ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 12 декабрь 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.

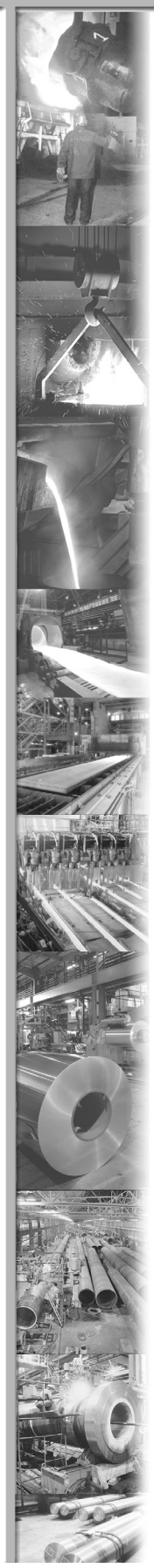
Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЕРШОВ М.Ю.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ЛУТОВИНИНА О.Н.

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

Жуков А.А., Беляков А.И. Комплексный модификатор для серого чугуна на основе интерметаллидов $TiAl_3$ + AlSb . . . 3
Зюбан Н.А., Руцкий Д.В., Гаманюк С.Б. Интенсификация процесса дегазации при отливке слитков в вакууме и анализ качества полученных поковок . . . 8
Ерофеев В.А., Страхова Е.А. Компьютерный инженерный анализ процесса плазменно-дуговой наплавки слоя цветного сплава на стальные тела вращения . . . 12

Кузнечно-штамповочное производство

Степанов Б.А. Применение специализированных горячештамповочных прессов с вращающимся штамподержателем для производства осесимметричных поковок . . . 19
Денищев Т.В., Коробова Н.В. Обеспечение требуемого уровня механических свойств крупногабаритных поковок типа "стакан" из стали 60С2 . . . 22
Кулик Г.Н. Обобщение отечественного опыта ковки быстрорежущих сталей . . . 25

Прокатно-волочильное производство

Котов А.Н., Кривенко Г.Г., Вайцехович С.М., Корнилов В.А., Шубин И.В., Долгополов М.И. Универсальный трубогибочный станок для изготовления трубных изделий многоколенной пространственной формы . . . 31

Материаловедение и новые материалы

Гадалов В.Н., Скрипкина Ю.В., Розина Т.Н., Маркелов Е.А., Квашнин Б.Н. Влияние виброобработки на микротвердость и сопротивление усталости конструкционных сталей . . . 36
Гаврилов Г.Н., Кастро В., Брауэр И., Беляев Е.С. Особенности формирования структуры сталей при лазерном термическом цикле . . . 38
Петросян А.С., Гукасян Л.С. Композиционные материалы, армированные дискретными волокнами . . . 41

Информация

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2011 г. . . . 45
Еланский Г.Н. К 100-летию со дня рождения А.А. Королёва . . . 48

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)

№ 12 December 2011

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

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

Editorial Assistant:
SERIKOVA E.A.

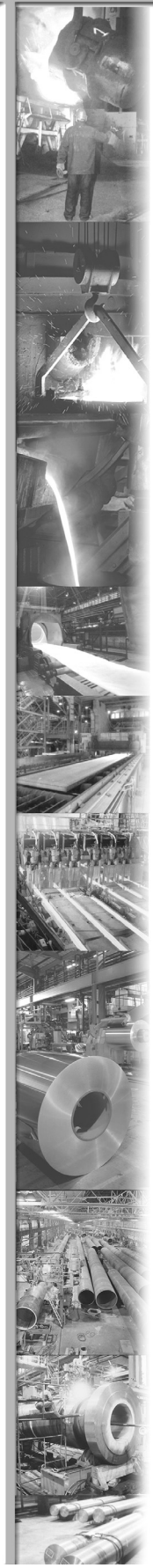
Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
LUTOVININA O.N.

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

Zhukov A.A., Belyakov A.I. Complex inoculant for grey cast iron based on intermetallics $TiAl_3$ + AlSb . . . 3
Zyuban N.A., Rutsky D.V., Gamanyuk S.B. Intensification of degassing during casting of ingots in vacuum and analysis of received forgings quality . . . 8
Erofeev V.A., Strakhova E.A. Computer engineering analysis of plasma-arc weld deposition of non-ferrous alloy layer on steel bodies of rotation . . . 12

Forging and Stamping Productions

Stepanov B.A. Application of specialized hot-forming presses with rotating die holder for manufacture of axisymmetric forgings . . . 19
Denishchev T.V., Korobova N.V. Maintenance of mechanical properties certain level of large-size forgings type "cup" from steel 60S2 . . . 22
Kulik G.N. Generalization of domestic experience for forging of high-speed steels . . 25

Rolling and Drawing Productions

Kotov A.N., Krivenko G.G., Vaytsekhovich S.M., Kornilov V.A., Shubin I.V., Dolgopolov M.I. Universal tube bending machine for manufacture of multiply bends space form pipe products . . . 31

Physical Metallurgy and New Materials

Gadalov V.N., Skripkina Yu.V., Rozina T.N., Markelov E.A., Kvashnin B.N. Influence of vibratory processing on microhardness and fatigue durability of constructional steels . . . 36
Gavrilov G.N., Kastro V., Brauer I., Belyaev E.S. Peculiarities steel's structure formation in laser thermal cycle . . . 38
Petrosyan A.S., Gukasyan L.S. Composite materials reinforced by discrete fibres . . 41

Information

Index of the articles published in year 2011 . . . 45
Elansky G.N. 100 year from the birth of A.A. Koroleva . . . 48

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 621.74

А.А. Жуков *(РГАТА имени П.А. Соловьёва),*
А.И. Беляков *(ООО "МЕТАЛЛИТМАШ", г. Коломна)*

Комплексный модификатор для серого чугуна на основе интерметаллидов $TiAl_3$+AlSb

Рассмотрены основные принципы разработки комплексного модификатора на основе интерметаллидов $TiAl_3$+AlSb. Исследовано влияние предлагаемого модификатора на выравнивание структуры и свойств чугуна в различных сечениях отливок. Даны рекомендации по выбору оптимального соотношения интерметаллидов в модификаторе.

The main principles of working out of the complex inoculant based on intermetallics $TiAl_3$+AlSb are considered. The influence of the offered inoculant on alignment of structure and properties of cast iron in various sections of castings is investigated. Recommendations for choice of optimum ratio of intermetallics in the inoculant are given.

Ключевые слова: модификатор; интерметаллид; серый чугун.

Keywords: inoculant; intermetallic; grey cast iron.

Характерной особенностью ответственных корпусных чугунных отливок является сочетание тонких стенок, ребер и массивных тепловых узлов: бобышки, фланцы. Вследствие различной скорости охлаждения микроструктура чугуна в этих элементах отливки существенно отличается, что приводит к значительной, а в ряде случаев к недопустимой неоднородности структуры, механических и эксплуатационных свойств.

Одним из наиболее эффективных методов выравнивания структуры и свойств чугуна в различных сечениях сложных фасонных отливок является ковшевая обработка жидкого чугуна комплексными модификаторами. Наиболее широко применяют комплексные модификаторы на базе редкоземельных металлов: иттрия и церия (СИИТМИШ, СЦЕМИШ).

В работе [1] отмечено, что для модифицирования чугуна используется более 1500 различных модификаторов (добавок) на базе 30 элементов. При этом доля двух компонентных добавок составляет 6 %, трехкомпонентных – 16 %, четырехкомпонентных – 28 %, пятикомпонентных – 50 %. Таким образом, преобладает использование комплексных модификаторов, которые одновременно должны проявлять модифицирующие действия I и II рода. При этом в тонких сечениях модификатор должен оказывать графитизирующее влияние, а в толстых – карбидостабилизирующее. Поэтому очевидно, что в состав комплексных модификаторов целесообразно вводить такие элементы, которые оказывают двоякое действие на формирование структуры чугуна в процессе кристаллизации и последующего охлаждения. К таким элементам, в частности, относятся Ti, Al, Sb.

При разработке состава комплексного модификатора на базе указанных элементов (Ti, Al, Sb) руководствовались следующими принципами:

– модификатор должен обладать двойным действием, т.е. карбидообразующим и графитизирующим эффектами, которые должны проявляться в зависимости от условий кристаллизации, т.е. от скорости охлаждения;

– в состав модификатора должны входить карбидообразующие и поверхностно-активные элементы. При этом карбидообразуюющая способность элементов должна быть выше, чем у железа, что обеспечит повышение устойчивости сложных карбидов по сравнению с цементитом. Поверхностно-активные добавки, действуя по механизму модификаторов II рода,

будут оказывать благоприятное влияние на структуру чугуна;

– элементы (компоненты), входящие в состав модификатора, должны образовывать интерметаллиды двух типов. Первый тип интерметаллидов должен иметь температуру плавления выше температуры плавления чугуна, поэтому эти интерметаллиды являются модификаторами I рода (по классификации А.Н. Данкова). Второй тип интерметаллидов должен иметь температуру плавления ниже температуры плавления чугуна, и в этом случае данный интерметаллид на базе поверхностно-активных элементов является модификатором II рода.

С учетом этих принципов разработан трехкомпонентный модификатор на базе сурьмы, титана и алюминия. Оптимальное соотношение элементов определяли из условия образования интерметаллидов $TiAl_3$ и AlSb в соответствии с диаграммой состояния Al–Ti, Al–Sb. Интерметаллид $TiAl_3$ имеет температуру плавления 1360 °С и образуется при соотношении 25 % ат. Ti + 75 % ат. Al, что соответствует 35 % мас. Ti + 65 % мас. Al. Интерметаллид AlSb имеет температуру плавления (1058±10) °С и образуется при соотношении 50 % ат. Al + 50 % ат. Sb, что соответствует 20 % мас. Al + 80 % мас. Sb. Очевидно, что изменяя соотношение интерметаллидов в модификаторе, можно получить различный механизм модифицирования: I или II рода. При этом соотношение элементов в модификаторе может изменяться в следующих пределах:

$$Ti:Al:Sb = 1:(2,3\ldots3,3):(2,2\ldots6,5).$$

Высокий уровень модифицирующего эффекта интерметаллидов обусловлен наиболее сильным атомным взаимодействием элементов при их стехиометрическом соотношении. Это подтверждается экспериментальным значением характеристик межатомных связей (теплота смешения, температура плавления и др.).

Тугоплавкие интерметаллиды могут сохраняться в расплаве в виде нерастворившихся модифицирующих комплексов (модификаторы I рода). Менее тугоплавкие интерметаллиды, диссоциируя в расплаве, будут частично сохранять структуру на кластерном уровне.

В системе Ti–Al–Sb положительное влияние на эффект модифицирования оказывают $TiAl_3$ и AlSb. При этом $TiAl_3$ с температурой плавления 1360 °С является модификатором I рода. Интерметаллид AlSb с температурой плавления (1058±10) °С будет расплавляться в жидком чугуне и образующиеся кластерные группировки поверхностно-активных элементов алюминия и сурьмы будут оказывать модифицирующее действие, аналогичное модификаторам II рода. Таким образом, модифицирующее влияние интерметаллида AlSb проявляется через поверхностно-активные свойства алюминия и сурьмы.

Известно [2], что наиболее эффективное влияние поверхностно-активных элементов проявляется при оптимальном содержании этих элементов, соответствующему образованию мономолекулярного адсорбционного слоя. Поэтому экспериментально было установлено необходимое количество интерметаллида 0,15...0,20 % мас. AlSb от жидкого чугуна. Количество интерметаллида $TiAl_3$ приняли 0,25...0,30 % мас. Таким образом, суммарное количество модификатора по массе не должно превышать 0,5 % от массы жидкого чугуна.

Варьируя соотношением $TiAl_3$:AlSb в диапазоне от 1:0,125 до 1:4, согласно стехиометрическому составу, было рассчитано содержание каждого элемента в модификаторе, массовая доля элементов и массовый расход элементов на приготовление интерметаллидов $TiAl_3$ и AlSb. Массовый расход элементов определяли из расчета 0,5 % модификатора от массы жидкого металла, т.е. 500 г модификатора на 100 кг сплава. Для того чтобы модифицирующее действие титана, как элемента с двойным характером влияния, во всех случаях было однозначно, его содержание в модификаторе было принято за единицу, что составляет 37 % или 167 г на 100 кг жидкого чугуна. Результаты расчетов представлены в табл. 1.

1. Содержание Ti, Al, Sb в комплексном модификаторе

Соотношение интерметаллидов $TiAl_3$:AlSb	Содержание элементов в модификаторе Ti + Al + Sb, % мас.	Массовые доли элементов в модификаторе Ti:Al:Sb	Массовый расход элементов, г на 100 кг сплава, для приготовления			
			$TiAl_3$		AlSb	
			Ti	Al	Al	Sb
1:0,125	37 + 65 + 10	1:1,75:0,25	167	218,6	72,8	41,6
1:0,25	37 + 68 + 20	1:1,85:0,50	167	198,5	64,2	76,3
1:0,50	37 + 73 + 40	1:2,0:1,10	167	161,1	53,7	118,2
1:1,0	37 + 83 + 80	1:2,3:2,20	167	127,7	42,5	162,8
1:2,0	37 + 103 + 160	1:2,8:4,30	167	98,5	32,8	201,7
1:3,0	37 + 123 + 240	1:3,3:6,50	167	84,2	28,0	220,8
1:4,0	37 + 143 + 320	1:3,9:8,60	167	77,9	26,0	229,1

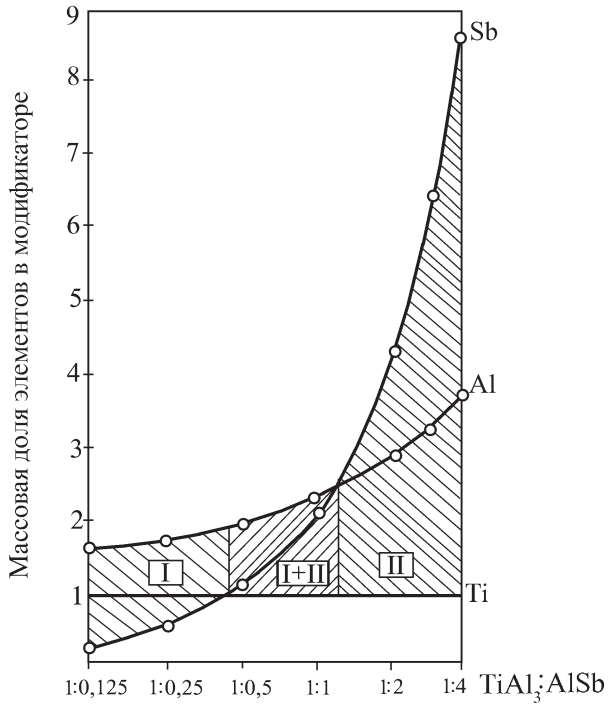


Рис. 1. Диаграмма для определения массовой доли Ti, Al, Sb в модификаторе в зависимости от соотношения интерметаллидов $TiAl_3$:AlSb

По данным табл. 1 построена диаграмма (рис. 1), отражающая зависимость массовой доли элементов в модификаторе от соотношения интерметаллидов $TiAl_3$:AlSb. Из диаграммы видно, что в зависимости от соотношения элементов или интерметаллидов можно выделить три группы модификаторов.

Модификаторы группы I с избыточным содержанием $TiAl_3$ в наибольшей степени будут проявлять свойства модификаторов первого рода. При этом, вследствие преобладающего содержания алюминия, эти модификаторы будут оказывать графитизирующее влияние и рекомендуются для тонкостенных отливок.

Модификаторы промежуточной группы (I + II), имея примерно одинаковое содержание интерметаллидов, будут обладать одновременно свойствами модификаторов первого и второго рода. Вследствие заметного увеличения содержания Sb графитизирующее влияние модификатора будет уменьшаться, и начнет проявляться карбидостабилизирующее действие. Эти модификаторы рекомендуются для мелких и средних отливок при наличии тонких стенок и массивных узлов.

Модификаторы группы II с избыточным содержанием Sb будут проявлять себя, как модификаторы второго рода, при этом в наибольшей степени оказывать карбидостабилизирующее влияние. Эти модификаторы рекомендуются для средних и крупных толстостенных отливок при наличии значительного количества массивных тепловых узлов.

Таким образом, в зависимости от типа и конструктивных особенностей отливок, изменяя соотношение интерметаллидов $TiAl_3$ и AlSb, можно получить различный характер влияния модификатора, обеспечивающий требуемый эффект модифицирования.

Для определения влияния предложенного модификатора на структуру и свойства чугуна СЧ20 были отлиты четыре партии образцов. При этом в каждой партии отливали по два типа образцов размерами: 15×15×300 мм и 45×45×300 мм, т.е. тонкого и толстого сечения.

Для исследований использовали серый чугун вагранoчной плавки марки СЧ20 следующего химического состава: 3,27 % C; 1,82 % Si; 0,77 % Mn; 0,5 % Ni; 0,15 % Cr; 0,13 % S; 0,22 % P. Модифицирование проводили в ковше емкостью 300 кг при температуре 1360 °С. Общее количество модификатора 0,4 % мас., т.е. 1,2 кг. Модификатор вводили в виде заранее приготовленных сплавов – интерметаллидов $TiAl_3$ и AlSb, при этом их соотношение в партиях № 2, 3 и 4 изменялось.

В качестве характеристик равномерности структуры и свойств принимали разницу твердости и прочности чугуна на образцах сечением 15×15 и 45×45 мм, т.е.

$$\Delta HB = HB_{(15)} - HB_{(45)};\ \Delta\sigma_в = \sigma_{в(15)} - \sigma_{в(45)}.$$

Учитывая положительное влияние Sb на стабильность перлита, оценивали влияние модификатора на тепловую структурную стабильность чугуна. Для этого на стандартных образцах диаметром 30 мм измеряли твердость в исходном состоянии HB_0 и после 150 ч выдержки при температуре 650 °С в безокислительной среде HB_{650}. Дилатометрический анализ проводили на дилатометре ДКВ-5А для определения температуры начала графитизации $t_{н.г}$, т.е. распада цементита в перлите по реакции $Fe_3C \rightarrow 3Fe + C_{графита}$. Результаты экспериментальных исследований приведены в табл. 2.

Анализ результатов, представленных в табл. 2, показал, что модифицирование чугуна СЧ20 комплексным модификатором обеспечивает существенное выравнивание механических свойств (HB и $\sigma_в$) в различных сечениях и на 20...40 % повышает тепловую структурную стабильность чугуна. Этот эффект наиболее существенно проявляется при соотношении интерметаллидов $TiAl_3$:AlSb = (1:1), (1:2) (образцы партий № 3 и 4). На образцах партии № 4 наблюдается существенное повышение твердости (237 HB) и некоторое снижение прочности ($\sigma_в$ = 200 МПа) по сравнению с образцами партии № 3. Это обусловлено повышенным содержанием Sb в модификаторе (согласно рис. 1), что приводит к формированию в структуре чугуна, особенно в тонких сечениях, свободного цементита, что подтверждается результатами металлографического анализа.

2. Показатели структурной стабильности

Номер/характеристика партии образцов	$\Delta HB = HB_{(15)} - HB_{(45)}$, МПа	$\Delta\sigma_в = \sigma_{в(15)} - \sigma_{в(45)}$, МПа	$\Delta HB_t = HB_0 - HB_{650}$, МПа	$t_{н.г}$, °С
1/СЧ20, исходный	67 = 227 – 160	42 = 207 – 163	62 = 207 – 145	618
СЧ20, модифицированный 0,4 % ($TiAl_3$ + AlSb)				
2/$TiAl_3$:AlSb = 1:0,5	46 = 220 – 174	36 = 216 – 180	50 = 217 – 167	657
3/$TiAl_3$:AlSb = 1:1	38 = 227 – 189	30 = 220 – 190	37 = 220 – 187	743
4/$TiAl_3$:AlSb = 1:2	47 = 237 – 190	15 = 200 – 185	32 = 227 – 195	755

Экспериментальные данные, приведенные в табл. 2, соответствующим образом согласуются с результатами металлографического анализа (рис. 2). В исходном состоянии (до модифицирования, партия № 1) структура чугуна в образцах сечением 15×15 мм в основном состоит из перлита и тонких, протяженных пластин графита (рис. 2, *а*). В образцах сечением 45×45 мм присутствует феррит, а графитовые включения более грубые (рис. 2, *б*).

