошка практически из любого токопроводящего материала, в том числе и твердого сплава, является *метод электроэрозионного диспергирования* (ЭЭД), отличающийся относительно невысокими энергетическими затратами, безвредностью и экологической чистотой процесса, отсутствием механического износа оборудования, получением порошка непосредственно из кусков твердого сплава различной формы за одну операцию, получением частиц преимущественно сферической формы размером от нескольких нанометров до сотен микрон [1–3].

Физико-технологические свойства порошков, полученных из отходов твердых сплавов, благодаря которым они могут найти широкое применение в технологических процессах при упрочнении и восстановлении деталей машин, определяются их гранулометрическим, фазовым, химическим составом, формой и морфологией поверхности, микротвердостью частиц.

Цель настоящей работы – проведение рентгеноструктурного (фазового) анализа порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов ВК8 и Т15К6. Данный анализ был проведен на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV.

Область применения рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV: фазовый анализ проб, количественный фазовый анализ проб, определение областей когерентного рассеяния и микронапряжений, текстурный анализ.

Методика проведения экспериментов сводилась к следующему: порошок исследуемого образца насыпали в кювету диаметром 20 мм и глубиной 0,5 мм и спрессовывали так, чтобы поверхность образца была параллельна краям кюветы. Кювету ставили в держатель, в результате чего на отъюстированном гониометре поверхность образца совмещалась с плоскостью фокусировки.

Параметры съемки: диапазон 10...95° 2Θ; шаг 0,020°; скорость 1 °/мин; рабочее напряжение 40 кВ; ток 40 мА.

Обработка профиля дифрактограммы: программа PDXL; сглаживание – метод Савицкого–Голая; расчет фона – метод Сонневельда – Виссера, поиск пиков – peak top method.

Результаты рентгеноструктурного анализа порошков, полученных методом ЭЭД из отходов спеченных твердых сплавов ВК8 и Т15К6, представлены на рис. 1, 2 (см. обложку).

На экспериментальной дифрактограмме (см. рис. 1) присутствуют сильные рефлексы, соответствующие:

– фазе вольфрама W (см. рис. 2, *а*);
– фазе W_2C (см. рис. 2, *б*);
– фазе WC (ГПУ) (см. рис. 2, *в*);
– фазе WC (ГЦК) (см. рис. 2, *г*);
– фазе W_3C (см. рис. 2, *д*).

Следует отметить, что отличительной особенностью процесса порошкообразования, протекающего при ЭЭД отходов твердых сплавов, является образование быстрозакристаллизованных порошков с очень большим диапазоном скоростей охлаждения (от 10^2 до 10^{10} °С/с), что отвечает условиям метастабильной кристаллизации с быстрым охлаждением, поэтому полученные порошки имеют искаженные кристаллические решетки.

Монокарбид вольфрама (α-WC) является основной составляющей большинства современных спеченных твердых сплавов, так как имеет высокую температуру плавления, очень большую твердость, усту-

* Работа выполнена в рамках реализации Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 годы.