В результате обработки жидкого расплава комплексным модификатором при соотношении $TiAl_3$:AlSb = 1:0,5 наблюдается существенное измельчение графитовых включений. Пластины графита становятся тоньше и приобретают завихрен-

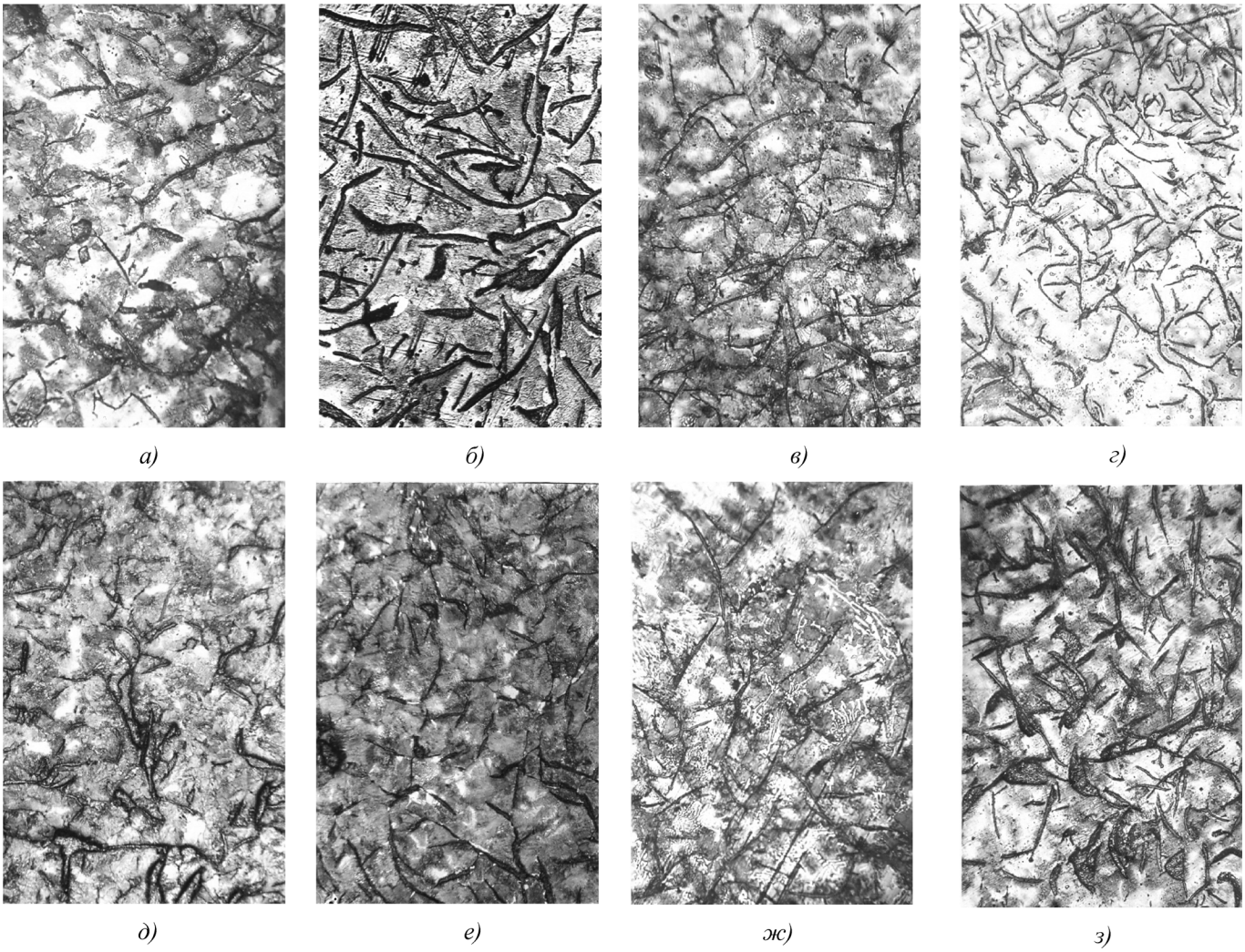
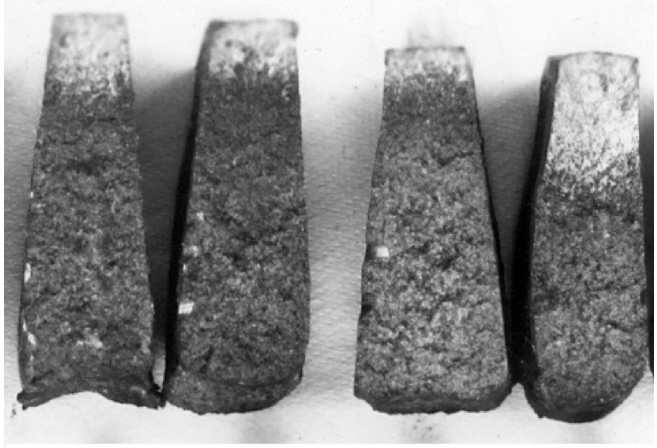


Рис. 2. Влияние соотношения $TiAl_3$:AlSb на структуру чугуна (×150):
а, *в*, *д*, *ж* – образцы сечением 15×15 мм; *б*, *г*, *е*, *з* – образцы сечением 45×45 мм



1 2 3 4

Рис. 3. Влияние модифицирования на величину отбела (номер образца соответствует номеру партии в табл. 2)

ную форму (рис. 2, *в*, *г*). Однако в структуре сохраняется значительное количество феррита, что, по-видимому, обусловлено графитизирующим влиянием алюминия, содержание которого в данном модификаторе преобладает по сравнению с титаном и сурьмой (см. рис. 1).

При одинаковом массовом содержании интерметаллидов в модификаторе, т.е. при соотношении $TiAl_3$:AlSb = 1:1, наблюдается практически полная перлитизация структуры чугуна как в тонком, так и в толстом сечениях (рис. 2, *д*, *е*). В структуре тонких образцов (15×15 мм) хорошо видны мелкие включения ледебурита (рис. 2, *д*). Темная граница по контуру этих включений представляет собой интерметаллид AlSb, который обладает поверхностно-активными свойствами и ограничивает рост эвтектических ледебуритных включений. Это подтверждает гипотезу, что модификатор данного состава обладает двойным влиянием модификаторов I и II рода. Необходимо также отметить, что вследствие стабилизирующего действия Sb на перлит и ледебурит выделения свободного цементита из этих структурных составляющих не происходит.

Микроструктура чугуна, модифицированного интерметаллидами $TiAl_3$:AlSb в соотношении 1:2, представлена на рис. 2, *ж*, *з*. Хорошо видно, что в структуре образцов сечением 15×15 мм (см. рис. 2, *ж*) формируются включения свободного цементита, что обусловлено повышенным содержанием сурьмы. Графитовые включения становятся более крупными, особенно в образцах сечением 45×45 мм (см. рис. 2, *з*). Это объясняется тем, что данный модификатор при соотношении $TiAl_3$:AlSb = 1:2 не действует, как модификатор I рода, т.е. не способствует измельчению графита. Кроме этого, повышенное содержание алюминия в модификаторе оказывает графитизирующее влияние, особенно при медленном охлаждении массивных узлов и толстых сечений.

Таким образом, в результате проведенного металлографического анализа установлено, что в наибольшей степени выравнивание структуры и свойств в различных сечениях отливки наблюдается при использовании комплексного модификатора, содержание интерметаллидов в котором должно соответствовать соотношению $TiAl_3$:AlSb = 1:1. При этом соотношении величина отбела на технологических клиновых пробах минимальная (рис. 3, образец № 3). Значительное увеличение отбела на образце № 4 подтверждает вероятность образования свободного цементита в структуре чугуна этой партии (см. рис. 2, *ж*).

Модификатор прошел производственное опробование при изготовлении фасонных отливок "головка блока", "крышка блока", "корпус маслофильтра" для дизельного двигателя трактора "БЕЛАРУСЬ". Использование модификатора позволило практически устранить дефект "несоответствие твердости".

На предложенный комплексный модификатор получено авторское свидетельство № 1090012.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шевчук С.А.** Чугун в станкостроении. М.: Компания Спутник+, 2007. 537 с.

2. **Гарост А.И.** Железоуглеродистые сплавы: структурообразование и свойства Минск: Беларус. Навука, 2010. 252 с.

Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук;
Алексей Иванович Беляков, канд. техн. наук,
bai49@mail.ru

Читайте в следующем номере:

- **Чайкина Н.В., Чайкин В.А., Задруцкий С.П., Немененок Б.М., Розум В.А.** Рафинирующая смесь с модифицирующим эффектом на основе карбонатов
- **Андреев В.В.** Применение графитизирующих модификаторов нового поколения для повышения качества чугунных отливок
- **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сварка трением с перемешиванием нахлесточных соединений сплава 1460

УДК 621.746

Н.А. Зюбан, Д.В. Руцкий, С.Б. Гаманюк
(Волгоградский государственный технический университет)

Интенсификация процесса дегазации при отливке слитков в вакууме и анализ качества полученных поковок*

Приведен анализ влияния разработанного способа разливки слитков в вакууме с интенсификацией дегазации струи на уровень механических свойств крупногабаритных поковок валов, полученных из слитков, отлитых по стандартной и разработанной технологиям. Установлено, что в поковках из опытного металла, отлитого с интенсификацией процесса дегазации в струе, изменение распределения неметаллических включений по сравнению с обычным металлом характеризуется значительным снижением количества включений в осевой зоне поковок и уменьшением среднего размера включений. Поковки, полученные из слитков с применением аргона, имеют повышенные пластические характеристики.

The analysis of influence of the developed method of ingots pouring in vacuum with intensification of degassing of stream on level of mechanical properties of large-sized forgings shaft received from ingots, cast by standard and developed technologies is resulted. It is established that in forgings from the experienced metal cast with intensification of stream degassing, changing of distribution of nonmetallic inclusions in comparison with ordinary metal, is characterized by considerable decrease in quantity of inclusions in axial zone forgings and reduction of the average size of inclusions. The forgings received from ingots with argon application have the raised plastic characteristics.

Ключевые слова: дегазация; слиток; вакуумирование; неметаллические включения; поковка; аргон.

Keywords: degassing; ingot; vacuum processing; nonmetallic inclusions; forged piece; argon.

Проблема получения качественных поковок из крупных слитков остается на сегодняшний день одной из актуальных в связи с неконтролируемыми процессами образования внутренних дефектов структуры и формирования химической неоднородности, присущими затвердеванию больших масс металла.

Поэтому создание комплексной технологии получения крупных слитков на основе управления процессами разливки, дегазации и кристаллизации металла представляет важную задачу, решение которой позволит поднять технические и качественные характеристики ответственных изделий энергетического машиностроения до значений, превышающих аналогичные показатели мирового уровня.

В данной статье приведен анализ влияния разработанного способа разливки слитков в вакууме с интенсификацией дегазации струи [1] на уровень механических свойств крупногабаритных поковок валов, полученных из слитков, отлитых по стандартной и разработанной технологиям.

Выявление кинетических особенностей процесса дегазации при струйном вакуумировании стали позволило осуществить способ интенсификации вакуумирования металла в промышленных условиях. В качестве фактора, способствующего усилению перемешивания металла и увеличения межфазной поверхности, использовали возможность искусственного создания в струе газовых зародышей за счет ее продувки аргоном. Для этого в процессе разливки металла в промежуточном ковше применяли полый стопор с цилиндрическим соплом с внутренним диаметром 4,5 мм (рис. 1).

Опытную разливку проводили на слитках массой от 24,2 до 71,5 т сталей 35ХН3МФА, 38Х2Н2МА, предназначенных для изделий ответственного назначения [2–4].

* Работа выполнена в рамках проекта № 2.1.2/9220 "Исследование фундаментальных процессов формирования структуры и свойств сверхкрупных металлоизделий в различных условиях кристаллизации больших масс металла".

В процессе проведения исследований на опытных разливках были установлены существенные изменения структуры падающей в вакууме металлической струи. Если при обычном вакуумировании на выходе из направляющей трубы наблюдаются отдельные макронесплошности, струйки и капли падающего металла, то в процессе продувки аргоном струя представляет собой пенообразную распыленную мелкодисперсную массу. Изменяется также и поведение зеркала металла в изложнице. При обычном вакуумировании оно представляет собой интенсивно кипящую ванну. При отливке слитков с продувкой струи аргоном интенсивность кипения металла в изложнице резко падала. Все это указы-

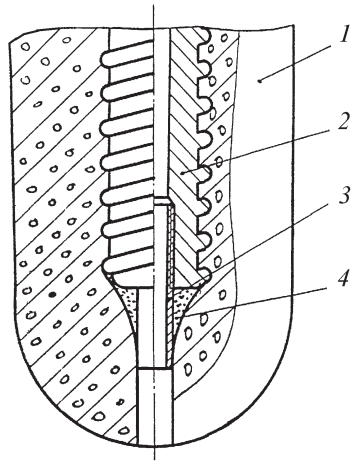


Рис. 1. Схема продувочного устройства полого стопора:
1 – пробка стопора; *2* – стержень стопора; *3* – сопло; *4* – огнеупорная глина

Рис. 2. Кинетика выделения оксида углерода Q_{CO} при отливке слитков массой 24,2 т по обычной технологии (*1*) и с продувкой аргоном (*2*)

вает на то, что в рассматриваемом случае концентрация газов, растворенных в металле, находящемся в изложнице, имеет довольно низкое значение в результате более полного протекания процессов дегазации в струе.

На рис. 2 приведены кинетические кривые выделения оксида углерода CO при отливке двух слитков одной плавки, один из которых обрабатывался аргоном. Видно, что газовыделение на опытном слитке отличается от обычного по абсолютному значению количества CO и по динамике ее выделения. Для опытного слитка характерно бурное, интенсивное начало процесса, что свидетельствует о достаточно значительном развитии межфазной поверхности металл–газ уже в первых порциях падающей в вакууме струи.

На рис. 3 представлена кинетическая кривая выделения оксида углерода при отливке слитка стали 35ХН3МФА массой 71,5 т с продувкой струи аргоном. Во время разливки изменяли расход подаваемого аргона.

Видно, что возрастание количества вводимого в струю аргона приводит к увеличению удельного объема выделяющегося оксида углерода и остаточного давления в вакуум-камере.

После отливки опытных слитков угол конуса струи из захоложенного металла, образовавшегося на выходе стакана промковша, составлял 160...170°, а при обычной вакуумной отливке – 100...110°. Это свидетельствует о влиянии расхода аргона на степень полноты удаляемых из струи газов, причем динамика этого влияния характеризуется пропорциональной зависимостью.

Из лабораторных исследований было установлено, что оптимальным для промышленных условий является расход

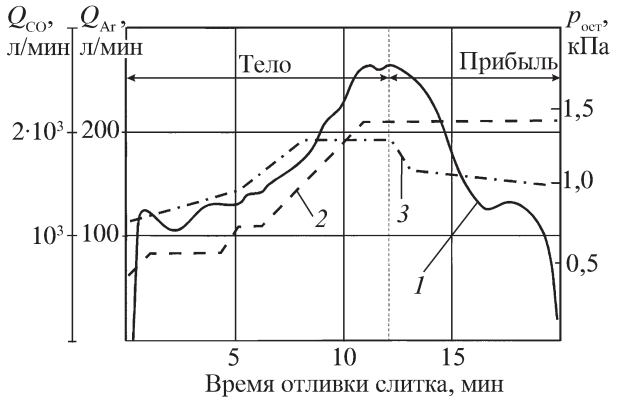
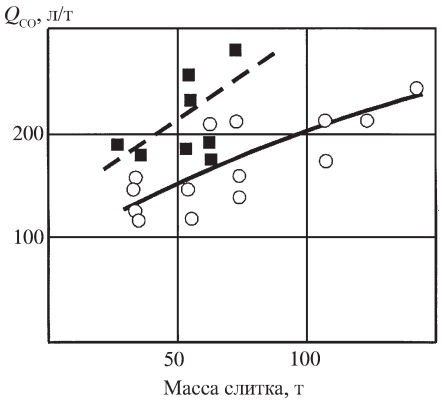


Рис. 3. Динамика выделения оксида углерода Q_{CO} (*1*) и изменение остаточного давления $p_{ост}$ (*2*) в вакуум-камере при отливке слитка стали 35ХН3МФА массой 71,5 т с продувкой струи аргоном Q_{Ar} (*3*)

Рис. 4. Сравнение удельного количества оксида углерода при отливке слитков по обычной технологии (○) и с продувкой аргоном (■)



аргона 180 л/мин. При опытных разливках расход аргона изменяли от 100 до 200 л/мин. При значениях расхода аргона, близких к верхнему пределу, в результате увеличения скорости газового потока наблюдали интенсивное бурление металла, вибрацию установки и сильное разъедание огнеупоров пробки стопора и разливочного стакана. При проведении опытных разливок слитков массой 24,2 и 71,5 т с таким расходом аргона было установлено возрастание удельного количества выделяющегося оксида углерода в среднем на 20...30 % по сравнению с обычной отливкой под вакуумом (рис. 4).

Результаты масс-спектрального анализа отходящих газов были подтверждены данными анализа проб на содержание кислорода, взятых из прибыли отливаемых слитков. Так, если при отливке слитков по обычной технологии концентрация кислорода, растворенного в металле прибыльной части, составляла в среднем 0,0033 % (табл. 1), то на слитках, обработанных во время разливки аргоном, эта величина снижалась в среднем до 0,0025 %.

Следовательно, на основании проведенных промышленных исследований интенсификации процесса струйного вакуумирования стали можно сделать вывод о существенном влиянии ввода аргона в струю на эффективность дегазации металла. Это подтверждается повышенным выделением оксида углерода при отливке опытных слитков, снижением концентрации кислорода в прибыли слитков и визуальным наблюдением за процессом разливки.

Снижение концентрации растворенного в металле кислорода, а также иной характер распределения неметалли-

1. Содержание кислорода в прибыли слитков, отлитых по обычной технологии и с продувкой струи аргоном

Технология отливки	Масса слитка, т	Содержание кислорода в прибыли, %
Штатная	50	0,004
	58	0,005
	71,5	0,0037
		0,0035
		0,004
С продувкой аргоном	53	0,0022
		0,003
		0,002
	71,5	0,003

2. Механические свойства металла сравнительных и опытных поковок

Наименование изделия	Категория металла	Механические свойства поковок					Содержание элементов, %	
		$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	φ	*KCV*, МДж/м^2	S	P
		МПа		%				
Заготовка ротора	Сравнительный	702	849	20,3	65,0	0,194	–	–
		689	836	20,5	65,8	0,202		
	Опытный	666	830	22,0	64,0	0,216	0,014	0,012
		666	820	22,0	64,0	0,206		
Заготовка баллера руля	Сравнительный	884	951	16,0	61,0	0,156	0,018	0,014
		–	–	–	–	0,163		
	Опытный	813	951	18,0	61,0	0,164	0,020	0,013
		–	–	–	–	0,167		
Заготовка гребного вала	Сравнительный	774	–	20,0	63,0	0,173	0,020	0,013
		–	–	–	–	0,166		
	Опытный	813	–	20,0	63,0	0,185	0,020	0,013
		–	–	–	–	0,185		

ческих включений обусловливает существенные различия в уровне механических свойств сравнительных и опытных поковок. Как видно из табл. 2, на всех поковках, изготовленных из слитков, отлитых с интенсификацией вакуумирования в струе, наблюдается повышение свойств, определяемых согласно штатному контролю поковок, который заключался в оценке качества поковок путем отбора проб для определения уровня механических свойств и оценки загрязненности стали неметаллическими включениями с дисков, отрезанных с противоположных концов изделий (рис. 5).

Анализ распределения неметаллических включений показал, что в осевой зоне поковок со стороны донной части количество включений в металле опытного слитка по сравнению с обычным резко снижается. Из рис. 6 видно, что размеры включений металла осевой зоны опытной поковки не превышают 13,5 мкм, в то время как в металле обычного

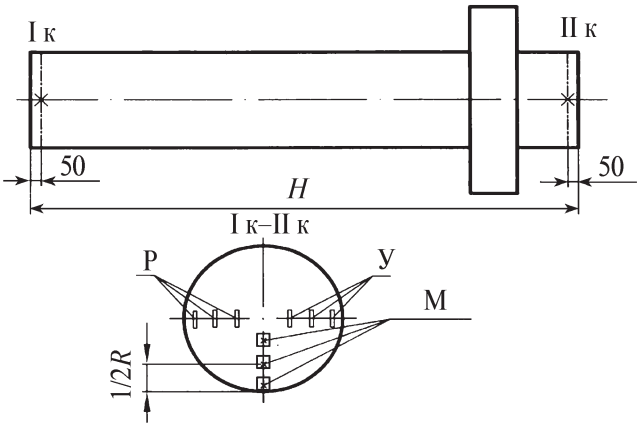


Рис. 5. Схема вырезки проб из штатных дисков для определения уровня механических свойств:

$I_к$, $II_к$ – противоположные концы изделия, относящиеся к донной и прибыльной части слитка соответственно; Р, У – разрывные и ударные образцы; М – место отбора проб для определения уровня механических свойств и оценки загрязненности стали неметаллическими включениями

слитка диаметр включений доходит до 40 мкм. Соответственно и общее количество включений в донной части осевой зоны опытной поковки примерно в 5 раз ниже, чем в обычной.

По составу это оксисульфиды, имеющие форму как вытянутых нитей, так и глобулей. В металле обычной поковки наблюдали оксиды сложного состава. На середине радиуса диска первого конца поковки картина распределения включений была следующей. В опытном слитке количество включений увеличилось, но их размеры не превышали 28 мкм. В обычном металле общее количество включений не изменилось, но преобладали средние включения размером 13,5...19,4 мкм. В опытной поковке включения представляли собой хаотично расположенные вытянутые и глобулярной формы оксисульфиды, а в металле обычной поковки встречались очень сложные по составу оксиды округлой и вытянутой формы.

На периферии исследуемого штатного диска анализ показал значительное возрастание количества включений в опытной поковке, что связано с резким увеличением количества мелких включений размерами от 9 до 28 мкм. В металле обычной поковки количество включений снижалось по сравнению с осевой зоной и половиной радиуса диска, причем это снижение происходило в основном из-за отсутствия в металле крупных включений размерами более 20 мкм.

По составу включения периферийных участков опытного и сравнительного дисков практически друг от друга ничем не отличались, хотя в обычном металле на границе включения с металлической матрицей отмечалось наличие мелких пор. Суммарное содержание включений с первого конца сравнительной и опытной поковок было практически одинаковым и составляло 0,078 и 0,075 % соответственно.

В металле обычной поковки оксиды располагались совместно с сульфидами. На половине радиуса цапфы второго конца опытной поковки число включений по сравнению с осевой зоной снижалось в результате абсолютного уменьшения количества включений по каждому размеру. Аналогичное снижение включений в середине радиуса штатного диска отмечалось и на сравнительной поковке, но в менее значительной степени. По составу оксисульфиды и в том и другом случае практически не различались.

В периферийных участках диска опытной поковки число включений несколько возрастало главным образом за счет

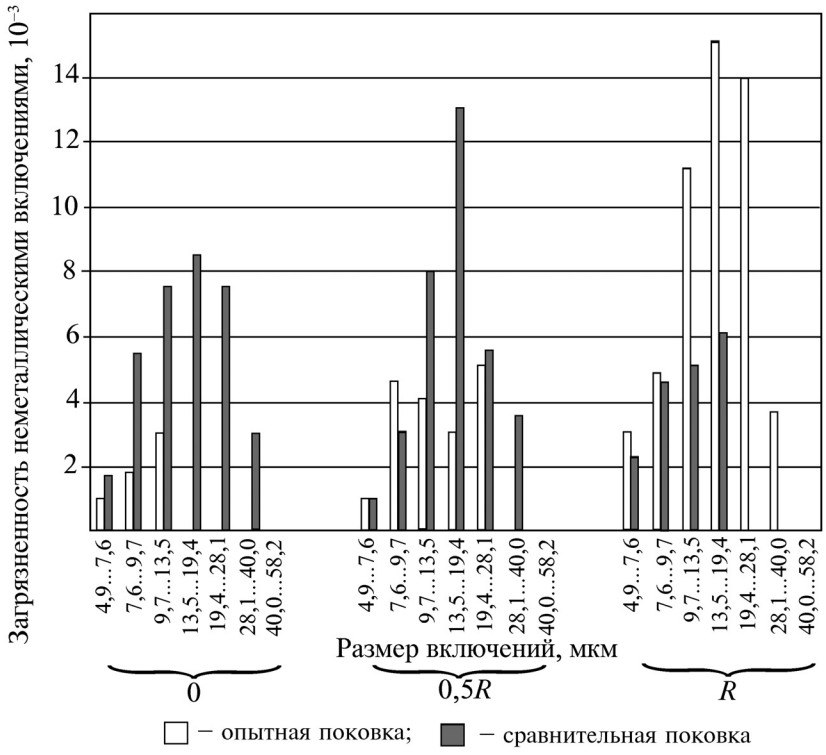


Рис. 6. Распределение включений по размерам в зависимости от радиуса диска с первого конца поковки (донная часть)

увеличения мелких (менее 13,5 мкм) включений. В сравнительной поковке число включений практически не изменилось. По составу в опытном металле преобладали оксисульфиды в виде глобуль размерами от 3,8 до 13,5 мкм. В сравнительной поковке отмечалось наличие оксисульфидов и чистых сульфидов, характеризующихся вытянутой формой. Зафиксировано также незначительное количество силикатов. Суммарное количество включений в опытном металле было несколько ниже по сравнению с обычным.

Следовательно, на основе анализа неметаллических включений в металле опытной и сравнительной поковок, можно отметить, что ввод аргона в струю металла существенно влияет на особенности распределения включений в объеме слитка и на их состав. Применение аргона при вакуумной отливке слитков способствует изменению размеров включений и уменьшению их количества в осевых объемах слитка. Распределение включений в донной части сравнительной поковки практически не отличается от обычного распределения оксидов в зоне конуса осаждения крупного слитка.

Сравнение механических свойств проводили со второго, прибыльного конца, соответствующего головной части слитков, которая является наиболее неблагоприятной в отношении загрязненности и плотности металла сравнительных и опытных поковок. На всех слитках, отлитых с продувкой струи аргоном, отмечается рост пластических характеристик металла, в том числе по относительному удлинению на 8...10 %, по ударной вязкости на 10...28 %, по относительному сужению до 23 %.

Таким образом, проведенный анализ уровня механических свойств поковок, полученных из слитков, отлитых с интенсификацией процесса дегазации, определяет качественную связь между распределением, количеством и размером включений и значениями механических характеристик изучаемого металла. Неметаллические включения, являясь концентраторами напряжений, оказывают существенное влияние на механические свойства выплавляемых сталей. При этом концентрация напряжений зависит от природы (физических свойств, химического состава), формы и размеров включений.

Заключение. Комплексная интенсификация процесса дегазации за счет продувки струи инертным газом позволяет создать необходимые условия для осуществления процесса струйного вакуумирования стали с максимально возможной эффективностью.

Лабораторными исследованиями, проводившимися с использованием разливочного стакана цилиндрической внутренней конфигурацией, была установлена пропорциональная зависимость между расходом вводимого газа и степенью дегазации струи. Экспериментально подтверждено предположение о существенной роли струи, степень дегазации которой в условии опыта составила 55...60 %, и определены оптимальные расходы инертного газа, которые для промышленных условий можно рекомендовать в пределах 180... 200 л/мин.

Производственными экспериментами по интенсификации процесса дегазации при струйном вакуумировании стали установлено, что ввод аргона в струю металла существенно изменяет ее структуру, которая приближается к пеноподобной пузырьково-пленочной системе металл–газ. Это обеспечивает создание благоприятных условий для эффективного удаления газов с реакционной поверхности струи, что подтверждается возрастанием удельного количества CO на 20...30 % при отливке опытных слитков, а также результатами анализа проб на содержание кислорода, отобранных до и после вакуумирования металла.

В поковках из опытного металла, отлитого с интенсификацией процесса дегазации в струе, установлено изменение распределения неметаллических включений по сравнению с обычным металлом, характеризующееся значительным снижением количества включений в осевой зоне поковок и уменьшением среднего размера включений. Поковки, полученные из слитков с применением аргона, имеют повышенные пластические характеристики.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Зюбан Н.А., Клячина Н.В., Летников М.Н.** Формирование структуры струи при разливке стали в вакууме и анализ эффективности дегазации металла // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 9. С. 20–23.

2. **Зюбан Н.А., Кряковский Ю.В., Лебедев В.Н.** Интенсификация струйного вакуумирования стали при отливке крупных слитков // Физико-химические основы вакуумных процессов в черной металлургии. М.: Наука, 1984. С. 154–158.

3. **Зюбан Н.А.** Повышение эффективности дегазации металла крупных слитков при их отливке с применением вакуума // Металлург. 2002. № 5. С. 43–44.

4. **Зюбан Н.А., Жульев С.И.** Пути повышения эффективности вакуумной обработки стали при отливке крупных слитков // Электрометаллургия. 1999. № 2. С. 17–20.

Николай Александрович Зюбан, д-р техн. наук;
Дмитрий Владимирович Руцкий, канд. техн. наук;
Сергей Борисович Гаманюк, аспирант, tecmat@vstu.ru

УДК 621.791.92:658.58

В.А. Ерофеев, Е.А. Страхова
(Тульский государственный университет)

Компьютерный инженерный анализ процесса плазменно-дуговой наплавки слоя цветного сплава на стальные тела вращения

Предложены последовательность и процедуры решения типовых технологических задач для плазменно-дуговой наплавки кольцевых слоев на трубные заготовки с поперечными колебаниями плазмотрона: определение параметров плавления проволоки, параметров квазистационарного состояния наплавочной ванны, параметров старта процесса и замыкания кольцевого слоя. Рассмотрен пример выполнения компьютерного инженерного анализа процесса наплавки с поперечными колебаниями плазмотрона широкого пояска из медного сплава на трубную заготовку из низколегированной конструкционной стали.

The sequence and decisions procedures of the type technological problems are proposed for the plasm-arc weld deposition of circular layers on tube stocks with cross vibration of the plasmatron: determination of melting characteristics of the wire, characteristics of quasi-stationary condition of the surfacing pool, characteristics of process start and circular layer closing. The example of performing computer engineering analysis is considered for the process of weld deposition the wide copper alloy rib on tube low-alloyed structural steel stock.

Ключевые слова: плазменно-дуговая наплавка; биметаллические конструкции; наплавочная ванна; кольцевой слой; численное моделирование.

Keywords: plasm-arc weld deposition; bimetallic constructions; welding pool; circular layer; numerical modeling.

Биметаллические конструкции имеют не только эксплуатационно-технические, но и экономико-технологические преимущества. Заготовки для изготовления таких конструкций получают различными способами, основным из которых является наплавка. Наиболее распространен процесс плазменно-дуговой наплавки слоя цветного сплава на стальные тела вращения.

При плазменно-дуговой наплавке расплавленный металл наносится на поверхность детали. Основным требованием является отсутствие плавления металла подложки, обеспечение заданных размеров наплавляемого слоя и его хорошее сцепление с подложкой. Эти требования обеспечиваются при определенном значении параметров наплавки. Так как требуется наплавлять значительное количество сплава, наплавку осуществляют со значительным подогревом проволоки из наплавляемого сплава, что позволяет раздельно регулировать плавление наплавляемого сплава и нагрев основного металла. Обычно применяют две дуги, первая из которых нагревает подложку, а вторая – проволоку. Плазменно-дуговую наплавку можно осуществлять несколькими параллельными валиками, но энергетически выгоднее наплавку слоев большой ширины выполнять с поперечными колебаниями дуги и системы подачи наплавляемого материала (рис. 1).

Наплавка заготовок с кольцевыми слоями, осуществляемая двумя дугами с поперечными колебаниями наплавочной горелки, имеет большое число параметров, основными из которых являются токи основной дуги I_o, нагревающей подложку, и дополнительной дуги I_f, плавящей проволоку из наплавляемого сплава. Важными параметрами также являются скорости вращения заготовки v_w и подачи наплавляемого сплава v_f, период τ, амплитуда Y и форма t_o поперечных колебаний. При наплавке кольцевых слоев в начале и конце процесса параметры изменяют во времени для обеспечения равномерного формирования и замыкания слоя.

Определить оптимальное значение всех этих параметров опытным путем крайне трудно. Поэтому на начальном этапе разработки технологии наплавки целесообразно применять компьютерные методы инженерного анализа [1], при котором поиск приемлемых решений осуществляется на виртуальной модели процесса, т.е. используется компьютерная программа, реализующая численное решение системы уравнений, описывающих физические явления, протекающие при этом процессе.

Виртуальная модель процесса плазменно-дуговой наплавки с поперечными колебаниями плазмотрона известна [2]. Ее основой является система уравнений теплопереноса и равновесия поверхности наплавочной ванны, возникающей вследствие теплового и электродинамического воздействия дуги и подачи наплавляемого сплава. Численное решение этой системы уравнений позволяет определить форму и размеры наплавляемого слоя при заданном значении параметров, а также оценить термический цикл металла подложки,

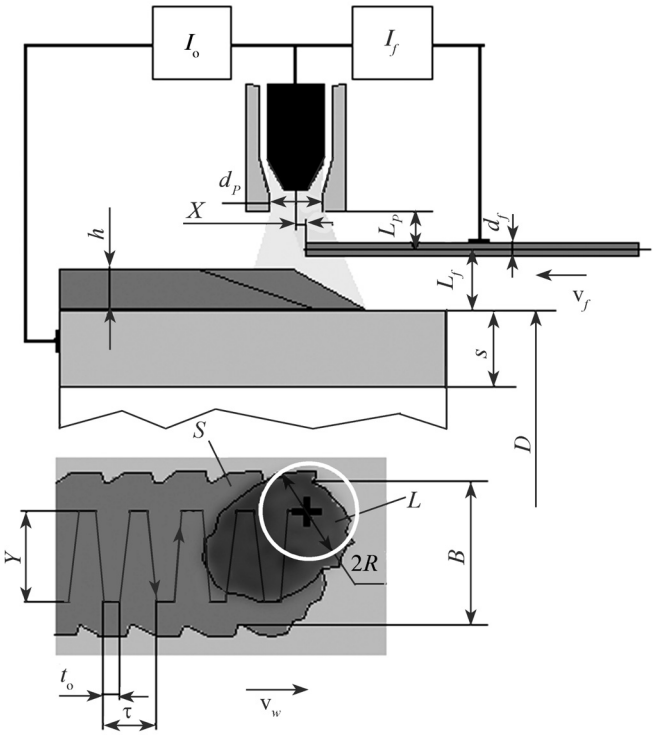


Рис. 1. Схема процесса плазменно-дуговой наплавки кольцевого слоя на трубчатую заготовку с поперечными колебаниями наплавочной горелки

который определяет качество сцепления наплавленного слоя с заготовкой. Структура этой программы представлена на рис. 2.

В результате моделирования цикла наплавки определяется распределение температуры в наплавочной ванне и в заготовке, а также координаты поверхности этой ванны и наплавленного слоя (рис. 3).

При выполнении наплавки температура металла, форма поверхности и размеры наплавочной ванны непрерывно изменяются. Кроме размеров наплавочной ванны и формирующегося слоя важны условия формирования контакта наплавочной ванны с подложкой. Обычно крайне нежелательно плавление материала подложки, так как непредсказуемо изменяется химический состав и свойства наплавляемого слоя.

Чрезмерно большое время контакта подложки с жидким наплавляемым металлом приводит к их химическому взаимодействию, а малое может быть недостаточно для растворения оксидных пленок на поверхности заготовки. Поэтому для анализа качества формирования наплавляемого слоя применяют предельные характеристики: максимальную температуру и время контакта жидкого наплавляемого материала с подложкой во всех точках поверхности подложки, а также графики изменения максимального значения этих характеристик во времени (рис. 4).

Решение инженерных задач является обратной задачей моделирования, так как нужно определить параметры процесса, необходимые для получения заданных характеристик качества. Для случая наплавки медного сплава на стальную подложку характеристиками качества, помимо геометрических размеров наплавляемого пояска, являлись максимальная температура поверхности подложки, которая не должна превышать температуры солидуса стали, и минимальное время контакта расплава со сталью.

Особенностью наплавки кольцевых слоев на трубные заготовки является нестационарное формирование при старте процесса и при замыкании кольцевого слоя. При наличии поперечных колебаний горелки процесс может достичь только квазиустановившегося состояния, в котором периодическое изменение характеристик качества формирования в соседних периодах одинаково. Кроме параметров установившегося режима, необходимо определить программу изменения параметров при старте и финише процесса. Перед решением этих технологических задач задаются общие параметры процесса:

– материал заготовки, ее диаметр D, толщина стенки s;

– ширина B и толщина наплавляемого слоя h_f;

– материал и диаметр проволоки d_f из наплавляемого сплава;

– скорость наплавки (время оборота T);

– характеристики плазмотрона (максимальный ток, диаметр факела).

Нужно определить параметры установившегося состояния: скорость подачи проволоки, токи основной и дополнительной дуг, частоту и амплитуду поперечных коле-

Ввод исходных данных
Расчет параметров численного решения
Цикл периодов поперечных колебаний плазмотрона
- **Цикл внутри периода колебаний с малым шагом по времени**
  - **Определение положения плазмотрона и граничных условий уравнения теплопроводности.**
    Решение уравнения теплопроводности и определение текущих значений температуры, энтальпии и теплопроводности, распределённых в слое и подложке
  - **Итерационный цикл решения уравнения равновесия поверхности наплавочной ванны**
    - **Определение расположения границ ванны по решению уравнения теплопроводности, распределения электродинамического давления дуги на поверхности ванны**
      Вычисление координат поверхности расплава из решения уравнения равновесия капиллярного, внутреннего и электродинамического давлений.
      Корректировка внутреннего давления по условию баланса массы наплавленного сплава
  - **до достижения баланса массы наплавленного сплава**
  - **Фиксация координат расплава по фронту кристаллизации и формирование поверхности шва.**
    Корректировка строения зоны моделирования по результатам решения уравнения поверхности
Вывод результатов: показатели качества формирования валика

Рис. 2. Алгоритм численного моделирования формирования наплавленного слоя

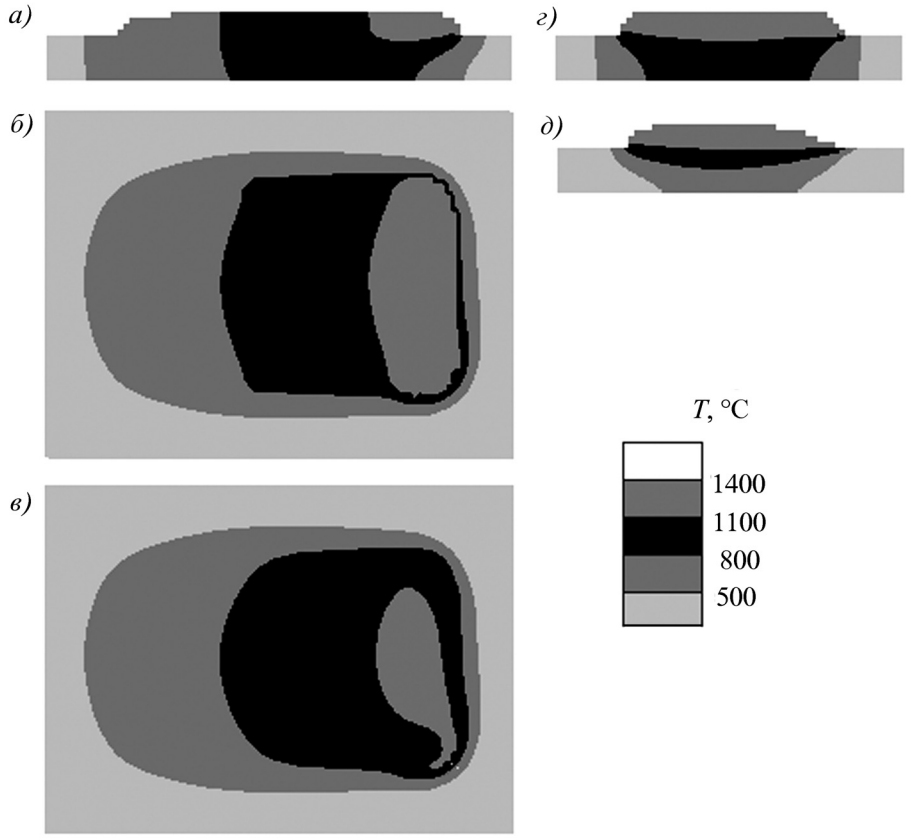


Рис. 3. Распределение температуры и форма поверхности наплавляемого слоя из медного сплава на стальную трубчатую заготовку в конце стадии установления размеров наплавочной ванны:
а – поверхность металла; *б* – поверхность стали; *в* – продольное сечение; *г* – поперечное сечение по оси плазмотрона; *д* – предельное распределение температур

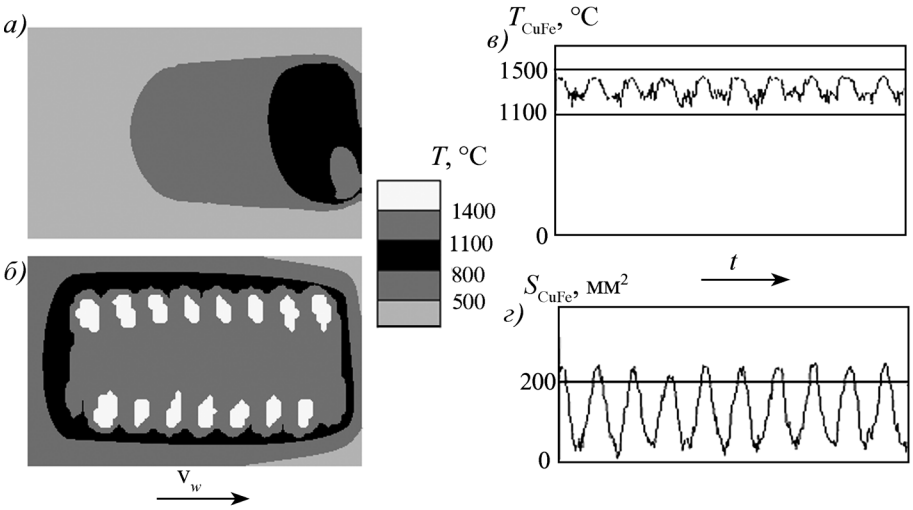


Рис. 4. Результаты моделирования наплавки медного сплава на стальную заготовку:
а – распределение температуры T_{CuFe} на поверхности подложки; *б* – распределение максимальных значений температуры T_{max} на поверхности подложки; *в* – изменение максимальной температуры T_{CuFe} в контакте подложки с наплавочной ванной во времени; *г* – изменение площади контакта стали с жидкой медью S_{CuFe} во времени

баний плазмотрона. Для старта процесса нужно определить начальное значение и время увеличения тока основной дуги, а также время задержки подачи наплавляемого сплава. Для финиша процесса должны быть определены значения тока основной дуги при замыкании слоя и длительность этого замыкания.

Решение этих задач инженерного анализа показано на примере процесса наплавки слоя медного сплава на трубчатую заготовку с толщиной стенки 15 мм из низколегированной конструкционной стали. Требуется наплавить слой шириной не менее 50 мм толщиной не менее 4 мм. Задали скорость наплавки 1,6 мм/с, амплитуду колебаний горелки ±20 мм, период колебаний 4,5 с. Диаметр присадочной проволоки 3 мм, соответственно для наплавки слоя с заданным сечением необходима скорость подачи проволоки 150 мм/с. Применяли плазмотрон, создающий на поверхности заготовки плазменный факел диаметром 18 мм.

Задача 1. Определение параметров плавления проволоки из наплавляемого сплава. По заданному сечению наплавляемого слоя, сечению проволоки и заданной скорости наплавки рассчитывается скорость подачи проволоки v_f. Затем определяются ориентировочное значение тока основной дуги, параметры плавления электродной проволоки и ток дополнительной дуги I_f.

Критериями подбора тока дополнительной дуги является расположение X_k точки плавления проволоки в факеле плазмы (см. рис. 1). Оптимальное расположение этой точки – на оси плазменного факела ($X = 0$). Расположение капли на проволоке в факеле выводится на экран дисплея сразу после пуска программы моделирования для подтверждения на продолжение моделирования или для корректировки тока дополнительной дуги.

На рис. 5 показаны зависимости мощности P_{of}, поглощаемой проволокой из факела плазмы основной дуги, и смещения X_k капли на проволоке относительно

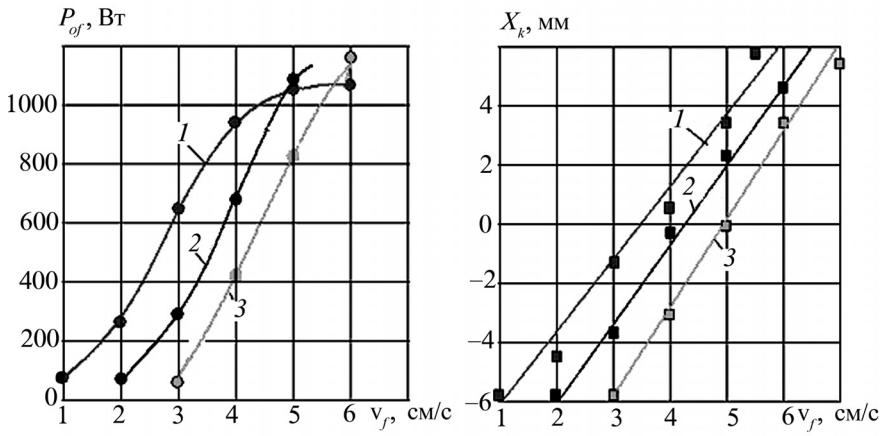


Рис. 5. Зависимости мощности P_{of}, поглощаемой проволокой из факела плазмы основной дуги, и смещения X_k капли на проволоки относительно оси плазмотрона от скорости v_f подачи проволоки при различных значениях тока дополнительной дуги:
1 – 80 А; *2* – 140 А; *3* – 200 А

оси плазмотрона от скорости v_f подачи проволоки при разных значениях тока дополнительной дуги.

Задача 2. Определение параметров процесса для обеспечения показателей качества в квазиустановившемся режиме. На этом этапе определяются параметры квазиустановившегося режима наплавки:

– амплитуда поперечных колебаний плазмотрона, см;

– тип колебаний (синусоидальное, трапецеидальные, прямоугольные);

– период поперечных колебаний плазмотрона;

– ток основной дуги, А.

Значение этих параметров определяется по размерам наплавляемого валика, сплошности и площади контакта жидкой меди со стальным корпусом, значению максимальной и минимальной температуры в этом контакте. Эти критерии определяются при моделировании процесса до достижения установившегося теплового состояния в зоне наплавочной ванны (рис. 6).

При постоянных значениях тока дуги и частоты вращения корпуса и симметричных поперечных колебаниях трудно добиться постоянных размеров наплавочной ванны. Поэтому наплавку следует вести с периодическим изменением тока основной дуги. Эта коррекция определяется как амплитуда колебания тока основной дуги ΔI в процентах от заданного значения I_o (рис. 7).

Критериями при определении этой амплитуды являются амплитуда колебаний площади контакта жидкой меди со стальным корпусом (этот контакт должен непрерывно существовать) и максимальной температуры этого контакта (должна укладываться в диапазон температур ликвидуса для меди и солидуса для стали). Эти критерии выводятся в виде графиков изменения в ходе наплавки при установившемся термическом состоянии (рис. 8). Амплитуду колебаний ΔI тока основной дуги нужно подобрать так, чтобы колебания температуры были минимальны.