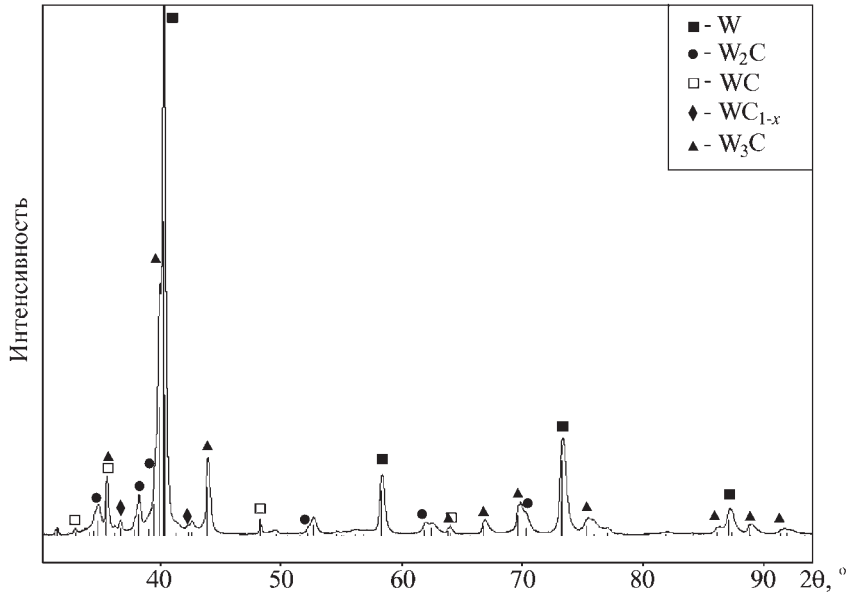


Рис. 1. Дифрактограмма порошка сплава ВК8

пая лишь твердости алмаза, высокий модуль упругости.

Карбид W_2C при высоких температурах имеет некоторую область гомогенности, распространяющуюся в богатую вольфрамом сторону. Температура плавления этого карбида составляет 2795 °С (Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов / под ред. В.И. Третьякова. М.: Металлургия, 1976. 528 с.). Кубическая фаза β-WC образуется по перитектической реакции приблизительно при 2785 °С и имеет широкую область гомогенности вблизи линии солидуса, суживающуюся с понижением температуры.

Периоды решеток фаз порошков ВК8 и Т15К6, полученных методом ЭЭД из отходов спеченных твердых сплавов, представлены в таблице.

Система W–C характеризуется двумя химическими соединениями — карбидами α-WC и W_2C при относительно низких температурах и тремя соединениями: α-WC, β-WC и W_2C при высоких температурах.

Фаза β-WC является устойчивой только при температурах выше 2525 °С и обладает в отличие от гексагонального α-WC кубической гранецентрированной решеткой. Гексагональный α-WC образуется при охлаждении по перитектоидной реакции при температуре около 2755 °С из β-WC и углерода. Температура плавления TiC составляет 3250 °С, Ti — 1660 °С, W — 3410 °С.

Большая степень переохлаждения является основным фактором стабилизации высокотемпературной модификации β-WC. Последняя образуется по перитектической реакции при 2785 °С (Ж + С = β-WC), устойчива только при температурах выше 2525 °С, имеет широкую область гомогенности (более 25 % ат.) и состав $WC_{0,61}$–$WC_{0,83}$.

Фазовый состав порошка, полученного методом ЭЭД, определяется природой *рабочей жидкости* (РЖ): наличием углерода, диэлектрической проницаемостью и температурой кипения. Диспергирование твердого сплава в углеродсодержащей жидкости (керосине) понижает потери углерода по сравнению с диспергированием в воде и способствует образованию фаз α-WC и W_2C.

Диспергирование сплава ВК8 в дистиллированной воде приводит к потере углерода вплоть до фаз W. Тем-

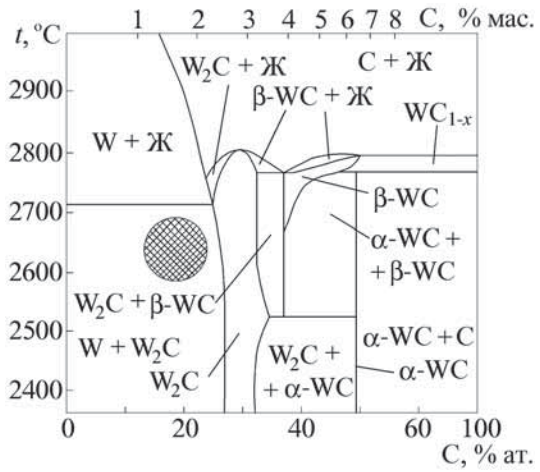


Рис. 3. Расположение фазовых полей порошков после ЭЭД отходов ВК8 на диаграмме состояния системы W–C