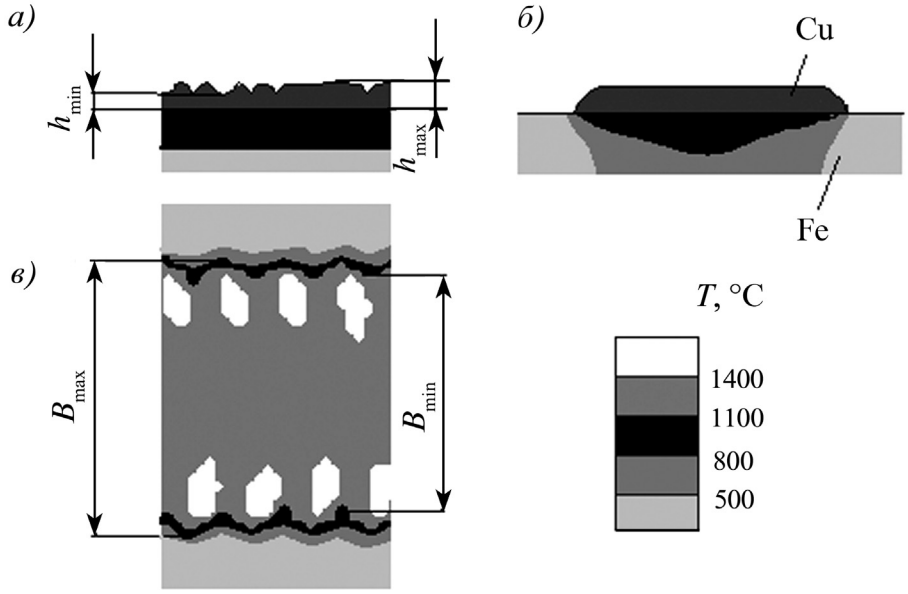


Рис. 6. Определение размеров шва по распределению температуры в установившемся режиме:
а – распределение температуры в продольном сечении стенки корпуса с наплавленным слоем; *б* – распределение предельных значений температуры в поперечном сечении; *в* – распределение максимальных значений температуры в контакте пояска с корпусом

Задача 3. Определение параметров для старта наплавки. Наплавка начинается на холодном корпусе, который постепенно прогревается, соответственно изменяются условия формирования слоя. Кроме того, по мере наплавки слоя меди сильно увеличивается отвод теплоты из наплавочной ванны, что существенно уменьшает ее размеры и температуру. Поэтому для стабилизации условий формирования слоя в начале наплавки необходимо программно изменять параметры.

В начале процесса рекомендуется прогреть металл при выключенном вращении корпуса и подаче проволоки (рис. 9).

Длительность прогревания t_s и начальный ток плазменной дуги I_s должны быть подобраны так, чтобы

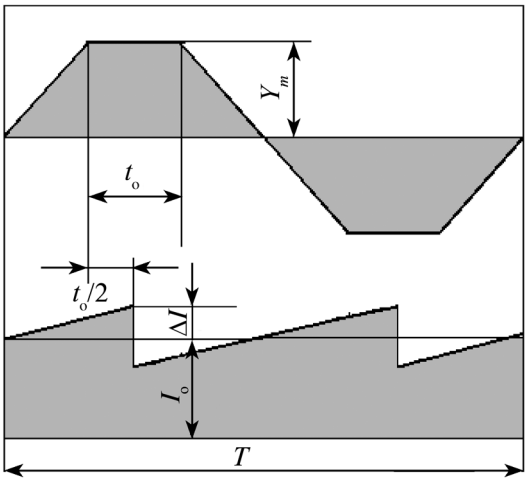


Рис. 7. Основной режим наплавки. Типовой цикл колебаний поперечного смещения плазмотрона Y_m, тока основной дуги I_o

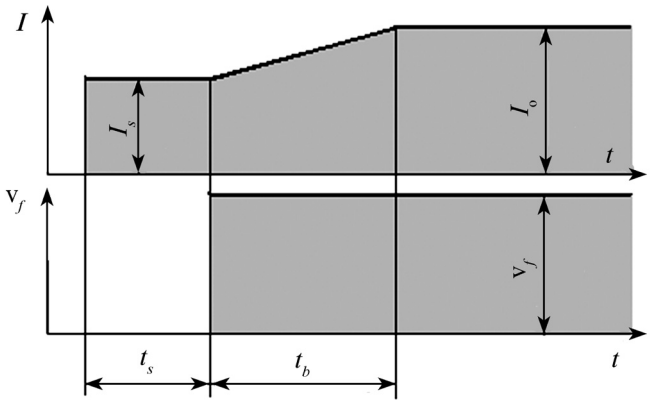


Рис. 9. Изменение тока основной дуги I_o и скорости подачи проволоки v_f на старте наплавки

была достигнута температура поверхности корпуса выше температуры ликвидуса меди, но ниже температуры солидуса стали. Для их определения моделируется только начальная фаза процесса t_s до момента начала подачи проволоки. Это время t_s задается как число полных периодов поперечных колебаний плазмотрона.

Затем моделируется формирование слоя в течение заданного времени t_b, которое первоначально задается по соотношению амплитуды Y_m поперечных колебаний плазмотрона к скорости наплавки v_w, а затем корректируется по графику изменения площади и температуры контакта жидкой меди со сталью так, чтобы их значения были близки к значениям установившегося режима (рис. 10). При этом может возникнуть необходимость изменить стартовый ток плазменной дуги I_s и, соответственно, длительность начального прогрева t_s.

Задача 4. Определение параметров замыкания слоя. При замыкании наплавляемого слоя очень сильно изменяются условия формирования наплавочной ванны, так как при замыкании возникает мощный теплоотвод в начальную часть наплавленного валика (рис. 11). Скомпенсировать этот теплоотвод можно, увеличив ток плазменной дуги на значение ΔI_o (рис. 12).

Время t_e начала увеличения тока соответствует моменту начала касания пятном дуги радиусом R начала слоя, т.е. $t_e \approx R/v_w$. В момент завершения полного обо-

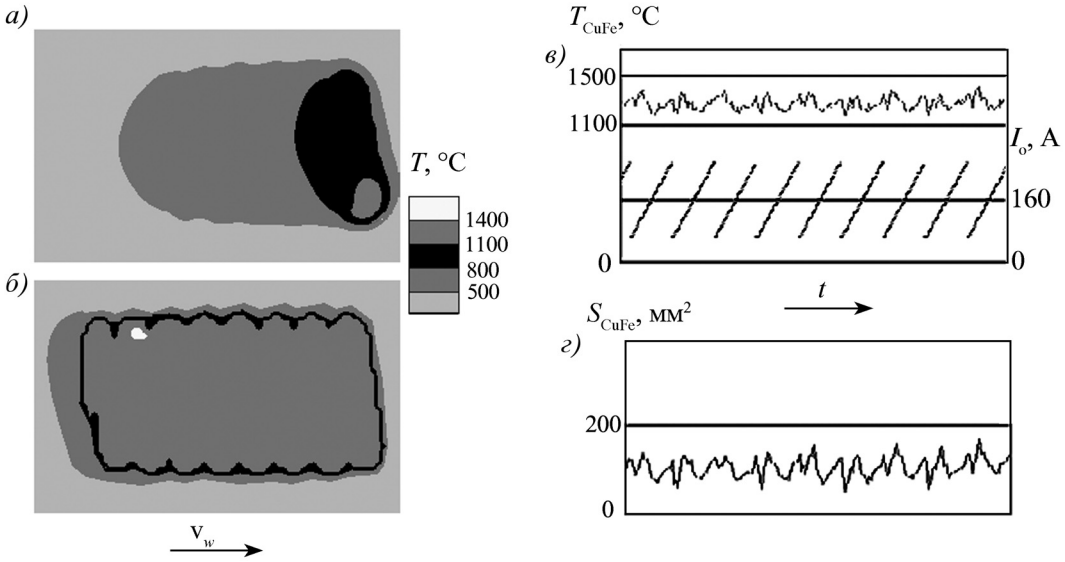


Рис. 8. Результаты моделирования, выводимые при определении параметров основного режима наплавки, выполняемой при периодическом изменении тока I_o плазменной дуги:

а – распределение температуры T_{CuFe} на поверхности стального корпуса; *б* – распределение максимальных значений температуры T_{max} на поверхности стального корпуса; *в* – изменение максимальной температуры T_{CuFe} в контакте корпуса с наплавочной ванной и тока плазменной дуги I_o во времени; *г* – изменение площади контакта стали с жидкой медью S_{CuFe} во времени

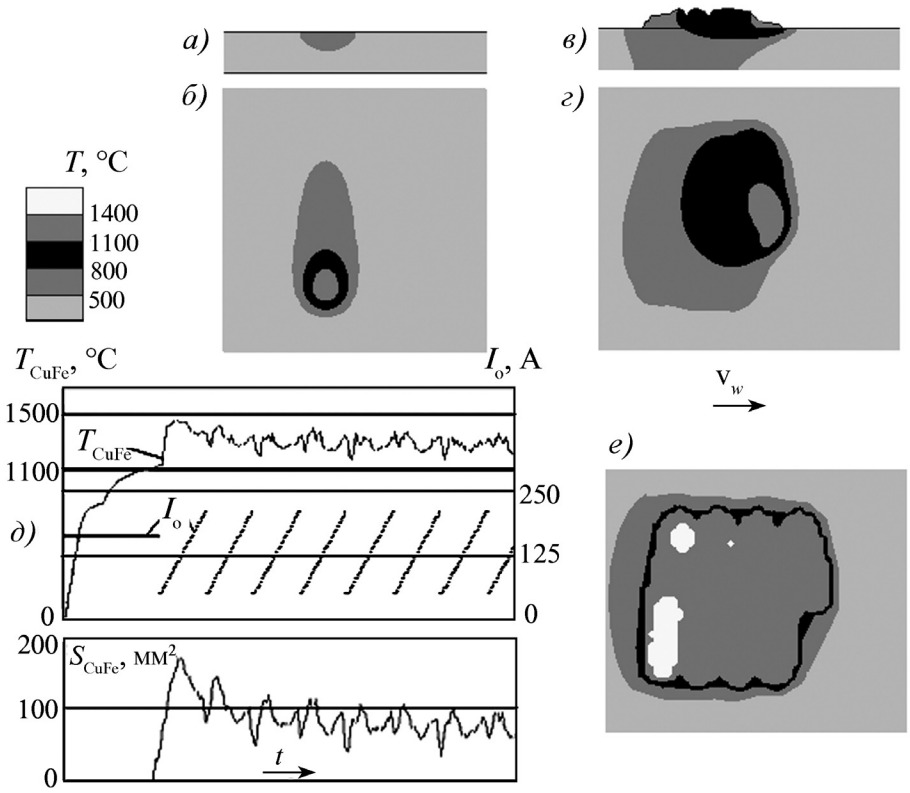


Рис. 10. Результаты моделирования, выводимые при определении параметров старта наплавки:
а–г – распределение температуры в поперечном сечении (*а*, *в*) и на поверхности корпуса (*б*, *г*) после предварительного нагрева основной дугой в момент включения подачи проволоки (*а*, *б*) и при достижении установившегося значения (*в*, *г*); *д* – изменение во времени *t* тока I_o основной дуги, максимального значения температуры T_{CuFe} и площади S_{CuFe} контакта жидкой меди с поверхностью стального корпуса; *е* – распределение максимальных значений температуры на поверхности корпуса

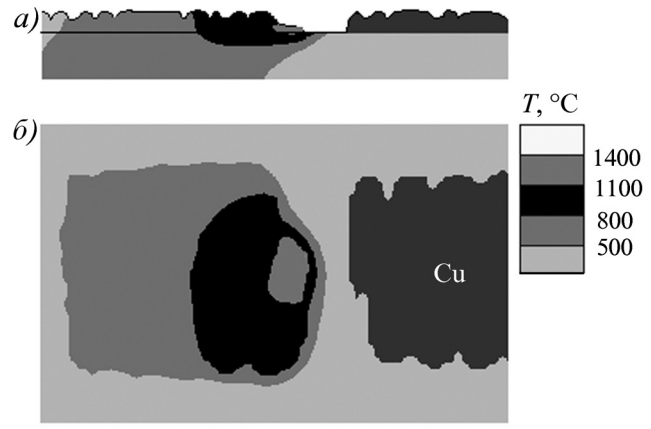


Рис. 11. Распределение температуры в среднем сечении наплавляемого слоя (*а*) и на поверхности металла (*б*) перед замыканием слоя (Cu)

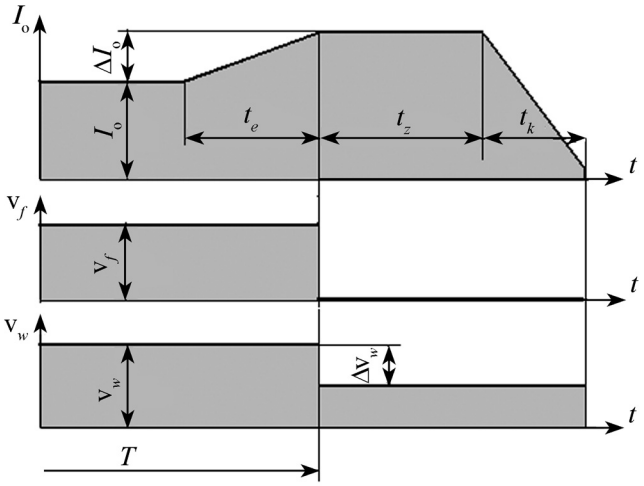


Рис. 12. Изменение параметров при завершении наплавки слоя

рота корпуса подача проволоки отключается и начинается переплав начального участка слоя в течение времени t_z, задаваемого числом полных периодов при замыкании слоя. При этом может оказаться необходимым снизить скорость вращения корпуса на Δv_w, так как мощность процесса уменьшается при выключении дополнительной дуги. Длительность t_z замыкания слоя не менее одного периода колебаний плазменной горелки и составляет $t_z \approx t_e \approx R/v_w$. Значение повышения тока основной дуги ΔI_o должно обеспечить существование в период t_z замыкания шва наплавочной ванны с глубиной, равной толщине слоя. Это определяется по результату моделирования процесса замыкания слоя (рис. 13).

Время снижения тока дуги в конце наплавки t_k ориентировочно равно половине периода колебания горелки. Величины t_e, t_z могут корректироваться для получения более стабильных значений площади контакта жидкой меди со сталью и объема наплавочной ванны, которые при моделировании представлены в виде графиков времени.

При удачно подобранной программе изменения тока дуги слой в области замыкания формируется без чрезмерной выпуклости и кратера (рис. 14, см. обложку).

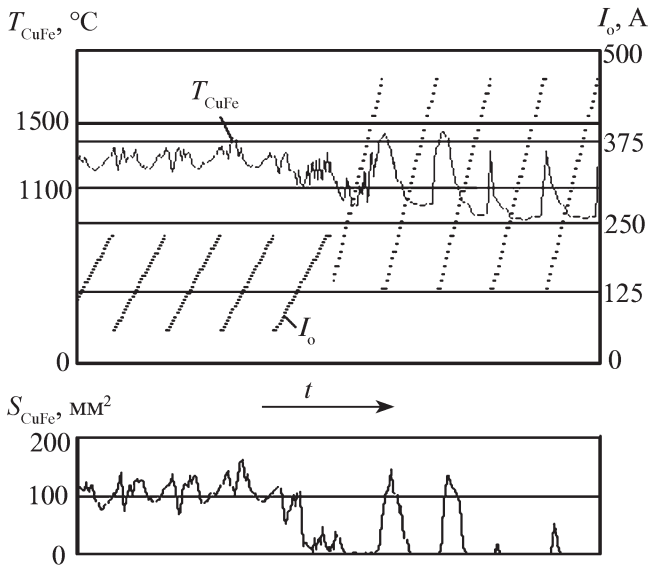


Рис. 13. Изменение максимальной температуры T_{CuFe} и площади S_{CuFe} контакта жидкой меди с поверхностью стали и тока плазменной дуги I_o при замыкании наплавляемого слоя

1. Оптимальные параметры процесса наплавки

Параметр	Значение
Параметры квазиустановившегося режима	
Ток основной дуги, А	125
Ток дополнительной дуги, А	160
Амплитуда колебаний тока основной дуги, А	±70
Напряжение, В	38
Диаметр факела плазмы, мм	18
Диаметр проволоки, мм	3
Скорость подачи проволоки, мм/с	50
Скорость наплавки, мм/с	1,6
Амплитуда поперечных колебаний, мм	20
Период колебаний, с	6,5
Длительность остановки в крайних положениях, с	0,75
Параметры старта процесса	
Стартовый ток основной дуги, А	170
Задержка подачи присадки и движения вдоль слоя, с	6,5
Параметры замыкания слоя	
Ток основной дуги, А	310
Амплитуда колебаний тока основной дуги, А	±80
Длительность замыкания, с	13

Задача 5. Определение общих характеристик качества наплавки. После оптимизации программы управления наплавкой процесс моделируется полностью и определяются все показатели качества формирования наплавленного слоя.

В табл. 1 приведены полученные параметры процесса, а в табл. 2 – характеристики формирования наплавленного слоя, определенные при компьютерном моделировании.

2. Характеристики формирования наплавленного слоя

Характеристика	Значение
Ширина слоя, мм	52...59
Толщина слоя, мм	4,3...4,7
Максимальная температура контакта жидкого медного сплава со сталью, °С	1150...1450
Длительность контакта стали с жидким сплавом, с	2,2...3,1
Время охлаждения стали от 850 до 500 °С, с	14,2...16,1
Доля площади контакта стали наплавленным слоем, в которой температура превысила температуру солидуса стали, %	5,7

На рис. 15 (см. обложку) показан макрошлиф поперечного сечения слоя, наплавленного при параметрах, указанных в табл. 1, и результат моделирования процесса в квазиустановившемся состоянии.

Полученные результаты показали, что методы компьютерного инженерного анализа позволяют эффективно решать технологические задачи наплавки заготовок для биметаллических конструкций.

Выводы

1. Основные задачи разработки технологии наплавки заготовок целесообразно решать методами компьютерного инженерного анализа, который основан на численном моделировании физических явлений, имеющих существенное значение для формирования наплавляемого слоя.

2. Предложены последовательность и процедуры решения типовых технологических задач при плазменно-дуговой наплавке кольцевых слоев на трубные заготовки с поперечными колебаниями плазмотрона: определения параметров плавления наплавляемого сплава, параметров квазистационарного состояния наплавочной ванны, параметров старта процесса и замыкания кольцевого слоя.

3. Рассмотрен пример выполнения компьютерного инженерного анализа процесса наплавки с поперечными колебаниями плазмотрона широкого пояска из медного сплава на трубную заготовку из низколегированной конструкционной стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **http:**//ru.wikipedia.org/wiki/Computer-aided_engineering.

2. **Страхова Е.А., Ерофеев В.А., Судник В.А.** Моделирование процесса наплавки с поперечными колебаниями плазмотрона // Сварка и диагностика. 2009. № 2. С. 12–15.

Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук, va_erofeev@mail.ru;
Елена Александровна Страхова, аспирант

УДК 621.979

Б.А. Степанов *(Московский государственный индустриальный университет)*

Применение специализированных горячештамповочных прессов с вращающимся штамподержателем для производства осесимметричных поковок

Рассмотрены прогрессивные технологии малоотходной штамповки осесимметричных поковок. Дано описание штамповки методом осадки с кручением и перечислены основные преимущества этого процесса. Представлена конструкция специализированного кривошипного горячештамповочного пресса с вращающимся штамподержателем и показаны технологические возможности пресса.

Progressive technologies of low-waste punching axisymmetric forgings are considered. The description of punching by upsetting with torsion is given and the basic advantages of this process are listed. The design of specialized cranck hot-forming press with rotating dieholder is presented and technological possibilities of press are shown.

Ключевые слова: кузнечно-штамповочное производство; штамповка осадкой с кручением; специализированный пресс с вращающимся штамподержателем.

Keywords: forging and stamping production; punching by upsetting with torsion; specialized press with rotating dieholder.

Основной потребитель штампованных поковок – автосельхозмашиностроение, на долю которого приходится 57 % всего объема поковок. Большинство поковок производится на двух видах оборудования: кривошипных горячештамповочных прессах (КГШП) и паровоздушных штамповочных молотах (ПВШМ). На горизонтально-ковочных машинах (ГКМ) круглые в плане тонкостенные поковки составляют малую долю. Отечественные винтовые прессы маломощны и используются в основном на правильных работах; гидравлические горячештамповочные прессы в силу своей специфики узкоспециализированы (например, для предварительной осадки и прошивки полуфабриката под последующую раскатку). Стремление снизить металлоемкость машиностроительной продукции вызывает потребность в тонкостенных изделиях, однако утонение поковок усложняет технологию их изготовления вследствие особенностей пластического течения металла в тонких слоях. Прежде всего это связано с высокими давлениями, необходимыми для формоизменения, повышающими нагрузки как на оборудование, так и на инструмент.

Эффективным направлением для решения данной проблемы может быть штамповка методами комбинированного нагружения. Для круглых в плане поковок комбинированное нагружение реализуется одновременным воздействием на деформируемый металл осевой силы P и крутящего момента M. Такое нагружение осуществляется вращением инструмента во время формоизменения заготовки (рис. 1), поэтому этот метод деформирования получил название штамповки методом осадки с кручением. В основе его лежат принципиальные по сравнению со штамповкой поступательно перемещающимся инструментом отличия в движении деформируемой среды, заключающиеся в изменении механики контактного взаимодействия инструмента и заготовки и в возникновении в объеме металла интенсивных сдвиговых деформаций [1].

Штамповка с кручением дает возможность значительно снизить как силу деформирования, так и нормальное напряжение, действующее на инструмент, особенно в центральной зоне. На рис. 2 представлены типовые графики силы горячей штамповки без кручения и с кручением. Чем больше отношение наружного диаметра поковки D к толщине диска H (D/H), тем заметнее проявляются указанные эффекты; при штамповке дисков с отношением D/H = 10...40 возможно снижение деформирующей силы в 4–15 раз, а давления на инструмент (в центре) – в 3,5–20 раз. Практическая реализация этих эффектов позволит резко увеличить массу штампуемых поковок и в дальнейшем отказаться от молотов в пользу более прогрессивного прессового оборудования. Открываются перспективы также и в плане совершенствования традиционной техно-

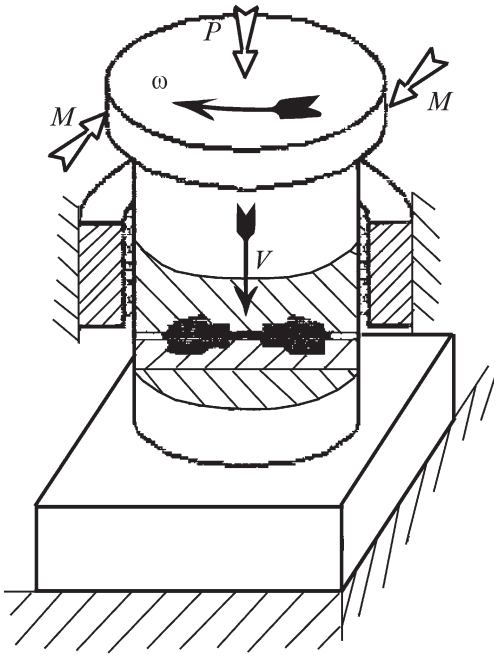


Рис. 1. Схема нагружения инструмента и его движение при штамповке с кручением

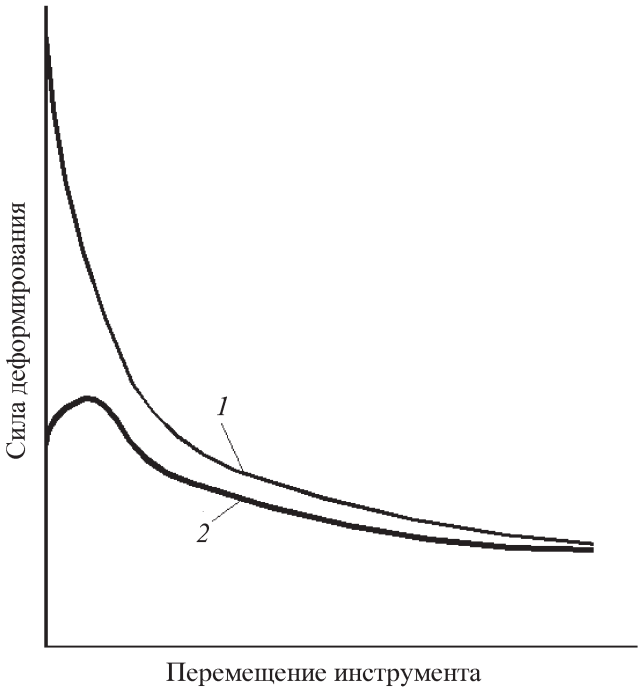


Рис. 2. Типовые графики рабочих нагрузок при штамповке: *1* – без кручения; *2* – с кручением

логии производства поковок, в частности, в направлении снижения их массы путем уменьшения перемычек под прошивку, повышения стойкости штампов, применения оборудования с меньшей номинальной силой, повышения точности поковок в результате снижения величины упругих деформаций системы пресс–штамп.

Экспериментальные исследования показывают, что применение комбинированного нагружения практически исключает влияние эксцентричности установки заготовки на заполнение штампа. Это обстоятельство в совокупности с общим снижением давления на штамп позволяет устранить отрицательные последствия неравномерного заполнения штампа и одностороннего вытекания торцового заусенца и дает возможность спроектировать и реализовать процесс закрытой штамповки по-новому.

Технологические процессы штамповки методом осадки с кручением реализуются на специальных прессах с вращающимся штамподержателем. Для массового производства (автомобильная, инструментальная промышленность и др.) наибольшее применение находят кривошипные прессы. На рис. 3 показаны конструктивная и кинематическая схемы специального КГШП с вращающимся штамподержателем мод. К0940 для штамповки с кручением [2]. Привод пресса выполнен без промежуточного вала с традиционной системой включения (муфта *9* и тормоз *8*), расположенной на консолях трехэксцентрикового вала *1*, вращающегося с угловой скоростью ω. Центральный шатун *2*, сочлененный с центральным эксцентриком *10*, воздействует на внутренний ползун *3*, образующий шарнирное соединение с винтом *4*, к нижнему торцу которого присоединен штамподержатель. К боковым шатунам *6*, сочлененным с боковыми эксцентриками *11*, подвешен наружный ползун *5* со встроенной в нем гайкой *7*, образующей винтовую несамотормозящуюся пару с винтом *4*. Центральный эксцентрик развернут относительно боковых эксцентриков в направлении вращения эксцентрикового вала на угол γ. Цен-

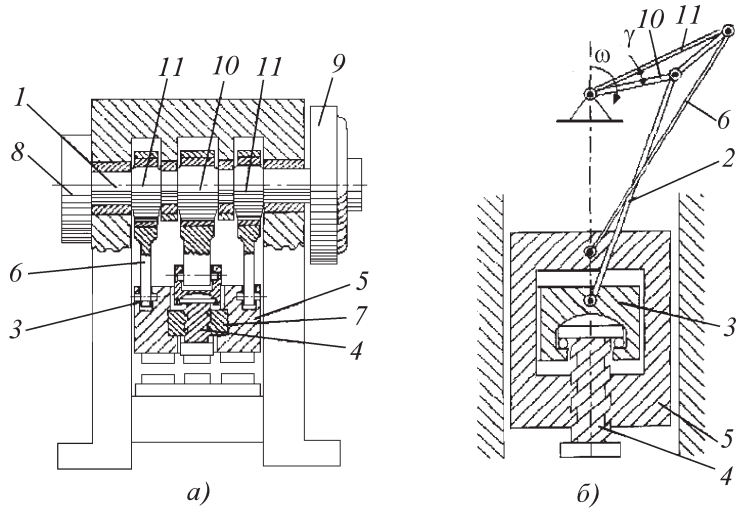


Рис. 3. Конструктивная (*а*) и кинематическая (*б*) схемы кривошипного пресса с вращающимся штамподержателем

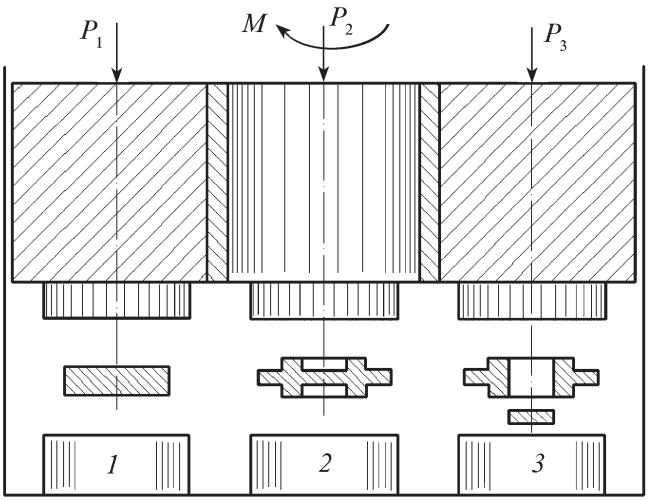


Рис. 4. Технологические переходы штамповки на КГШП с вращающимся штамподержателем:
1 – осадка; *2* – штамповка с кручением; *3* – пробивка отверстия

тральный эксцентрик *10*, шатун *2*, ползун *3* и винт *4* образуют исполнительный механизм поступательного перемещения штамподержателя. Боковые эксцентрики *11*, боковые шатуны *6*, ползун *5* со встроенной гайкой *7* образуют исполнительный механизм вращения штамподержателя. Разворот эксцентриков смещает по фазе скорости поступательного перемещения гайки $V_г$ и винта $V_в$, и вызывает тем самым вращение штамподержателя с угловой скоростью $\omega_в$, пропорциональной разности скоростей поступательного перемещения гайки и винта:

$$\omega_в = (V_г - V_в)\frac{2\pi}{S},$$

где S – ход винтовой нарезки винта.

Специализированные КГШП с вращающимся штамподержателем предназначены для изготовления тонкостенных круглых в плане поковок по унифицированной технологии, включающей в себя осадку нагретой заготовки, штамповку с кручением осаженной заготовки и обрезку облоя. Штамповка осуществляется в штамповом блоке, имеющем три позиции (рис. 4). Пресс имеет трехшатунную компоновку – два боковых и центральный шатуны. Каждый технологический переход располагается под отдельным шатуном, рассчитанным на выполнение данной операции, что предотвращает перекосы ползуна, обеспечивая надежность и долговечность как самого пресса, так и инструмента.

Несмотря на высокую техническую оснащенность автомобилестроения, молотовая штамповка в этой отрасли занимает большой объем (36 %). В то же время в современном кузнечно-штамповочном производстве происходит замена ПВШМ на КГШП в силу известных недостатков молотов. Однако такая замена применительно к тонкостенным поковкам ($D/H > 15$) не всегда себя оправдывает, так как снижается долговечность прессов и стойкость инструмента.

К наиболее прогрессивным технологиям малоотходной штамповки относится технология штамповки на горячештамповочных автоматах [3]. В таблице приведены некоторые технические данные горячештамповочных автоматов фирм Hatebur и Peltzer.

Штамповка осуществляется одновременно на четырех позициях производительностью, соответствующей числу ходов ползуна. На автомате силой 10 МН можно штамповать поковки диаметром до 100 мм, а на прессе К0940 такой же силы – поковки диаметром 200 мм, т.е. в 2 раза больше. Таким образом, для изготовления поковок диаметром 200 мм потребуется автомат силой 25 МН, имеющий массу около 200 т (масса пресса К0940 силой 10 МН составляет 90 т). У автоматов число автоматических ходов ползуна в минуту составляет 40...70, в то время как у пресса К0940 – 90, т.е. в 1,5–2 раза выше. Следовательно, и время контакта инструмента с поковкой уменьшается также в 1,5–2 раза, что сокращает теплоотдачу в штамп и уменьшает его перегрев. Для наружного и внутреннего охлаждения инструмента в автоматах расходуется большое количество воды (60...80 м^3/ч). Высокая производительность достигается благодаря большой установочной мощности 350 кВт автомата АМР50 силой 8 МН и 75 кВт пресса К0940 силой 10 МН. Автоматы выполнены в горизонтальном исполнении, вследствие чего занимают большие производственные пло-

Параметры технической характеристики горячештамповочных автоматов фирм Hatebur и Peltzer (в скобках)

Параметр	Значения		
Номинальная сила, МН	8 (8)	12 (12,5)	15 (15)
Число рабочих позиций	4 (4)	4 (4)	4 (4)
Наибольший диаметр поковки, мм	92 (105)	120 (130)	142 (145)
Число ходов ползуна, мин$^{-1}$	85...90 (45...80)	45...70 (40...70)	45...70 (35...60)
Мощность электродвигателя, кВт	320 (250)	450 (315)	450 (365)
Расход охлаждения воды, м/ч	60 (60)	80 (80)	80 (80)
Площадь автомата в плане, м^2	39 (39)	57 (57)	57 (57)
Масса автомата, т	77 (128)	168 (190)	172 (240)

щади (автомат АМР50 – 39 м^2, а пресса К0940 только 8 м^2).

В горячештамповочных автоматах смена инструмента крайне затруднена и требует значительного времени при переналадке с одного изделия на другое. Несмотря на многочисленные попытки упростить процедуру, облегчить условия труда наладчиков и сократить время переналадки, эта операция до сих пор остается трудоемкой. Таким образом, вследствие высокой производительности и полной автоматизации эффективность применения горячештамповочных автоматов в массовом производстве не вызывает сомнений. Однако в серийном и мелкосерийном производстве из-за больших капитальных затрат этому виду оборудования специализированные прессы с вращающимся штамподержателем могут составить конкуренцию.

Предложена технология торцовой раскатки [4] в качестве альтернативы процесса штамповки с кручением. При торцовой раскатке требуются технологические силы значительно меньшие, чем при штамповке с кручением. Однако раскатные машины имеют более сложную конструкцию вследствие необходимости многократной обкатки заготовки за относительно короткий рабочий ход ползуна. Перед раскаткой заготовка предварительно должна быть осажена, а после раскатки облой отделен от поковки. Осадка и обрезка не могут осуществляться в раскатной машине, т.е. для получения поковок методом торцовой раскатки необходимо создание комплекса, включающего в себя нагреватель, пресс для осадки, раскатную машину и обрезной пресс, что потребует больших материальных вложений и производственных площадей. Необходимы сложные средства автоматизации для того, чтобы связать оборудование в линию, в противном случае возрастает трудоемкость изготовления заготовок. Для данной технологии потребуется значительно более дорогой инструмент по сравнению с тем, который используют на прессе с вращающимся штамподержателем.

Заключение. Как видно из приведенного анализа, штамповка круглых в плане поковок типа зубчатых колес, дисков, ступиц, конусных чашек и т.п., которые составляют в номенклатуре горячештамповочных поковок автомобильной промышленности более 30 %, наиболее эффективна на специализированных КГШП с вращающимся штамподержателем методом осадки с кручением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Субич В.Н., Демин В.А., Шестаков Н.А., Власов А.В.** Штамповка с кручением. М.: МГИУ, 2007. С. 411.

2. **Субич В.Н., Степанов Б.А., Горожанкин В.Н.** Кривошипный горячештамповочный пресс с вращающимся инструментом // Кузнечно-штамповочное производство. 1989. № 8. С. 30–32.

3. **Трофимов Н.Д., Бухер Н.М.** Автоматы и автоматические линии для горячей и объемной штамповки. М.: Машиностроение, 1981. 276 с.

4. **Агеев Н.П., Ревизцев А.Н.** Контактные напряжения при осадке обкатыванием цилиндрических заготовок на сферодвижном прессователе // Известия вузов. Машиностроение. 1984. № 5. С. 28–32.

Борис Алексеевич Степанов, канд. техн. наук,
asdyr@mail.ru

УДК 621.78.08

Т.В. Денищев, Н.В. Коробова *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Обеспечение требуемого уровня механических свойств крупногабаритных поковок типа "стакан" из стали 60С2

Установлен оптимальный режим термической обработки для обеспечения определенного уровня механических свойств поковок типа "стакан" из стали 60С2. Определены механические свойства поковок при различных способах их охлаждения после штамповки.

The optimum regime of heat treatment for maintenance of mechanical properties certain level of forgings type "cup" from steel 60S2 is established. Mechanical properties of forgings during different methods of cooling after forging are defined.

Ключевые слова: термообработка; способ охлаждения; механические свойства; выдавливание.

Keywords: heat treatment; refrigeration method; mechanical properties; extrusion.

Процесс изготовления деталей методами горячей объемной штамповки следует рассматривать комплексно. Получение геометрии детали штамповкой необходимо сочетать с механическими свойствами, достигаемыми как после штамповки, так и после термической обработки (ТО).

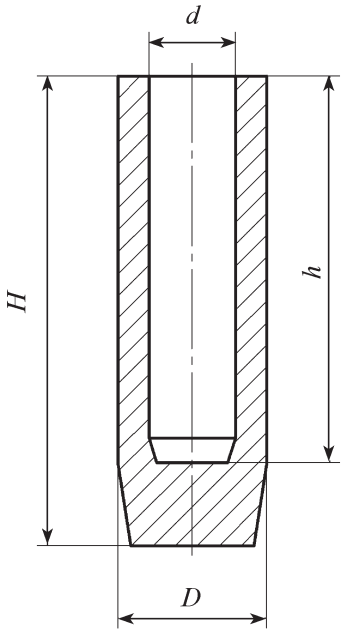


Рис. 1. Крупногабаритная поковка типа "стакан":
$H = 4D$; $h = 5d$; $D = 1{,}5\ d$

1. Химический состав стали 60С2 (ГОСТ 14959–79), %

C	Si	Mn	Cr	S	P	HB (без ТО), не более
			Не более			
0,57...0,65	1,5...2	0,6...0,9	0,3	0,035	0,035	302

Цель статьи – исследование механических свойств стали 60С2 для разработки технологического процесса штамповки и режимов термической обработки.

Для этого была проведена отработка оптимального режима термической обработки и получения механических свойств после штамповки (без ТО) стали 60С2 в целях обеспечения в крупногабаритных поковках типа "стакан" (рис. 1) следующего уровня механических свойств: $\sigma_{0,2} \geq 550$ МПа; $\psi \geq 15$ %.

Сталь 60С2 – среднеуглеродистая сталь перлитного класса, легированная кремнием (табл. 1).

Кремний увеличивает твердость, уменьшает пластичность и ударную вязкость, повышает порог хладноломкости, увеличивает коррозионную стойкость стали. Кремний мало влияет на склонность роста зерна при нагреве и повышает устойчивость стали против отпуска. Сталь 60С2 применяют как рессорно-пружинную сталь для изготовления тяжелонагруженных пружин, торсионных валов, цанг, фрикционных дисков и др. Сталь не подвержена росту зерна при нагреве, обладает повышенной склонностью к обезуглероживанию. В ГОСТ 14959–79 на данную сталь приведены механические свойства, полученные на образцах после термической обработки (табл. 2).

2. Механические свойства стали 60С2 после термической обработки

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ
	МПа		%	
Закалка: 870 °С, масло; отпуск: 460 °С, воздух	1200	1300	6	25

3. Рекомендуемые режимы термической обработки пружин и рессор после термической обработки

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ
	МПа		%	
Закалка: 860 °С, масло				
Температура отпуска, °С, воздух:				
400	–	1750	5	34
500	–	1510	8	41

Рекомендуемые режимы термической обработки пружин и рессор после закалки и отпуска представлены в табл. 3 [1].

Механические свойства сечением до 20 мм после различных режимов обработки приведены в табл. 4 [1].

Технологические свойства стали 60С2 следующие: коэффициент обрабатываемости $K_v = 0{,}7$ (твердый сплав); 0,27 (быстрорежущая сталь); $T_{нач.\ ковки} = 1200$ °С; $T_{кон.\ ковки} = 800$ °С. Прокаливаемость в масле составляет 30 мм [1].

Так как имеющиеся данные противоречивы по целому комплексу механических характеристик, целесообразно определить режим термической обработки на требуемый уровень механических свойств.

Для этого исследовали влияние температуры отпуска $T_{отп}$ на механические свойства (табл. 5). Из поковок вырезали образцы, предназначенные для контроля механических свойств: три разрывных образца тип III по ГОСТ 1497–84 (рис. 2, *а*) и три ударных образца *KC*U по ГОСТ 9454–78 (рис. 2, *б*).

Анализ результатов показал, что увеличение температуры отпуска и длительная выдержка приводят к снижению прочностных свойств, относительное сужение при этом практически не изменяется. На основании полученных результатов был выбран режим термообработки: $T_{зак} = 870$ °С, охлаждающая среда – масло, $T_{отп} = 650$ °С, охлаждение на воздухе, время выдержки 2,5 ч.

Проведено также исследование, направленное на получение требуемого уровня механических свойств после штамповки, позволяющего сократить число операций технологического процесса и исключить поводки, которые могут возникнуть при термической обработке.

4. Механические свойства пружин сечением до 20 мм после различных режимов обработки

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	*KC*U, кДж/м^2
	МПа		%		
Закалка: 850...870 °С, масло					
Температура отпуска, °С, воздух:					
340...360	2000...2150	2150...2300	6...7	23...25	250
380...400	1600...2000	1700...2150	10...11	40...45	250...350
420...440	1400...1600	1500...1750	11...13	48	350

5. Влияние температуры отпуска на механические свойства

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	*KC*U, кДж/м^2
	МПа		%		
Закалка: 870 °С, масло					
$T_{отп}$ = 540 °С, воздух, 2,5 ч	785	1188	16,8	40,5	150
	760	1154	18,4	41,4	450
	761	1187	16,8	39,3	460
$T_{отп}$ = 650 °С, воздух, 2,5 ч	652	1002	16,4	42,3	380
	648	1043	18,0	41,0	380
	679	1020	20,4	41,7	460

Определены механические свойства после штамповки в зависимости от способа охлаждения после штамповки. Нагрев осуществлялся в газовой печи проходного типа, температура нагрева перед штамповкой 1200 °С, температура окончания штамповки не ниже 950 °С.

Использовали три способа охлаждения: замедленное, ускоренное и обычное. При замедленном охлаждении поковки помещали в бак с песком, при ускоренном – поковки обдувались вентилятором на полу цеха и при обычном охлаждении – лежали на полу цеха. Затем из трех поковок с различными способами охлаждения вырезали образцы, предназначенные для контроля механических свойств (см. рис. 2).

В табл. 6 приведены механические свойства поковок типа "стакан" из стали 60С2, полученные после штамповки при различных способах охлаждения.

Из табл. 6 видно, что различное охлаждение в большей степени влияет на прочностные свойства ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$): чем быстрее охлаждение после штамповки, тем выше прочность. В меньшей степени скорости охлаждения после штамповки влияют на пластические (δ, ψ) и ударные (*KC*U) свойства.

Во всех испытаниях вместо предела текучести $\sigma_т$ определяли предел текучести условный $\sigma_{0,2}$, который соответствует 0,2 % пластической деформации. Предел текучести (физический) $\sigma_т$ определяют по диаграмме растяжения, когда на ней имеется площадка текучести. Однако при испытаниях на растяжение большинства сплавов площадки текучести на диаграммах нет. Выбранная пластическая деформация 0,2 % достаточно точно характеризует переход от упругих деформаций к пластическим, а напряжение $\sigma_{0,2}$ несложно определить при испытаниях независимо от того, имеется или нет площадка текучести на диаграмме растяжения [2].

С ростом мощностей оборудования и потребностей заказчика существует тенденция к увеличению размеров различного вида поковок типа "стакан", таких как гидроцилиндры, пневмоцилиндры, переходники для нефтяной промышленности и другие крупногабаритные поковки.

При наличии определенных требований конструкторской документации на механические свойства в технологическом процессе применяют термическую обработку. Масса поковок достигает 100 кг и не всегда завод-изготовитель имеет крупные шахтные закалочные печи для вертикального расположения поковок, способствующие снижению поводок при закалке.

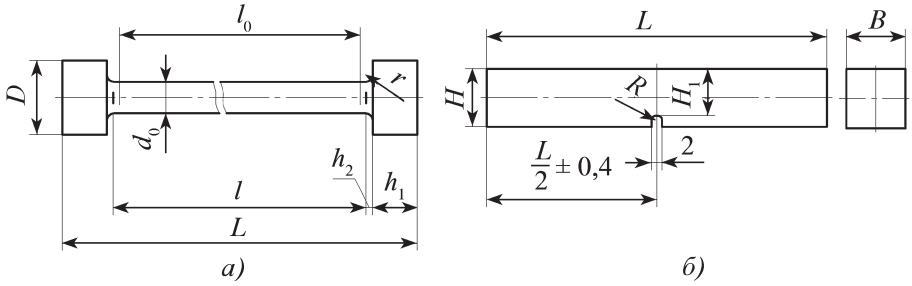


Рис. 2. Образцы, предназначенные для контроля механических свойств

6. Механические свойства поковок типа "стакан" из стали 60С2 после штамповки при различных способах охлаждения

Номер образца	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	*KC*U, кДж/м^2
	МПа		%		
Замедленное охлаждение					
1	474	907	12,9	18,4	130
2	470	921	11,4	15,5	90
3	487	907	11,6	14,8	180
Обычное охлаждение					
1	580	1035	13,2	19,6	80
2	575	1043	19,2	22,2	190
3	585	1022	11,6	19,6	190
Ускоренное охлаждение					
1	654	1068	12,0	16,3	140
2	588	1048	12,8	18,8	170
3	609	1050	9,6	22,8	130

При закалке с горизонтальной закладкой садок для нагрева под штамповку поводки при такой массе могут достигать 4 мм, что, соответственно, приводит к увеличению припуска на поковку и доли механической обработки для устранения этих поводок. После термической обработки получают более стабильный уровень механических свойств с меньшим интервалом разброса. При получении свойств после штамповки, применив тот или иной способ охлаждения, интервал разброса свойств будет зависеть от качества охлаждения.