Периоды решеток фаз порошков, полученных методом ЭЭД из отходов спеченных твердых сплавов

Марка сплава	Периоды решеток, Å					
	ОЦК	ГПУ		ГЦК		
	W	W_2C	WC	WC	W_3C	TiC
ВК8	a = 3,1565	a = 2,9909 c = 4,7332	a = 2,9064 c = 2,8281	a = 4,2591	a = 5,0382	–
Т15К6	a = 3,1638	a = 2,9772 c = 4,7207	a = 2,9063 c = 2,8365	a = 4,2489	–	a = 4,3209

пература кипения РЖ сказывается на температуре канала разряда. Увеличение температуры кипения вызывает рост энергии пробоя в канале разряда, а следовательно, и повышение температуры канала разряда. Для объяснения структуры и свойств сплава ВК8 целесообразно рассмотреть системы на основе компонентов, входящих в состав сплавов. Расположение фазовых полей порошков, полученных методом ЭЭД из отходов твердых сплавов на соответствующей диаграмме состояния систем на основе компонентов, входящих в состав сплавов, приведено на рис. 3.

Таким образом, на фазовый состав порошков, полученных методом ЭЭД, влияет комплекс термохимических свойств рабочей жидкости, обеспечивающей поставку активного углерода в реакционную зону при температурах, соответствующих той или иной модификации карбидов вольфрама. Это может определять выбор РЖ для получения заданного состава порошков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Петридис А.В., Толкушев А.А., Агеев Е.В.** Состав и свойства порошков, полученных из отходов твердых сплавов методом электроэрозионного диспергирования (ЭЭД) // Технология металлов. 2005. № 6. С. 13–16.

2. **Агеев Е.В., Сальков М.Е.** Особенности технологии получения порошковых наплавочных материалов методом электроэрозионного диспергирования отходов твердых сплавов для наплавки шеек коленчатых валов // Технология металлов. 2008. № 5. С. 34–37.

3. **Агеев Е.В.** Электрическая эрозия в производстве порошковых материалов // Современные автомобильные материалы и технологии: сб. ст. I Междунар. науч.-техн. конф. Курск, 2009. С. 11–14.

Евгений Викторович Агеев, канд. техн. наук,
ageev_ev@mail.ru;
Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук;
Борис Анатольевич Семенихин,
ст. преподаватель;
Екатерина Владимировна Агеева, канд. техн. наук;
Рашит Абдулхакович Латыпов, д-р техн. наук

УДК 669.14.018.3; 620.17

Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С.
(Самарский государственный технический университет)

Разработка энергоэкономного режима отжига поковок из быстрорежущих сталей типа Р6М5 и Р6М5К5 после различных схем ковки

Впервые разработан и предложен энергоэкономный режим отжига поковок из сталей Р6М5 и Р6М5К5, который осуществляется непосредственно в двухкамерной печи на участке ковки. При этом отпадает необходимость использования дополнительных печей для отжига быстрорежущих сталей.

Energy-saving regime for annealing of forgings from steels R6M5 and R6M5K5 who carried out directly in the two-chamber kiln at forging is developed and proposed. This eliminates the need for additional kilns for annealing of high-speed steels.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь; ковка; штамповка; отжиг; структура.

Keywords: high-speed steel; forging; stamping; annealing; structure.

Исходные заготовки из сталей Р6М5 и Р6М5К5 обычно вырезаются из катаных прутков, которые поставляются в отожженном виде. В ряде случаев для ковки используются нормализованные мерные заготовки после рубки при высоких температурах. Эти мерные заготовки нередко имеют закаленную структуру (рис. 1, *а*), которая не позволяет без предварительной ковки разрезать заготовки на нужный размер.

По границам зерен (см. рис. 1, *а*) видны скелетообразные карбиды типа Fe_2W_4C, что свидетельствует о чрезмерном перегреве и возможном оплавлении вдоль границ зерен. Исправление такого дефекта путем однократного или циклического отжига невозможно.

На рис. 1, *б* приведена структура предварительно перегретого прутка, подвергнутого циклическому отжигу (четырехкратному нагреву–охлаждению при 950 ↔ 700 °С с выдержкой 5 ч при 700 °С и 30 мин при 950 °С). Далее охлаждение на воздухе. Из рис. 1, *б* видно, что измельчение зерен при термоциклической обработке не происходит. Разрушение карбидного каркаса и дробление зерен возможно только при ковке.

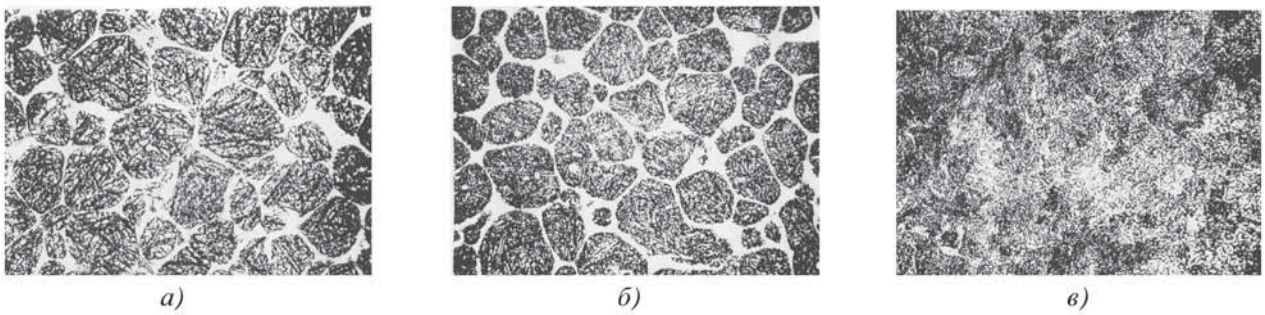


Рис. 1. Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5:
а – структура нормализованных прутков; *б* – структура циклически отожженных прутков после предварительной закалки с перегревом; *в* – структура после ковки-штамповки и отжига по предлагаемому форсированному режиму

Ковке подвергали заготовки, предварительно отожженные по режиму: нагрев до 870 °С, 3 ч, охлаждение с печью до 100 °С, 14 ч, и заготовки с представленной на рис. 1, *а* структурой.

В ОАО "АВТОВАЗ" для нагрева под ковку или штамповку заготовок из быстрорежущих сталей обычно применяют двухкамерные печи.

В первой камере осуществляют предварительный нагрев до температур 850...870 °С (близких к A_1 = = 810...850 °С), в которой заготовки плавно переходят критическую точку A_1.

Во второй камере проводят окончательный нагрев перед пластической деформацией. Температура нагрева составляет 1050...1150 °С. В этой камере происходит растворение избыточных фаз (за исключением скелетообразных карбидов) и получение однородной аустенитной структуры перед ковкой.

В процессе ковки-штамповки зернограничные карбиды разрушаются и происходит "перепутывание" зерен и устранение прежних границ. После пластической деформации поковки остывают в контейнере в течение 3...5 ч до температур 300...100 °С.

В результате охлаждения поковок в контейнере с различной скоростью получаются различные структуры, отличающиеся содержанием перлита, бейнита и мартенсита. Такие поковки невозможно использовать для механической обработки из-за высокой твердости, которая изменяется как в пределах одной поковки, так и при переходе от одной поковки к другой.

Длительность пребывания (и условия охлаждения) в контейнере поковок может отличаться друг от друга на несколько часов: одни остывают вблизи стенки контейнера, другие – на днище или в глубине контейнера, окруженные горячими поковками, или на поверхности. Соответственно, степень распада аустенита на перлит будет разной.

Чтобы устранить указанную выше разноструктурность и улучшить обрабатываемость, поковки подвергают отжигу для получения перлитной структуры.