Требуемый уровень механических свойств достигается в результате термической обработки по следующему режиму:

температура закалки $T_{зак}$ = 870 °С, охлаждение в масле, температура отпуска $T_{отп}$ = 650 °С, охлаждение на воздухе, время выдержки 2,5 ч и ускоренное охлаждение после штамповки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Марочник** сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.

2. **Материаловедение**: учеб. для высш. техн. учеб. заведений. / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1986. 384 с.

Тимофей Вячеславович Денищев, аспирант,
d_tima@mail.ru;
Наталья Васильевна Коробова, д-р техн. наук

УДК 621.735.36

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

Обобщение отечественного опыта ковки быстрорежущих сталей

Рассмотрены обобщенный опыт по пластическому формоизменению быстрорежущих сталей и технология их ковки, а также факторы, влияющие на параметры и режимы деформирования. Представлены, как традиционная технология ковки быстрорежущих сталей, так и способы переработки, использующие различные эффекты поведения металла, например, сверхпластичность, слитковая и гранульная технология получения заготовок.

The generalized experience on the flexible forming of high-speed steels and technology of their forging as well as factors exerting influence on the parameters and deforming regimes are considered. Doth the traditional technology for high-speed steels forging and the means of treatment using the different effects of metal performance, for example, superplasticity, ingot and granule technology fog crude products getting are presented.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь; слиток; гранула; структура; ковка; технология; сверхпластичность.

Keywords: high-speed steel; ingot; granule; structure; forging; technology; superplasticity.

Введение. В настоящее время материалом для различных изделий служат высокопрочные сплавы, механическую обработку которых рационально осуществлять инструментами из *быстрорежущих сталей* (БРС). Стандартный инструмент производится на специализированных заводах и поставляется централизовано. Если при механической обработке требуется применить специальный инструмент, то его изготовляют с помощью кузнечных технологий. Поскольку эти стали являются редкими, то опыт по их ковке постепенно утрачивается как технологами, так и кузнецами. Сведения о ковке быстрорежущих сталей приведены в различных исследованиях, монографиях и технологических инструкциях, что создает трудно-

1. Химический состав быстрорежущих сталей по ГОСТ 19265–73, % мас.

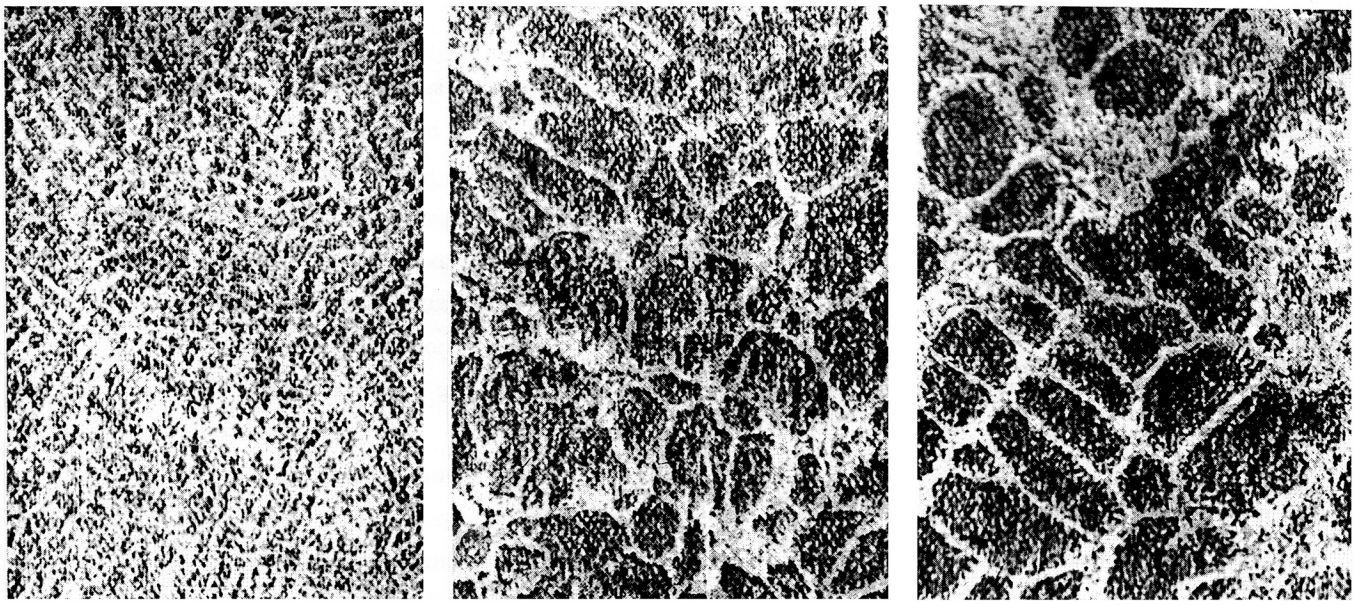
Марка стали	C	Cr	W	V	Co	Mo	S	P	Твердость HB в отожженном состоянии, не более
							Не более		
Р18	0,70...0,80	3,8...4,4	17,5...18,5	1,0...1,4	–	До 1,0	0,03	0,03	255
Р12	0,80...0,90	3,1...3,6	12,0...13,0	1,5...1,9	–	До 1,0	0,03	0,03	255
Р9	0,85...0,95	3,8...4,4	8,5...10,0	2,0...2,6	–	До 1,0	0,03	0,03	255
Р6М5	0,80...0,88	3,8...4,4	5,5...6,5	1,7...2,1	–	5,0...5,5	0,025	0,035	255
Р18К5Ф2	0,85...0,95	3,8...4,4	17,0...18,5	1,8...2,4	5,0...6,0	До 1,0	0,03	0,03	285
Р6М5К5	0,82...0,90	3,8...4,3	6,0...7,0	1,7...2,2	4,8...5,3	4,8...5,3	0,03	0,035	269
Р9К10	0,90...1,0	3,8...4,4	9,0...10,5	2,0...2,6	9,0...10,5	1,0	0,03	0,03	269
Р9М4К8	1,0...1,1	3,0...3,6	8,5...9,6	2,1...2,5	7,5...8,5	3,8...4,3	0,03	0,035	285
Р9К5	0,9...1,0	3,8...4,4	9,0...10,5	2,0...2,6	5,0...6,0	–	0,03	0,03	269
Р10К5Ф5	1,45...1,55	4,0...4,6	10,0...11,5	4,3...5,1	5,0...6,0	–	0,03	0,035	285
Р6М5Ф3	0,95...1,05	3,8...4,3	5,7...6,7	2,2...2,7	–	5,5...6,0	0,025	0,035	269
Р12Ф3	0,95...1,05	3,8...4,3	12,0...13,0	2,5...3,0	–	0,5...1,0	0,03	0,03	269

сти для заводских специалистов-технологов при столкновении с данной проблемой.

Цель работы – систематизация сведений по улучшению деформированности поковок из быстрорежущих сталей, а также поиск наиболее рациональных технологических решений, применяемых на отечественных заводах при их ковке.

Металлургическое происхождение. Обрабатываемость давлением БРС зависит от их пластичности и механических характеристик при температурах горячей деформации, которые зависят от металлургического происхождения той или иной марки стали, их химического состава (табл. 1) и физических свойств. БРС получают двумя способами – из слитков и методами порошковой металлургии [1].

В литом состоянии структура быстрорежущих сталей состоит из кристаллитов твердого раствора и сетки эвтектической составляющей (ледебурита), плотность которой изменяется от края слитка к его середине (рис. 1). Пластичность ледебурита значительно ниже



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Строение быстрорежущей стали:
а – край слитка; *б* – у половины радиуса; *в* – середина слитка [3]

пластичности твердого раствора. Пластичность литых БРС зависит от количественного соотношения в определенном микрообъеме обрабатываемого изделия (твердого раствора и ледебурита), характера его расположения, термомеханических параметров деформации, а также степени легирования данной стали.

При определенных термомеханических условиях пластическая деформация разрушает сетку хрупкой составляющей и рассредоточивает образовавшие ее частицы тем в большей степени, чем больше деформация и взаимное перемещение частиц материала. По мере возрастания деформации контакт между зернами твердого раствора увеличивается, в результате чего пластичность материала возрастает до уровня пластичности твердого раствора [2]. Это обстоятельство определяет технологию обработки давлением БРС. К тому же распределение первичных карбидов в металле готового изделия обусловливает режущие свойства инструмента.

В порошковой быстрорежущей стали распределение карбидов идеальное (меньше балла 1), а их размеры малы: до 2...3 мкм вместо 8...20 мкм в стали обычного производства или электрошлакового переплава [4]. Технико-экономические показатели сталей различного происхождения рассмотрены в [5].

Факторы, влияющие на пластичность. Из всех термомеханических параметров, влияющих на пластичность БРС, самым значительным является температура, влияние которой тесно связано с химическим и фазовым составом стали. В работе [6] показано, что при повышении температуры, начиная от 960 °С пластические свойства повышаются до определенной для стали каждого состава температурной области, а затем снижается. Установлено, что с изменением химического состава БРС изменяются абсолютные значения характеристик пластичности и температурные интервалы максимальной пластичности.

Регрессионный анализ результатов исследования горячей пластичности показал, что наиболее существенно снижает пластичность углерод. Причем с повышением температуры деформации степень отрицательного влияния углерода несколько увеличивается (при температуре деформации 990 °С углерод уменьшает относительное сужение на 4,8 %, а при 1160 °С – на 8,4 %). Незначительно понижает пластичность вольфрам, а при увеличении содержания молибдена на 1,4 % и ванадия на 0,6 % наблюдали повышение горячей пластичности литой стали.

О структурных изменениях, происходящих в БРС с повышением температуры, в технической литературе приведены противоречивые данные. В работе [3] указано, что сетка хрупкой эвтектической составляющей очень устойчива и не разрушается даже тремя последовательными нагревами в течение 6 ч при температуре 1150...1205 °С.

В работах [6, 7] механизм структурных изменений представлен следующим образом: сначала уничтожается (растворяется) эвтектическая сетка, затем укрупняются и сфероидизируются карбиды, и далее растут первые очаги оплавления, приводящие к появлению разрывов. Изменения на первом и втором этапах увеличивают пластичность сталей, а на последнем этапе снижают ее. Однако выдержка стали в печи при температурах, соответствующих второму этапу, нецелесообразна, так как БРС очень склонны к обезуглероживанию поверхности, что влечет за собой увеличение вероятности образования трещин на ней и излишним потерям металла.

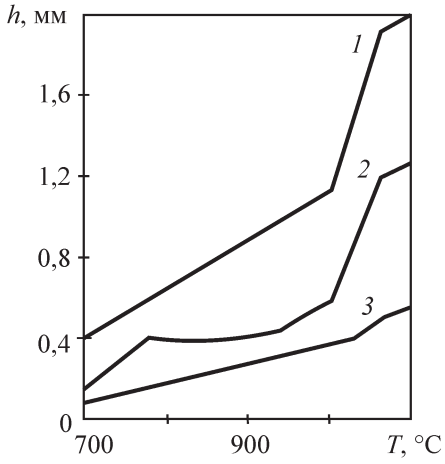


Рис. 2. Зависимости глубины обезуглероженного слоя *h* от температуры нагрева *T* быстрорежущей стали при его продолжительности 12 (*1*), 4 (*2*) и 0,5 ч (*3*)

На рис. 2 приведены зависимости глубины обезуглероженного слоя от температуры и продолжительности нагрева [8]. Из рис. 2 следует, что при увеличении продолжительности нагрева резко возрастает глубина обезуглероженного слоя.

Температуру нагрева рекомендуется строго контролировать с помощью термопар в печи и контрольных замеров температуры самих поковок оптическим пирометром, поскольку незначительные отклонения температуры (30 °С) от номинальной могут привести к окончательному браку по перегреву и пережогу.

Аномалии пластичности

В работе [9] приведено, что для БРС при температурах фазовых превращений характерным является наличие резко выраженных максимума и минимума на кривых пластичности. До 600 °С пластичность не изменяется. Выше этих температур пластичность возрастает и в непосредственной близости точки Ac_1 достигает максимума, т.е высокая пластичность наблюдается при максимальной температуре существования α-твердого раствора. При переходе через точку Ac_1 пластичность резко снижается и при достижении температуры окончания аустенитного превращения минимальна. Смещение температуры критических точек в процессе деформации не происходит. Максимальная пластич-

2. Оптимальные температурно-скоростные режимы сверхпластичности при растяжении, осадке и прямом выдавливании сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП

Марка стали	Схема напряженного состояния	Температура сверхпластичности, °С	Скорость деформации при сверхпластичности, 1/с
Р6М5 10Р6М5-МП	Растяжение	825...830 805...810	0,00011...0,00015 0,00020...0,00036
Р6М5 10Р6М5-МП	Осадка	810...830 800...810	0,0029...0,0059 0,029...0,03
Р6М5 10Р6М5-МП	Прямое выдавливание	810...830 790...810	0,0088...0,13 0,0153...0,2

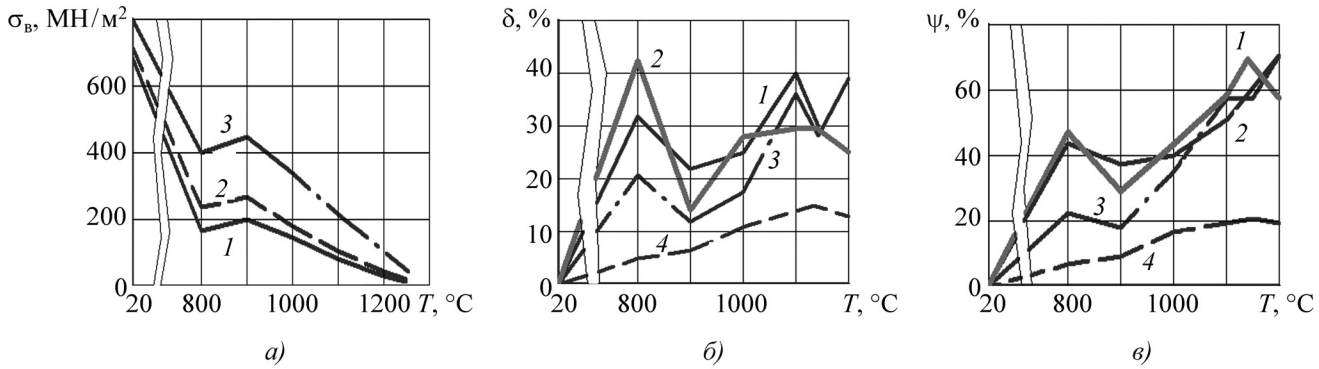


Рис. 3. Влияние температуры на прочностные (*а*) и пластические свойства (*б*, *в*) стали Р18 при различных скоростях растяжения, мм/мин:
1 – 2,3; *2* – 20; *3* – 150; *4* – $3 \cdot 10^5$

ность и минимальная твердость совпадают по температуре.

Исследование микроструктуры и определение микротвердости образцов после деформации при различных температурах показало, что закономерное изменение пластичности и сопротивления деформации, вероятно, связано с отсутствием процессов упрочнения α-фазы и различной пластичностью α- (максимальная пластичность) и γ-фаз (минимальная пластичность).

Аномалии пластичности наблюдаются лишь у сталей, имеющих в структуре зернистый перлит и обладающих фазовыми превращениями. Чем уже интервал фазовых превращений, тем резче изменяется пластичность.

Аномалия пластичности зависит от исходного структурного состояния стали, ее химического состава и других факторов, а именно:

1) крупное зерно существенно снижает пластичность стали и незначительно увеличивает сопротивление деформации;

2) карбидная неоднородность, исходная твердость и чистота металла практически не изменяют пластичности стали;

3) поперечное направление волокна резко уменьшает пластичность и незначительно снижает сопротивление деформации;

4) обезуглероживание поверхности стали существенно изменяет ее пластичность. Наличие ферритной зоны в поверхностном слое приводит к значительному снижению эффекта аномалии пластичности и к его исчезновению.

На основании приведенного исследования получены данные для применения и разработки технологии деформации БРС с использованием эффекта аномалии пластичности. Они позволяют применять температурный интервал, находящийся в пределах от (Ac_1 – – 30 °С) до Ac_1 (800...830 °С), вместо общепринятого для пластического деформирования БРС высокотемпературного интервала 1000...1170 °С.

Оптимальные температурно-скоростные режимы проявления аномалий пластичности приведены в табл. 2 [10]. Однако использование аномалий пластичности в условиях кузнечных цехов экономически нецелесообразно, так же как и экструзии [11].

По данным табл. 2, вторым по значимости термомеханическим параметром, влияющим на пластичность БРС, является скорость деформации. На рис. 3 представлены результаты испытаний на растяжение образцов из стали Р18 при различных скоростях растяжения [2], из которых следует, что для данной стали максимальная пластичность достигается при минимальных скоростях растяжения, а динамический раз-

рыв приводит к получению самых низких значений пластических характеристик.

При ковке БРС на молотах рекомендуется обрабатывать заготовки слабыми ударами [2, 3, 12, 13]. Последнее утверждение связано с третьим термомеханическим параметром – деформацией, рекомендации по назначению которой в технической и методической литературе противоречивы. Так, в работе [3] рекомендуется проводить ковку слитка несильными ударами, при которых абсолютная деформация должна быть не более 10 мм при диаметре исходной заготовки 280 мм и по одному месту наносить не более двух ударов, а в работе [14] при ковке слитка рекомендуется проводить предварительный обжим с небольшой степенью укова (1,1...1,2), после чего слиток необходимо возвращать на подогрев.

Локализация деформации. Большое влияние на пластичность БРС оказывает неравномерность деформации. При осадке заготовки с отношением диаметра к высоте более 1,5 с малой степенью деформации в центре возникают растягивающие напряжения, что может привести к образованию трещин в центре поковки. Согласно [15], степень деформации за один ход или удар должна быть не менее 7,5 %.

Ковка пластин из цилиндрической заготовки осуществляется малыми подачей и относительной степенью деформации за один удар. В работе [3] исследовано влияние формы заготовки на процесс осадки. Применяли прокат круглого и квадратного поперечного сечения. Установлено, что при использовании заготовки квадратного сечения брак по внутренним трещинам увеличился от 3...4 до 28 %. Это можно объяснить неравномерностью уширения при осадке заготовок квадратного сечения, поскольку уширение по диагонали получается меньше уширения по стороне почти на одну треть, в то время как при осадке круглой заготовки уширение одинаково во всех направлениях.

В отношении процесса осадки следует также заметить, что поскольку в центральной части заготовки развиваются растягивающие напряжения, необходимо, чтобы пористость в указанной части поковок была минимальна, т.е при подготовке металла к ковке требуется тщательный входной контроль макроструктуры исходного металла.

На технологию производства поковок из БРС влияет ее теплопроводность, так как она значительно ниже, чем у углеродистых сталей. При нагреве стали в пламенных печах и индукционных нагревателях токами высокой частоты скорость нагрева должна быть минимальна.

При ковке должны отсутствовать быстроохлаждающиеся элементы (например, острые кромки и углы).

В работе [16] исследован способ ковки "через полосу", при котором промежуточная заготовка в процессе ковки перед каждой кантовкой получает отношение сторон (2,0...2,5)/1,0, при котором процесс ковки ведется с увеличенным уширением (при обычной ковке БРС это отношение, как правило, не превышает 1,3/1,0).

Подтверждено, что ковка "через полосу" обеспечивает большую фактическую деформацию металла, более значительное снижение карбидной неоднородности по сравнению с ковкой по обычной технологии. Однако этот способ ковки позволяет лишь ограниченно воздействовать на структуру металла в связи с невозможностью увеличивать отношение сторон полосы более 2,5/1,0 из-за возникающей потери устойчивости полосы при ковке "на ребро".

В работе [16] в целях дальнейшего совершенствования технологии ковки приведены сведения о разработке и опробовании в производственных условиях вырезных бойков с увеличенной шириной рабочей части и углом выреза (155 ± 5)°. Для бойков характерно отношение их ширины к размеру исходной заготовки, равное 2,0...2,5.

Применение этих бойков имеет следующие преимущества:

1. Возможность ковки заготовок с отношением сторон (4...5)/1 в результате получения полосы с утолщенной средней частью.
2. Возможность ковки с большой подачей.
3. Возможность ковки с большими разовыми обжатиями в связи с более благоприятной схемой напряженного состояния по сравнению с плоскими бойками.

Установлено, что при применении бойков предложенной конструкции обеспечивается получение прутков со сниженной карбидной неоднородностью на 0,5...1 балл (в середине радиуса) и на 1...2 балла в центральной зоне и без образования поверхностных и внутренних дефектов. Исходная заготовка для ковки в этих бойках может иметь квадратное или круглое сечение. Ковке заготовок в вырезных бойках посвящены работы [17–19].

В работе [20] для улучшения структуры металла и его механических свойств без образования внутренних разрывов при ковке предложен способ, при котором подачу слитка проводят под острым углом по отношению к передней кромке бойков, этот угол может быть не более 45°, преимущественно 20...45°.

При этом способе ковки с каждой кантовкой протягиваемого слитка меняется основное направление течения металла, что обеспечивает большее, чем при обычной протяжке дробление литой структуры, уменьшает анизотропность кованого металла, а также создает благоприятные условия для устранения в процессе ковки структурной и карбидной неоднородности.

В работах [19, 21] предложено для повышения стойкости изготовляемого инструмента из БРС за счет снижения карбидной неоднородности металла при ковке заготовки под молотом или прессом осуществлять разгонку поверхностного слоя каждой грани заготовки на волнистых бойках с последующей забивкой волнистой поверхности на плоских бойках.