Отжиг по типовой технологии осуществляется по двум вариантам. *Первый вариант* – нагрев в газовой однокамерной печи до 850...870 °С, выдержка 2...3 ч и последующее охлаждение вместе с печью со скоростью 15...17 °С/ч в течение 10 ч до 700 °С с последующим остыванием до примерно 50...70 °С при открытой дверце печи. Общая длительность отжига составляет примерно 18...20 ч.

Второй вариант – нагрев в первой печи до 850...870 °С, выдержка 2...3 ч и перенос во вторую печь с температурой 720...750 °С, выдержка примерно 8 ч и выгрузка на воздух. Общая длительность отжига 11...12 ч. В данном варианте для реализации изотермического распада аустенита процесс распада осуществляется в течение 8...10 ч, после чего поковки выгружают на воздух.

Недостаток указанной технологии заключается в том, что различные составляющие структуры претерпевают $\alpha\rightarrow\gamma$-превращение с различной скоростью и дают заметно отличающийся по своей легированности аустенит, т.е. при $\alpha\rightarrow\gamma$-превращении проявляются эффекты структурной наследственности. Поэтому приходится увеличивать время выдержки при температуре аустенизации перед изотермическим распадом аустенита.

Авторами статьи предпринята попытка разработки новой технологии отжига быстрорежущей стали, которая дает существенный экономический эффект и устраняет необходимость применения дополнительных печей для проведения отжига.

Так же было исследовано влияние схемы ковки цилиндрических заготовок (d = 60 мм, l = 120 мм) на структуру и качество поковок из сталей Р6М5 и Р6М5К5.

Схемы ковки-штамповки представлены на рис. 2. Под ковку нагрев осуществлялся только в высокотемпературной камере двухкамерной печи, минуя первую камеру.

Схема 1 (см. рис. 2, *а*) включала в себя предварительную двухкратную осадку по 10 % с каждой стороны с последующей окантовкой по боковой поверхности либо с сохранением круглого сечения, либо с получе-

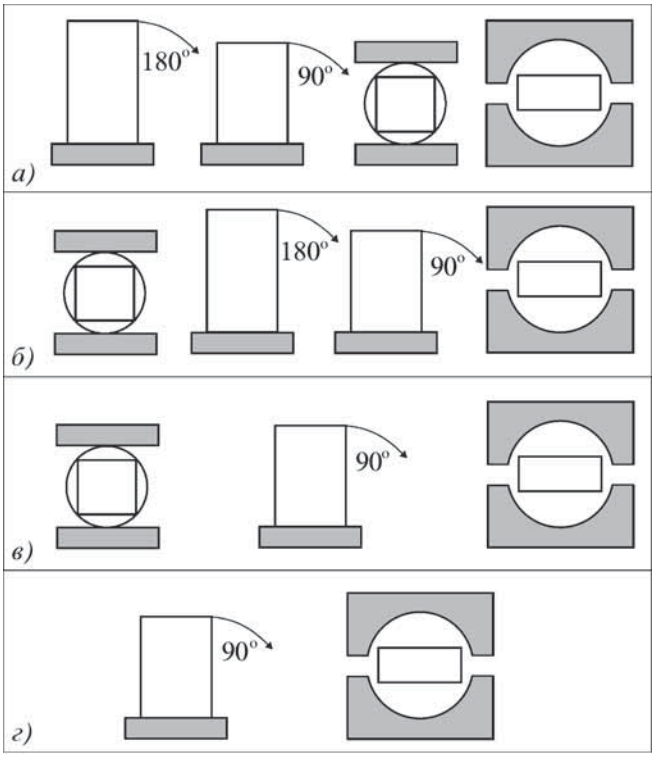


Рис. 2. Схемы ковки-штамповки

нием квадратного сечения. Окончательно поковки формировались в молотовом штампе.

Схема 2 (см. рис. 2, *б*) включала в себя окантовку по образующей с последующей осадкой на 10 % с каждой стороны, т.е. схема 2 отличалась от первой очередностью операций.

Схема 3 (см. рис. 2, *в*) повторяла схему 2, однако после первой осадки заготовку помещали в ковочный штамп без второй осадки и поворачивали на угол 90°.

Схема 4 (см. рис. 2, *г*) включала в себя осадку поковки на 20 %, после чего заготовку поворачивали на 90° и помещали в ковочный штамп.

Выполненные исследования показали, что схема 1 рациональна с точки зрения увеличения пластичности стали и получения измельченного и удачно расположенного волокна по контуру поковки.

Сравнивая схемы 3 и 4, установили, что односторонние и однократные осадки заготовки перед штамповкой дают идентичные структуры. Схема 4 более технологична (экономна), однако ее применение без дополнительных окантовок нецелесообразно из-за некоторого уменьшения пластичности стали и возможности появления надрывов в районе облоя.

После выполнения указанных операций ковки и штамповки детали подвергали отжигу по вариантам, приведенным на рис. 3.

Первый режим отжига (см. рис. 3, *а*): детали после температур конца ковки подстуживали на воздухе примерно до 600 °С и помещали в первую камеру двухкамерной печи, нагретой примерно до температуры 720...750 °С.

После завершения накопления в первой камере печи поковки помещали в отдельную печь с температурой 850...870 °С. Тем самым одна камера двухкамерной печи стала выполнять функции печи-накопителя.

После выдержки в отдельной печи с температурой 850...870 °С поковки переносили в печь с температурой 720...750 °С для изотермического распада. Перед закладкой в печь поковки подстуживали под вентилятором прерывисто (2–3 включения и выключения вентилятора по 1...3 мин для выравнивания температуры по объему заготовок в контейнере) до температуры около 500 °С. После прогрева в печи до 730...750 °С в течение 10...20 мин поковки выдерживали в ней 2 ч и выгружали на воздух.

Таким образом, первая камера двухкамерной печи играет двоякую роль:

– с одной стороны – это накопитель, не позволяющий распасться аустениту на бейнит и мартенсит, т.е. она выполняет функцию печи предварительного подогрева перед переносом в печь с температурой 850...870 °С для отжига. В результате резко сокращается время пребывания в печи при 850...870 °С от 4...5 до 1...1,5 ч;

– с другой стороны, первая камера может выполнять также функцию печи для изотермического распада аустенита после выдержки при 850...870 °С и подстуживания до 500 °С.

Однако эту функцию она выполняет при условии завершения программы ковки и возобновления ковки не ранее, чем через 5 ч после первой партии.

При непрерывной ковке использовали дополнительную печь для изотермического распада при 720...750 °С в течение 2...3 ч. Таким образом, общая длительность отжига после завершения ковки составляет 4,5...5 ч вместо 18...20 ч по типовым вариантам.

Второй режим отжига (см. рис. 3, *б*) осуществлялся только в пределах участка ковки, т.е. в двухкамерной печи, предназначенной для ковки. Нагрев под ковку проводили в высокотемпературной печи с температурой 1050...1150 °С, расположенной отдельно. В двухкамерной печи в одной камере поддерживалась температура 730...750 °С, а в другой – 850...870 °С. После ковки поковки остывали в термостате с температурой около 500...550 °С, затем после накопления их помещали в высокотемпературную камеру с температурой 850...870 °С, где выдерживали 2...3 ч.

Для изотермического распада поковки переносили в низкотемпературную камеру с температурой 730...750 °С, предварительно подстудив их под вентилятором до 500 °С, время выдержки в низкотемпературной печи 2 ч.