Обобщенная технология. Конкретные технологии ковки изделий из БРС приведены в работах [2, 3, 13, 14, 22]. Все они сводятся примерно к следующему. Перед ковкой слитки следует подвергать отжигу и обдирке (зачистке) с отрезкой прибылей. После первого нагрева проводят осадку слитка на 30...40 % высоты легкими ударами и после промежуточного нагрева протягивают до первоначальной длины. Во избежание трещинообразования необходимо проводить равномерный и полный прогрев слитков, а протяжку осуществлять в вырезных бойках или кузнечных штампах (обжимка).

Для получения более равномерного распределения карбидов операции осадки с протяжкой выполняются несколько раз.

После ковки прутки необходимо охладить в печи, нагретой до 730...740 °С, а затем подвергнуть отжигу. Отожженные прутки контролируют по внешнему виду: наличие мелких продольных трещин свидетельствует о недопустимо быстром охлаждении стали после ковки (обширный анализ причин образования трещин у изделий из БРС представлен в [4]). Излом прутков должен быть однородным и мелкозернистым. Отжиг сталей проводится по следующему режиму: нагрев до температуры 850...870 °С и выдержка при этой температуре в течение 4...6 ч, дальнейшее охлаждение с печью до температуры 600 °С, затем на воздухе. Твердость после отжига должна составлять 255...293 НВ.

Заключение. Обобщены сведения о влиянии на пластичность быстрорежущих сталей различных легирующих элементов, а также термомеханических параметров деформации.

В современной технической и методической литературе не приведен алгоритм расчета технологии ковки быстрорежущих сталей (например, определение интенсивности и суммарной степени деформации за вынос) и рассмотрены общие рекомендации по технологии нагрева, ковки и охлаждения поковок.

Наиболее универсальным является способ ковки "через полосу", так как он осуществляется под плоскими бойками, но если целесообразна смена (например, большая партия поковок) плоских бойков вырезными с увеличенной шириной рабочей части и углом выреза (155 ± 5)°, то данный способ более предпочтителен.

В приведенном обзоре слабо затронут вопрос о получении поковок с необходимым баллом карбидной неоднородности, поскольку более подробно он освещен в работе [2].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Абрамов А.А., Самойленко Л.С., Гиршов В.Л.** Порошковые инструментальные стали с дисперсной структурой // Металлообработка. 2008. № 4 (46). С. 31–36.

2. **Дзугутов М.Я.** Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1977. 478 с.

3. **Чижиков Ю.М.** Прокатка и ковка высоколегированных сталей. М.: Металлургиздат, 1941. 298 с.

4. **Геллер Ю.А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983.

5. **Гиршов В.Л.** Технико-экономические преимущества порошковых быстрорежущих сталей // Металлообработка. 2001. № 4. С. 39–40.

6. **Соболева Л.Д.** Исследование влияния легирования, термической и термомеханической обработки на структуру и свойства вольфрамо-молибденовых быстрорежущих сталей: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Л., 1977. 22 с.

7. **Мигачев Б.А., Потапов А.И., Бочкарев В.И., Кубачек В.В.** Влияние температуры нагрева на пластичность инструментальной стали // Обработка металлов давлением: межвуз. сб. Вып. 42. Свердловск: УПИ, 1977. С. 33–36..

8. **Мастеров В.А., Берковский В.С.** Теория пластической деформации и обработка металлов давлением. М.: Металлургия, 1976. 352 с.

9. **Сарманова Л.М.** Высокотемпературная пластичность инструментальных сталей: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1977. 19 с.

10. **Гвоздев А.Е.** Сверхпластичность быстрорежущих сталей типа Р6М5 при диффузионном фазовом превращении и разработка технологии получения заготовок: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Тула, 1988. 20 с.

11. **Александров А.Ю., Комаров М.А.** Получение литых заготовок инструмента из отходов быстрорежущей стали // Металлообработка. 2008. № 4 (46). С. 46–49.

12. **Корнеев Н.И., Скугарев И.Г.** Пластическая деформация высоколегированных сплавов. М.: Оборонгиз, 1955. 204 с.

13. **Юдович С.З.** Ковка на молотах заготовок из легированных сталей. М.: Машиностроение, 1968. 215 с.

14. **Семенов Е.И.** Ковка и объемная штамповка: учебник для вузов. М.: Высшая школа, 1972. 352 с.

15. **Унксов Е.П.** Инженерные методы расчетов усилий при обработке металлов давлением. М.: Машгиз, 1955.

16. **Виноградов Ю.В.** Исследование влияния условий деформации на карбидную неоднородность быстрорежущей стали: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1971. 20 с.

17. **Способ** горячей деформации заготовки из быстрорежущей стали: а.с. 300245.

18. **Способ** ковки заготовки: а.с. 359087.

19. **Способ** получения заготовки для инструмента из быстрорежущей стали: а.с. 321315.

20. **Способ** протяжки слитка: а.с. 368918.

21. **Загорский В.И., Залесский В.И., Ковалев В.Н. и др.** Исследование и разработка оптимальной технологии ковки быстрорежущей стали на молотах // Кузнечно-штамповочное производство. 1974. № 7. С. 7–9.

22. **Вязников Н.Ф., Попандопуло А.Н.** Современная быстрорежущая сталь и ее термическая обработка. Л.: ЛДНТП, 1963. 45 с.

Георгий Николаевич Кулик, канд. техн. наук,
kulik.georgnik@rambler.ru

УДК 621.981.23-529:681.322

А.Н. Котов, Г.Г. Кривенко, С.М. Вайцехович, В.А. Корнилов, И.В. Шубин, М.И. Долгополов
(ФГУП НПО "Техномаш", г. Москва)

Универсальный трубогибочный станок для изготовления трубных изделий многоколенной пространственной формы

Представлены универсальный трубогибочный станок с числовым программным обеспечением мод. СТОПН-80 и программно-технический тестовых управляющих программ комплекс для изготовления трубопроводов сложной конфигурации. Применение такого оборудования позволяет отказаться от эталонирования изделий, значительно сокращает время подготовки производства, повышает точность изготовления, качество и повторяемость формы труб при тиражировании.

The universal CNC-controlled pipe bender model STOPN-80 and the program technical complex of test controlling programs for producing pipes of complicated configuration are presented. The application of such machine allows to refuse from detail standardization, considerably reduces the preparation time for manufacturing, increases accuracy, quality of pipes and the form repeatability by copying.

Ключевые слова: трубогибочный станок; гибка; труба; программа; модель.

Keywords: pipe bender; bending; pipe; program; model.

Совершенствование существующих и внедрение прогрессивных технологий в производство, разработка новых методов проектирования технологических процессов являются важными задачами машиностроения.

При изготовлении трубопровода для летательных аппаратов необходимо учитывать жесткие требования по компоновке изделия в соответствии с определенными допусками и точностью изготовления, что в свою очередь требует применения технологий формообразования, влияющих на повышение ресурса изделий.

Производство трубопроводов характеризуется большой номенклатурой деталей и малой серийностью изготовления. Конструкция трубопроводов отличается сложной пространственной формой труб, наличием большого числа изгибов, существенным разнообразием типоразмеров труб и плотной упаковкой трубопроводов в изделии.

Форма трубопроводов, как правило, чертежами не задается, а определяется эталонированием систем трубопроводов или трассировкой труб непосредственно на изделии (по месту). Степень механизации эталонирования и изготовления трубопроводов невысока и составляет по отрасли 30...40 %.

ФГУП "НПО "Техномаш" разработан и изготовлен универсальный трубогибочный станок мод. СТОПН-80, который позволяет отказаться от эталонирования изделий, что значительно сокращает время подготовки производства, повышает точность изготовления, качество и повторяемость формы труб при тиражировании.

Станок предназначен для многоколенной пространственной гибки труб из углеродистых, жаропрочных, коррозионно-стойких сталей и сплавов, а также цветных металлов и алюминиевых сплавов.

Разработку трубогибочного оборудования проводили в системе автоматизированного проектирования (САПР) SolidWorks.

Проектирование трубопроводов в трехмерной системе координат позволяет моделировать трубопроводы сложной пространственной формы в 3D-пространстве, а также менять в процессе проведения последовательных изгибов трубы конфигурацию конечного изделия. В расчете траектории перемещения гибочного ролика заложен алгоритм, учитывающий пружинение трубы в каждом колене и конфигурацию трубопровода в целом.

Трубогибочный станок работает как в автоматическом цикле по вводимой в систему управления ЧПУ NCT104/FS программе, так и в ручном режиме.

Данные по гибке труб вводят в систему координат *XYZ*, и по пространственным перемещениям система управления воспринимает любой формат имеющихся

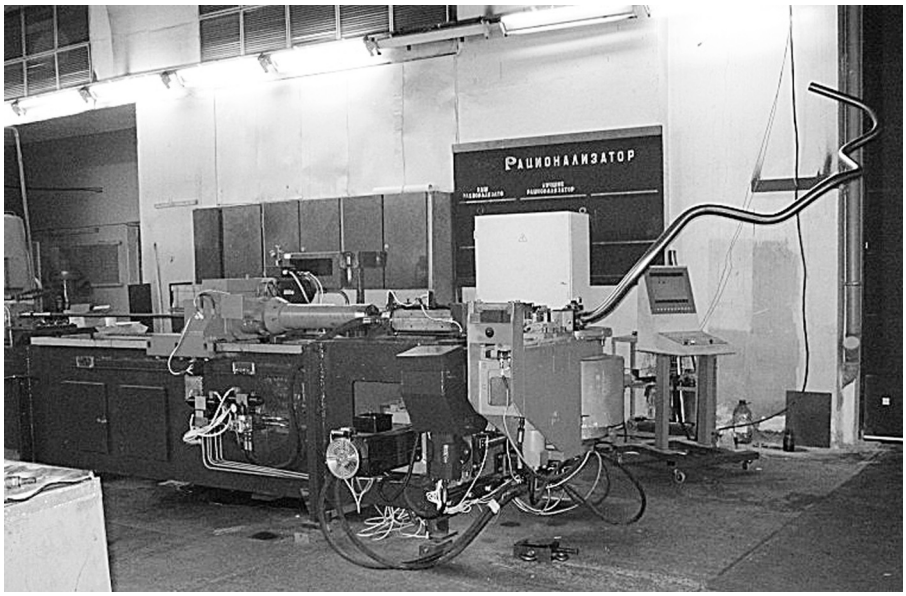


Рис. 1. Универсальный трубогибочный станок мод. СТОПН-80

программ. Можно сохранять неограниченное количество программ. Система управления имеет возможность соединения и обратной связи с измерительными комплексами.

Для изготовления изделия необходим чертеж трубной детали в САПР, преобразование его постпроцессором в программу для системы ЧПУ станка и последующая доводка программы в соответствии с физико-механическими свойствами материала трубной заготовки. Общий вид станка приведен на рис. 1.

Постпроцессор станка мод. СТОПН-80 работает под управлением операционных систем Microsoft Windows XP, Windows Vista, Windows 7 и представляет собой исполняемый программный модуль. Его задача – преобразовать входную информацию о геометрии трубопровода в управляющую программу для станка. Управляющие программы представляют собой последовательность подготовительных и вспомогательных команд (функций) и соответствуют международному стандарту ISO 6983.

Совместно с ЗАО "Станкотех" разработаны специальные подпрограммные функции циклов обработки. Трубогибочный станок мод. СТОПН-80 оснащен системой ЧПУ фирмы NCT, позволяющей создавать специализированные макропроцедуры или программные функции, с помощью которых можно легко составить управляющую программу гибки трубы. Для этого достаточно иметь чертеж или описание геометрического профиля изгибаемой трубы. Все вспомогательные перемещения (возврат гибочного кронштейна – координата *C*; поворот цангового патрона при изменении направления гиба – координата *B*), а также перерасчет угла поворота трубной заготовки и перемещение продольной каретки (координата *Y*) выполняются макропроцедурами без дополнительных указаний в управляющей программе.

Этапы создания управляющей программы для станка мод. СТОПН-80. На рис. 2 показана структурная схема создания управляющей программы для трубогибочного станка мод. СТОПН-80.

На первом этапе технолог-программист с помощью программного обеспечения Solid Works создает чертеж трубопровода. На рис. 3 показано трехмерное изображение трубы, которая должна получиться в результате обработки заготовки трубы на станке мод. СТОПН-80.

Далее стандартными средствами Solid Works необходимо сохранить узловые точки в текстовый файл.

Следующий этап – файл с данными параметров изгибов трубы загружается в постпроцессор.

Для трубогибочного станка мод. СТОПН-80 была выбрана система ЧПУ с характеристиками, представленными в табл. 1.

Программирование управляющих программ осуществляется согласно стандарту ISO 6983.

Отслеживаемые перемещения механизмов станка по осям координат: *Y* – продольное перемещение каретки; *B* – вращательное движение патрона каретки продольной подачи; *C* – поворот гибочного кронштейна.

Неотслеживаемые перемещения механизмов станка: перемещение зажимной матрицы; перемещение (подвод, отвод) прижимной (опорной) матрицы; перемещение бустера вдоль оси трубы; поворот шаблона; зажим и разжим цанги; подвод, отвод дорна.

В системе автоматизированного проектирования SolidWorks была сконструирована оригинальная ги-

Рис. 2. Структурная схема создания управляющей программы

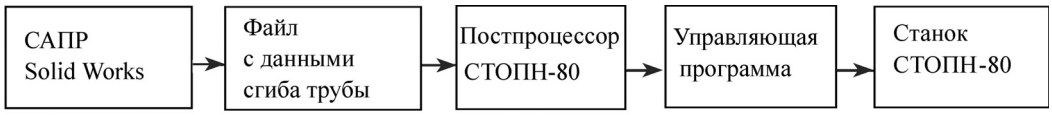
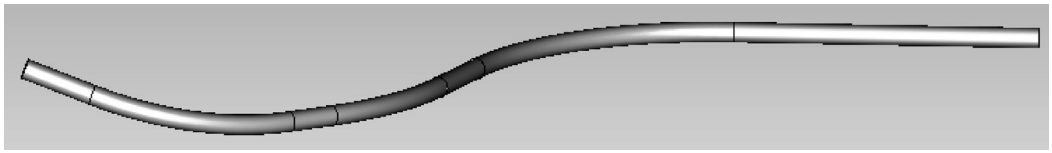


Рис. 3. Трехмерное изображение трубной детали, выполненное стандартными средствами Solid Works



1. Технические характеристики СЧПУ NST104/FS

Параметр	Значение
Тип монитора	15″, цветной графический
Общее количество интерполируемых управляемых координат	До 4
Память RAM, МБ	17 (CMOS RAM)
Память управляющих программ, ГБ	До 30
Число входов	До 56
Число выходов	До 32
Дискретность задания перемещений:	
по линейным осям, мм	0,00005
по круговым осям, °	0,00005
Дискретность отработки перемещений:	
по линейным осям, мм	0,0001
по круговым осям, °	0,0001
Диапазон задания скоростей рабочих подач:	
для линейных осей при дискретности, м/мин:	
0,001	0,001...50
0,0001	0,001...50
для круговых осей *B*, *C*, °/мин	0,01...36000
Диапазон изменения коэффициента масштабирования	0,001...99,999

бочная головка, которая имеет электромеханический привод поперечного перемещения, позволяющий устанавливать гибочную головку в необходимое положение в зависимости от диаметра шаблона.

Станок оснащен кареткой для продольной подачи трубной заготовки, люнетами для бокового поддержания трубных заготовок, чтобы избежать потери устойчивости труб под действием усилия проталкивания при жестко зажатом изгибаемом участке трубы. При необходимости гибки труб на малый радиус для предотвращения гофрообразования в зоне сжатия заготовки могут использоваться дорны, имеющие гидропривод поступательно-возвратного продольного перемещения дорна в рабочую зону и в исходное положение.

Схема универсального трубогибочного станка мод. СТОПН-80 приведены на рис. 4.

В табл. 2 представлены технические характеристики станка мод. СТОПН-80.

Работа универсального трубогибочного станка мод. СТОПН-80 осуществляется по следующим схемам:

1. Гибка по схеме намотки трубной заготовки на профильный шаблон. Перемещение профильного шаблона в рабочую позицию осуществляется кареткой поперечной подачи. Гибочный шаблон, кронштейн, прижимная матрица, каретка продольной подачи и цанговый патрон устанавливаются в исходное положение.

Трубная заготовка вставляется в цанговый патрон каретки продольной подачи, затем зажимается. Каретка продольной подачи перемещает трубную заготовку в исходную позицию начала гибки. Далее работа станка осуществляется либо по программе ЧПУ, либо в ручном режиме.

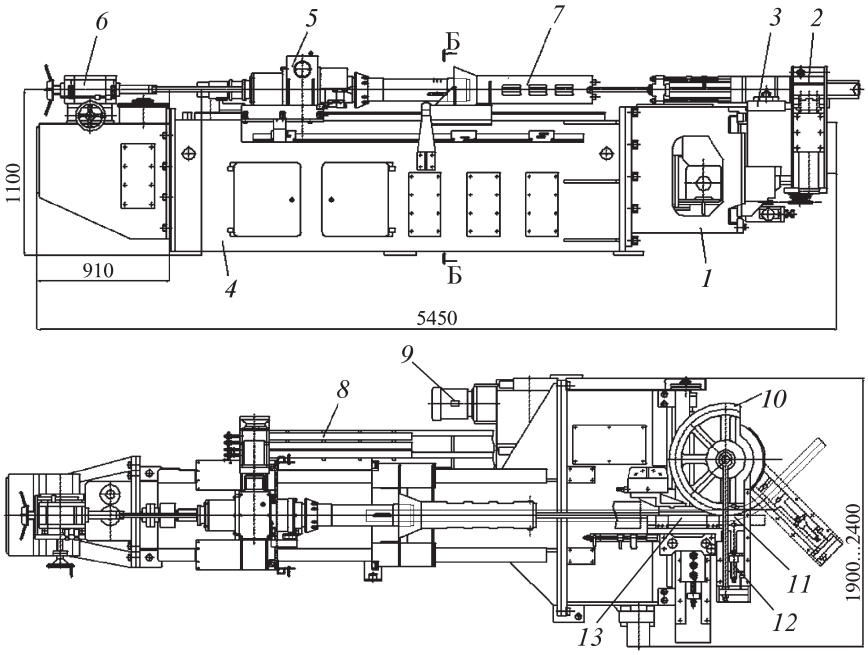


Рис. 4. Схема универсального трубогибочного станка мод. СТОПН-80:
1 – гибочная головка; *2* – каретка поперечной подачи; *3* – суппорт прижимной матрицы; *4* – станина; *5* – каретка продольной подачи; *6* – люнет; *7* – гидроцилиндр перемещения дорна; *8* – шлангоукладчик; *9* – привод каретки поперечной подачи (круговое вращение гибочного шаблона); *10* – гибочный шаблон; *11* – прижимная матрица; *12* – кронштейн; *13* – бустер

2. Основные параметры и размеры станка мод. СТОПН-80

Наименование параметров	Значение
Диаметр заготовки *D*, мм:	
наибольший	80
наименьший	10
Длина заготовки, мм:	
с дорном без перехвата	≤ 2000
с дорном с перехватом	≤ 4000
без дорна с перехватом	≤ 6000
Толщина стенки трубы, мм	От 0,5 до 3
Радиус гиба, мм:	
гибка намоткой или обкаткой	3*D*...5*D*
гибка проталкиванием	5*D*...∞
Точность позиционирования:	
по линейному перемещению	±0,1
по углу гибки	±0,1
по углу поворота шаблона	±0,1
Габаритные размеры участка, мм:	
длина	от 7200
ширина	от 2700
высота	от 2500
Параметры электросети:	
род тока питающей сети	Переменный трехфазный
частота, Гц	50,0 ± 1
напряжение, В	380,0 ± 38
потребляемая мощность, кВт	25
Наибольший крутящий момент на гибочном шаблоне, Н·м	20000

Наименование параметров	Значение
Наибольшая сила на проталкивание, Н	78500
Наибольший угол поворота гибочного шаблона, °	185
Максимальный ход каретки продольной подачи, мм	1800
Скорости перемещений (регулируемые):	
поворота гибочного кронштейна, об/мин	12
поворота цангового патрона, об/мин	25
рабочего хода каретки продольной подачи, м/мин	4,5
холостого хода каретки продольной подачи, м/мин	14
Точность позиционирования:	
по линейному перемещению, мм	±0,1
по углу гибки, °	±0,1
по углу поворота шаблона, °	±0,1
Габаритные размеры станка, мм:	
длина	5420
ширина	1900
высота	1400
Масса станка, кг:	
без электрооборудования	7400
со шкафами электрооборудования	7800
Класс точности станка по ГОСТ 8–82	Н

Прижимная матрица кронштейна прижимает трубную заготовку к гибочному шаблону, к трубной заготовке подводится бустер.

Гибка трубы осуществляется вращением гибочного шаблона вокруг своей оси на заданный угол, вместе с ним на тот же угол поворачивается кронштейн с зажатым участком трубной заготовки, таким образом, трубная заготовка наматывается на шаблон, при этом радиус гиба трубы соответствует радиусу шаблона.

По окончании гибки цанговый патрон разжимается, каретка продольной подачи отводит его в исходное положение, где вновь происходит зажим трубы цанговым патроном, после чего прижимы кронштейна и бустера отходят от трубы и освобождают трубную заготовку от захвата.

Поворотом гибочного шаблона кронштейн возвращается в исходное положение, в то же время возвращается в исходное положение и бустер. Далее трубная заготовка подается вперед на позицию следующего гиба, одновременно цанговый патрон поворачивают вокруг своей оси на угол плоскости гиба следующего колена. Если подача трубы не ограничена ходом каретки, перехват трубной заготовки не производят.

Цанговый патрон поворачивает трубную заготовку вокруг оси на заданный угол (если плоскость следующего гиба повернута относительно плоскости первого), шаблон поворачивается в исходное положение. Далее осуществляется следующий гибочный цикл, либо (при необходимости) трубная заготовка снимается со станка.

2. Гибка по схеме обкатки трубной заготовки вокруг профильного шаблона. При гибке по схеме обкатки

прижимная матрица кронштейна заменяется на обкаточный ролик. Работа по схеме обкатки осуществляется следующим образом. Гибочный шаблон поворачивается в конечное, неизменяемое, положение на угол 185°. Каретка поперечной подачи перемещается до соприкосновения обкатного ролика с поверхностью трубной заготовки. Кронштейн и каретка продольной подачи отводятся в исходное положение, трубная заготовка вставляется в цанговый патрон каретки продольной подачи и зажимается.