Третий режим отжига (см. рис. 3, *в*): детали после температур конца ковки охлаждали на воздухе до температур примерно 600...700 °С и помещали в термостат. Затем после накопления в термостате их помещали в отдельную печь с температурой 850...870 °С на 2...3 ч, после выдержки перед закладкой в печь с температурой 730...750 °С поковки подстуживались под вентилятором прерывисто до температуры около 500 °С. После

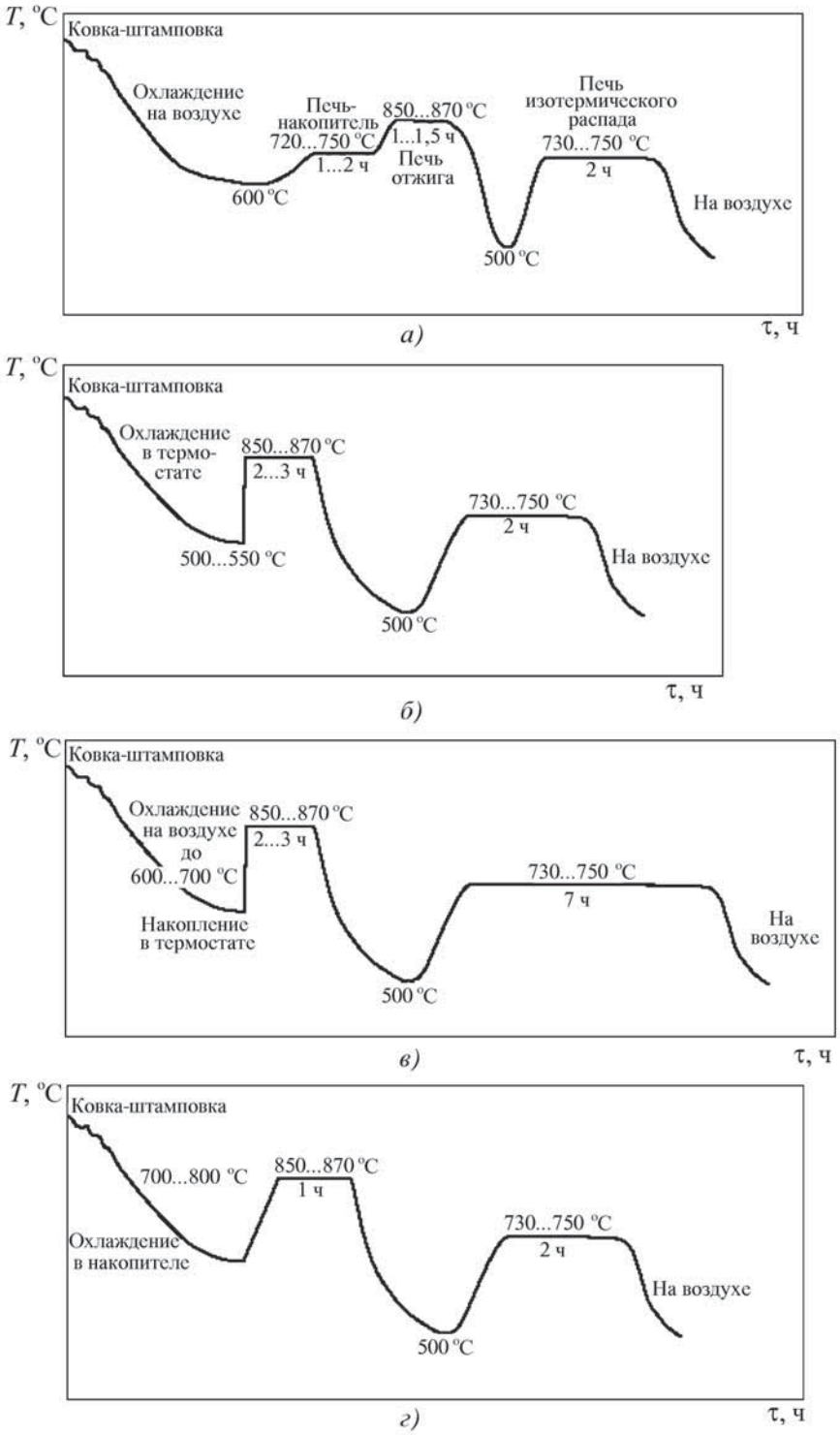


Рис. 3. Режимы отжига

прогрева печи до 730...750 °C в течение 10...20 мин поковки выдерживали в ней 7 ч и выгружали на воздух.

Четвертый режим отжига (см. рис. 3, *г*) осуществлялся только в пределах участка ковки, т.е. в двухкамерной печи, предназначенной для ковки. В двухкамерной печи в одной камере поддерживалась температура 730...750 °C, а в другой – 850...870 °C. После ковки поковки остывали в печи-накопителе с температурой до 700...800 °C, затем после накопления их помещали в высокотемпературную камеру с температурой 850...870 °C, где выдерживали 1 ч. Для изотермического распада поковки переносили в низкотемпературную камеру с температурой 730...750 °C, предварительно подстудив их под вентилятором до температуры 500 °C, выдерживали 2 ч и выгружали на воздух.

Второй и четвертый режимы отжига полностью исключают необходимость применения отдельной печи для отжига.

Исследования микроструктуры поковок показали, что по первому и второму режимам отжига получена одинаковая структура перлит + карбид (дисперсный перлит + карбид) (см. рис. 1, *в*). При этом благодаря подстуживанию перед изотермическим распадом выдержка в низкотемпературной печи 2...2,5 ч является вполне достаточной для получения перлитной структуры. Твердость быстрорежущих сталей по обоим вариантам отжига была практически одинаковой и составляла 200...220 HB для стали Р6М5 и 220...240 HB для Р6М5К5.

Таким образом, наиболее целесообразными являются второй и четвертый режимы отжига, которые отличаются малой длительностью и не требуют дополнительных печей для реализации отжига. Исследования стойкости сверл и метчиков, обработанных по данным режимам, показали повышение их стойкости в 1,2–1,4 раза.

Выводы

1. Разработана схема получения заготовок методом ковки, которая гарантирует высокую пластичность и однородность структуры поковок.

2. Предложены энергоэкономные режимы отжига штамповок из сталей Р6М5 и Р6М5К5, которые осуществляются непосредственно в двухкамерной печи на участке ковки. При этом отпадает необходимость дополнительных печей для отжига быстрорежущих сталей. Длительность отжига сокращается в 3–4 раза.

3. Стойкость сверл и метчиков, обработанных по предложенным режимам отжига, возрастает в 1,2–1,4 раза.

Белекбек Муратович Жолдошов, канд. хим. наук;
Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук,
muratov@sstu.smr.ru;
Михаил Семёнович Кенис, д-р техн. наук

Внимание!

В последнее время участились случаи контрафактно изданных журналов нашего издательства с нарушением технических стандартов полиграфии.

Нередко покупателями некачественных изданий становятся бюджетные организации, заключившие договор с недобросовестными поставщиками в результате тендера.

ООО "Издательство Машиностроение" обладает исключительными правами на выпуск и реализацию своих периодических изданий, поэтому для оформления подписки у нас не требуется участие в тендерах. Издательство предоставляет все документы, которые необходимы государственным учреждениям.

Издательство "Машиностроение" предоставляет журналы
по минимальной отпускной цене.
Постоянным подписчикам предоставляет скидку – 3 %.

Ежемесячная отправка заказной бандеролью осуществляется за счет издательства.

Приглашаем Вас оформить подписку на журналы издательства "Машиностроение"
в отделе продаж, маркетинга и рекламы:
107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98. Факс (499) 269-48-97.
e-mail: realiz@mashin.ru. www.mashin.ru.

Обращайте внимание на качество журналов, получаемых по подписке!
Издательство не несет ответственности за низкое качество журналов, приобретенных у недобросовестных поставщиков, и не принимает их к обмену.

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 09.12.2010 г. Подписано в печать 16.02.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,97. Заказ 53. 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.