Каретка продольной подачи перемещает трубную заготовку в позицию начала гибки. Часть трубной заготовки выдвигается за пределы шаблона на длину изгибаемого участка (для метода обкатки). Далее станок работает либо по программе под управлением ЧПУ, либо в ручном режиме: кронштейн производит поворот вместе с обкаточным роликом на заданный угол, при этом трубная заготовка обжимается по шаблону; гибочный кронштейн возвращается в исходное положение; трубная заготовка подается вперед на позицию следующего гиба (на расстояние, достаточное для освобождения трубы из ручья шаблона); цанговый патрон поворачивает трубную заготовку вокруг оси на заданный угол (если плоскость следующего гиба повернута относительно плоскости первого) и осуществляется следующий гибочный цикл, либо (при необходимости) трубная заготовка снимается со станка.

3. Гибка по схеме проталкивания трубной заготовки. При гибке по схеме проталкивания прижимная матрица кронштейна заменяется на гибочный ролик, а прижимная планка бустера заменяется на направляющие ролики. Работа по схеме проталкивания осуществляется следующим образом. Гибочный кронштейн и каретка продольной подачи отводятся в исходное положение, трубная заготовка вставляется в цанговый патрон каретки продольной подачи и зажимается.

Каретка продольной подачи перемещает трубную заготовку в позицию начала гибки, далее станок работает либо по программе под управлением ЧПУ, либо в ручном режиме.

Гибка проталкиванием трубной заготовки начинается при одновременном перемещении трубной заготовки, продвигаемой вперед кареткой продольной подачи и гибочного ролика, изгибающего трубу. В этом случае изгибаемый участок имеет переменный радиус.

Когда изменяющийся радиус гиба достигает заданной величины, движение гибочного ролика прекращается, но каретка продолжает толкать трубную заготовку, и гибка продолжается с постоянным радиусом на заданный угол. Затем каретка останавливается. Гибочный кронштейн возвращается в исходное положение с одновременной подачей вперед на позицию следующего гиба.

Цанговый патрон поворачивает трубную заготовку вокруг оси на заданный угол (если плоскость следующего гиба повернута относительно плоскости первого). Далее осуществляется следующий гибочный цикл, либо трубная заготовка снимается со станка, для чего необходимо разжать цанговый патрон.

Совершенствование трубогибочного станка мод. СТОПН-80 заключается в расширении функциональных возможностей оборудования, например, создание условий, при которых плоскость изгиба трубы остается неизменной, исключив поворот трубной заготовки вокруг продольной оси между каждым изгибом. Тем самым можно повысить точность контроля измерения углов изгиба трубной заготовки, что актуально для трубопровода со сложной конфигурацией (заявка на изобретение от 11.02.2010 № 2010104554, положительное решение на выдачу патента от 21.02.2011, заявка на изобретение от 30.08.2010 № 2010135793).

Выводы

1. Разработан и изготовлен универсальный трубогибочный станок с ЧПУ мод. СТОПН-80, обеспечивающий получение трубных изделий методами наиболее используемых схем гибки трубных заготовок.

2. Программно-технический комплекс системы ЧПУ для изготовления трубопроводов сложной конфигурации содержит ряд взаимодополняющих, законченных смысловых программ, направленных на решение единой технологической задачи – пространственной гибки труб. Программно-технический комплекс включает в себя:

– персональный компьютер с системой автоматизированного проектирования и инженерного анализа (программный комплекс на базе SolidWorks);

– прикладные программы для расчета траекторий гиба (SolidWorks);

– управляющие программы, разработанные применительно к данному технологическому оборудованию.

3. Проведенные испытания трубогибочного станка мод. СТОПН-80 подтверждают перспективность и актуальность развития способов гибки при изготовлении трубных изделий.

Александр Николаевич Котов,
генеральный директор, канд. техн. наук;
Георгий Георгиевич Кривенко, инженер;
Сергей Михайлович Вайцехович, канд. техн. наук;
Виталий Александрович Корнилов, инженер;
Игорь Владимирович Шубин, инженер;
Михаил Игоревич Долгополов, инженер,
info@tmnpo.ru

УДК 621.789

В.Н. Гадалов, Ю.В. Скрипкина, Т.Н. Розина, Е.А. Маркелов
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
Б.Н. Квашнин *(Воронежская государственная технологическая академия)*

Влияние виброобработки на микротвердость и сопротивление усталости конструкционных сталей*

Проведены опыты по исследованию интенсивности и глубины упрочнения, возникающего при виброобработке методом замера микротвердости. Улучшение качества поверхностного слоя приводит к повышению износостойкости, сопротивления усталости металла и, следовательно, к повышению надежности и долговечности деталей машин.

Experiences on research of intensity and depth of the hardening arising during vibratory processing by measuring of microhardness are performed. Improvement of quality of surface layer increases wear resistance, fatigue strength of metal, and, consequently, to increase of reliability and durability of machines details.

Ключевые слова: микротвердость; упрочнение; сталь; виброобработка; слой.

Keywords: microhardness; hardening; steel; vibratory processing; layer.

Известно, что на качество микрогеометрии и физико-механические свойства поверхностного слоя деталей в значительной степени влияют операции их окончательной обработки. В связи с этим исследование и разработка процессов, способствующих созданию оптимальных свойств в поверхностных слоях, являются актуальными.

К числу таких процессов относится и вибрационная обработка деталей в различных средах, обеспечивающая изменение шероховатости и физико-механических свойств поверхностных слоев. Широкие технологические возможности этого метода в сочетании с высокой производительностью на очистных шлифовально-полировальных операциях ставят его в число наиболее актуальных и перспективных методов обработки и упрочнения деталей машин.

В процессе вибрационной обработки частицы рабочей среды вступают в динамический контакт с обрабатываемой деталью и наносят множество ударов по ее поверхности. В результате этих ударов происходит процесс микрорезания, если частицы рабочей среды имеют острые кромки (например, металлическая стружка или бой абразивных кругов), или пластическое деформирование, если частицы рабочей среды гладкие (например, стальные закаленные шарики или ролики).

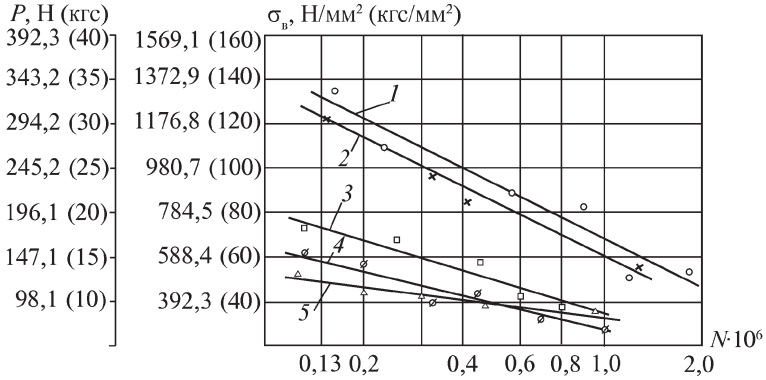
Пластическое деформирование поверхностного слоя приводит к повышению исходной твердости, образованию остаточных напряжений сжатия и уменьшению шероховатости поверхности. Улучшение качества поверхностного слоя повышает износостойкость, сопротивление усталости металла и, следовательно, надежность и долговечность деталей машин [1].

Поставлены опыты по исследованию интенсивности и глубины упрочнения, возникающего при виброобработке методом замера микротвердости. Опыты проводили на образцах из меди и стали ШХ15, которые подвергали обработке при частоте 1900 колебаний в минуту и амплитуде 4 мм, а также постоянном объеме загрузки вибробарабана стальными закаленными шариками.

Интенсивность и глубину упрочнения исследовали в зависимости от времени виброобработки, крупности частиц рабочей среды и типа абразива. Длительность обработки изменяли от 15 до 120 мин. В качестве основной рабочей среды использовали стальные закаленные шарики диаметром 5...30 мм. Виброобработку осуществляли при непрерывной промывке содержимого бункера проточной водой. В качестве других абразивных сред применяли смесь быстрорежущей стружки (замасленной) с чугунным песком и электрокорундовым зерном, а также бой абразивных кругов с грануляцией рабочих частиц 25...30 мм.

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

Для оценки интенсивности деформаций и предела текучести строили тарировочные графики в координатах: предел текучести–микротвердость–интенсивность деформаций. Образцы для тарировки и испытания изготовляли из одного и того же прутка в отожженном состоянии. Предварительные испытания показали, что микротвердость поверхностного слоя образцов, обработанных в перечисленных выше средах, значительно отличалась от исходного состояния при обработке их в стальных закаленных шариках и незначительно – при обработке в смеси быстрорежущей стружки с чугунным песком и электрокорундовым зерном и в бое абразивных кругов, поэтому величину и интенсивность деформированного слоя исследовали только на образцах, обработанных в стальных закаленных шариках.



Изменение сопротивления усталости образцов из стали 45 до и после виброобработки в различных абразивных средах:
1 – в закаленных шариках; *2* – сталь 45 закаленная; *3* – в металлической стружке; *4* – исходная сталь 45; *5* – в бое абразивных кругов

Образцы для испытания подвергали виброобработке, затем разрезали в меридиональном сечении, полировали и на эту поверхность накатывали делительную сечку с базой 1 мм. В узлах сечки измеряли твердость на приборе Виккерса для образцов из цветного металла под нагрузкой 98,1 Н (10 кгс) и для стали ШХ15 – под нагрузкой 294,2 Н (30 кгс). Среднестатистическое этих замеров принимали за твердость в данной точке.

Остаточные деформации и интенсивность напряжений определяли по распределению твердости в меридиональном сечении. По результатам испытаний были построены графики распределения интенсивности деформации и величины наклона в зависимости от времени виброобработки и крупности частиц рабочей среды, а также графики распределения изолиний твердости по всей поверхности образца в меридиональном сечении, что дало возможность наглядно представить распределение, глубину и интенсивность деформации по всему объему образца.

Установлено уменьшение интенсивности деформации на 30...40 % в поверхностном слое после виброобработки.

Для выявления, в какой мере возникает увеличение предела выносливости в результате виброобработки, были проведены сравнительные усталостные испытания образцов на установке типа УКИ–6000–2 [2]. Образцы из улучшенной стали 45 подвергали испытанию на сопротивление усталости до и после виброобработки в следующих рабочих средах:

1) бой абразивных кругов;

2) быстрорежущая стружка в смеси с чугунным песком и шлифзерном;

3) стальные закаленные шарики диаметром 15 мм.

Обработку в этих средах проводили в течение 2 ч при частоте 1900 колебаний в минуту, амплитуде – 4 мм и загрузке вибробарабана на 2/3 объема.

По окончании испытаний построили графики в координатах напряжение–логарифм числа циклов нагружения в зоне ограниченного предела усталости. Каждую кривую строили по пяти точкам, а каждая точка – это результат среднеарифметического значения как минимум четырех–пяти образцов.

Как видно на рисунке, из всей серии испытанных образцов наибольшее число циклов *N* при одних и тех же нагрузках *P* выдерживают образцы, обработанные в среде из закаленных шариков. Остальные образцы, как правило, выдерживают значительно меньшее число циклов напряжения. Наименьшим сопротивлением усталости обладают образцы, обработанные в рабочей среде, состоящей из боя абразивных кругов. Это связано с тем, что острые кромки гранул абразива при соударении с образцом оставляют на его поверхности риски и царапины, которые, являясь концентраторами напряжений, снижают поверхностное сопротивление усталости металла.

При виброобработке образцов из стали ШХ15 и меди в отожженном состоянии в рабочей среде из стальных закаленных шариков в течение 2 ч предел текучести при глубине деформированного слоя возрастает по торцу и по цилиндрической части: у стали ШХ15 на 25...33 %, а у меди – до 88 %. Глубина пластически деформированной области и предел текучести в значительной степени зависят от размеров частиц рабочей среды при виброобработке.

При данных условиях испытания наибольший наклеп на поверхности и по глубине деформированного слоя может быть получен при обработке образцов из меди и стали ШХ15 в рабочих средах, состоящих из стальных закаленных шариков диаметром 30 мм. Если необходимо получить только поверхностный наклеп, то можно обрабатывать детали в рабочих средах с частицами средних размеров, например, в стальных шариках диаметром 15 мм. Предел текучести и интенсивность деформации зависят от времени обработки. Так, например, на образцах из меди предел текучести возрастает уже после 15 мин обработки, а при длительной обработке в течение 120 мин образец деформируется на всю глубину. Таким образом, при виброобработке в ра-

бочих средах, состоящих из стальных закаленных шариков, можно ожидать существенное упрочнение поверхностного слоя, причем, как показали опыты, деформации проникают на относительно большую глубину и могут привести к искажению формы, особенно деталей из пластичных материалов.

После виброобработки в различных абразивных средах в результате упрочнения поверхностного слоя образцов возникает предел выносливости деталей. Так, например, можно повысить сопротивление усталости образцов из улучшенной стали 45 на 100 % и более по сравнению с исходным состоянием, если обрабатывать их в среде, состоящей из стальных закаленных шариков.

Сопротивление усталости деталей существенным образом зависит от типа рабочей среды. Наибольшее повышение сопротивления усталости наблюдается при обработке деталей в рабочей среде, состоящей из стальных закаленных шариков. Обработка образцов в бое абразивных кругов может привести к значительному снижению прочности при переменных нагрузках из-за наличия концентраторов напряжений на поверхности, что следует учитывать при разработке технологических режимов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка поверхностным пластическим деформированием: справ. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

2. **Гадалов В.Н., Петренко В.Р., Павлов И.В.** Лабораторный практикум по материаловедению и металловедению сварки. Воронеж: ВГТУ, 2006. 331 с.

Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук;
Юлия Владимировна Скрипкина, канд. техн. наук,
Julia_Skr@mail.ru;
Татьяна Николаевна Розина, аспирант;
Евгений Александрович Маркелов, аспирант;
Борис Николаевич Квашнин, канд. техн. наук

УДК 669.021:621.762

Г.Н. Гаврилов, В. Кастро, И. Брауэр, Е.С. Беляев *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Особенности формирования структуры сталей при лазерном термическом цикле

Рассмотрены вопросы формирования микроструктуры в высоколегированных сталях переходного аустенитно-мартенситного класса при лазерной обработке поверхности.

Research of microstructure's formation in high-alloyed steels of transitional austenitic-martensitic grade by laser surface treatment are considered.

Ключевые слова: микроструктурный метод; структурные составляющие; твердый раствор; полиморфные превращения; лазерная обработка; высоколегированные стали.

Keywords: microstructure technique; structural compositions; solid solution; polymorphous transformations; laser treatment; high-alloyed steels.

Одной из особенностей лазерного воздействия на металлические материалы являются большие (до 10^8 °С/с) скорости нагрева и охлаждения, которые приводят к существенным особенностям в фазовых и структурных превращениях, протекающих в процессе лазерного термического цикла.

Например, в материалах, испытывающих полиморфные превращения при определенных скоростях нагрева, возможна смена механизма $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения (диффузионного на бездиффузионный). При этом установлено, что лазерному нагреву свойственны как основные закономерности, характерные для превращений при быстром нагреве (смещение критических точек, высокая скорость завершения процессов, высокая дисперсность образующихся структур), так и некоторые особенности, касающиеся частных случаев. Например, смещение температуры начала аустенитного превращения в зависимости от скорости нагрева интерпретируется как следствие релаксационного характера $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения и определяется конкретным временем его завершения [1, 2].

По сравнению с печным, лазерный термический цикл характеризуется чрезвычайно малым временем и, как следствие, незавершенностью процессов растворения карбидов, диффузионного перераспределения углерода [3] и рекристаллизационных процессов [4].

Неоднородность образующегося аустенита приводит к неоднородности мартенсита закалки, увеличению доли пластинчатого мартенсита и повышению микротвердости в результате возникновения значительных микроискажений [5].

Содержание элементов в сталях и параметры лазерной обработки

Анализируемая зона	Содержание элементов в стали, %					Лазерная обработка		
	13Х15Н4АМ3			07Х16Н6		Скорость обработки, мм/с	Время нагрева, с	Скорость нагрева, 10^3°С/с
	Cr	Ni	Mo	Cr	Ni			
Граница зерна	28,20	3,78	3,82	29,65	5,28	8,0	0,375	3,2
	20,60	3,98	3,04	21,30	5,82	20,0	0,150	8,0
Зерно	12,44	4,82	2,17	14,20	6,84	8,0	0,375	3,2
	14,22	4,32	2,28	15,12	6,26	20,0	0,150	8,0
Марочный состав элементов в сталях	15,30	4,25	2,50	16,40	6,10	Мощность излучения 800 Вт; диаметр лазерного пятна 3,0 мм; плотность мощности 11,3 кВт/см^2		

Следовательно, при разработке технологий изготовления деталей с использованием лазерного воздействия (термическая обработка, легирование, наплавка и др.) необходимо учитывать особенности изменений, которые происходят в микроструктуре обрабатываемых материалов [6].

В поверхностном слое сталей 13Х15Н4АМ3 и 07Х16Н6 при лазерной обработке образуется зона, которая включает в себя слои с оплавлением, участки с полной аустенитизацией и область "неустойчивого состояния" аустенита, которая в сталях переходного аустенитно-мартенситного класса соответствует интервалу температур 650...950 °С.

Лазерную обработку образцов проводили на газовой (CO_2) установке "ЛАТУС-31". Параметры обработки приведены в таблице. Перед обработкой поверхность образцов обезжиривали ацетоном и покрывали поглощающим покрытием (желтая гуашь). Равномерность толщины нанесенной обмазки контролировали толщиномером "ТПМ-Л5-Н17". Точность измерения толщины обмазки составляла ±0,01 мм. Для исключения влияния краевых эффектов шлифы обрезали на 5 мм с каждой торцевой стороны. Шлифы для металлографических исследований вырезали на электроэрозионном станке мод. 4531. Микроструктуру сталей изучали на поперечных шлифах с помощью оптических микроскопов "МИМ-7" и "NEOPNOT-21" при увеличениях до ×1600.

Микроструктура выявлялась электролитическим травлением в 15%-ном растворе хромового ангидрида ортофосфорной кислоты или в 10%-ном водном растворе щавелевой кислоты при напряжении 4...6 В и плотности тока 0,10...0,15 А/см^2 в течение 1...5 мин.

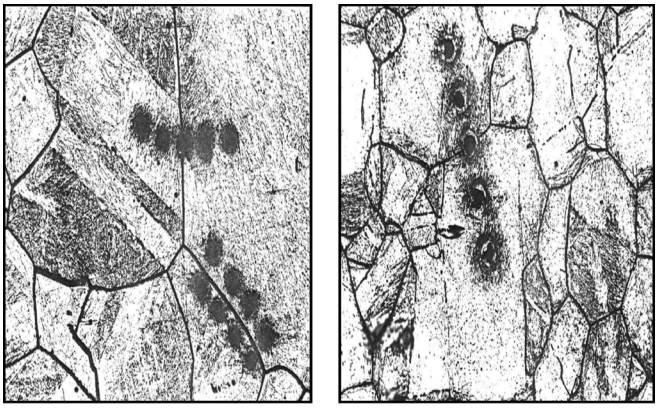
Электронно-микроскопические исследования проводили на электронном микроскопе "УЭМВ-100К" на угольных двухступенчатых репликах 2×2 при ускоряющем напряжении 50 кВ.

Концентрационное распределение легирующих элементов по объему зерен исследовали на лазерном микроанализаторе "LMA-10". Диаметр пятна (места взятия пробы) составлял 10...15 мкм.

Анализируя микроструктуру и химический состав по объему зерен на лазерном микроанализаторе "LMA-10", установлено, что в зонах прогрева сталей до температур указанного интервала в них развиваются диффузионные процессы, приводящие к перераспределению легирующих элементов, концентрационному расслоению твердых растворов, образованию и обособлению карбидных фаз на границах зерен и субзерен (см. таблицу, рис. 1).

Полученные результаты показали, что карбидообразующие элементы (Cr, Mo) концентрируются предпочтительно в приграничной области, чем и стимулируют образование и обособление в приграничных областях бывших аустенитных зерен повышенного количества карбидов (рис. 2).

Относительное повышение содержания γ-стабилизирующего элемента (Ni) в центральных объемах зерен приводит к понижению мартенситной точки $M_н$ и, следовательно, к стабилизации аустенита во внутренних областях зерен. Данная картина формирования аустенитно-мартенситной структуры в сталях 13Х15Н4АМ3 и 07Х16Н6 при лазерной обработке



а) *б)*

Рис. 1. Анализ содержания элементов в сталях на лазерном микроанализаторе "LMA-10" (×340):
а – сталь 13Х15Н4АМ3; *б* – сталь 07Х16Н16

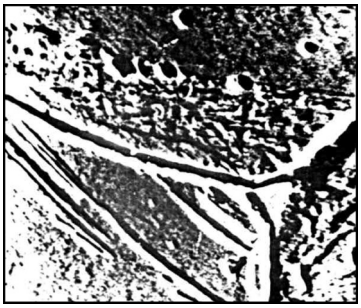


Рис. 2. Выделения карбидов по границам аустенитных зерен и в приграничной зоне стали 13Х15Н4АМ3. ×4000

подтверждается анализом микроструктуры и результатами электронно-микроскопических исследований (рис. 3). Установлено, что колонии мартенситных кристаллитов, расположенных непосредственно вблизи бывших границ зерен аустенита и ориентированных вдоль них, имеют пластинчатую (игольчатую) форму, а по мере удаления от границ зерен, мартенсит приобретает реечное (пакетное) строение с ориентировкой под различными углами к бывшим границам аустенитных зерен. Изменение типа строения мартенситных кристаллов обычно наблюдается на некотором расстоянии от границ, и обусловлено, по-видимому, изменением концентрационного градиента легирующих элементов и не связанного в карбиды углерода в объеме зерен стали (рис. 4).

Известно, что скорость перемещения межфазной границы обратно пропорциональна градиенту концентраций элементов на границе. Вследствие этого при завершении полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения в микроструктуре остаются не полностью растворившиеся карбиды, и после окончания их растворения аустенит неоднороден по концентрации углерода и легирующих элементов, для выравнивания его состава требуется дополнительное время.

При термической обработке, которой подвергаются высоколегированные стали, для прохождения и завершения указанных процессов требуется еще большее время. Это обусловлено более медленным растворением карбидов, связанным с их диссоциацией, парциальной диффузией легирующих элементов, выравниванием химического состава аустенита в зависимости от скорости диффузии легирующих элементов и т.д.

При возрастании температуры нагрева увеличивается степень растворения в аустените углерода и других легирующих элементов, что повышает устойчивость аустенита, вызывая повышение мартенситной точки $M_н$, одновременно увеличивая размеры зерна. В работе [7] показано, что при лазерном нагреве стали конечный размер зерна существенно зависит от скорости нагрева, а также от равновесности и упорядоченности исходной структуры.

Повышение степени фазового наклепа при ускоренном нагреве оказывается недостаточным для подавления первичной рекристаллизации, но в то же время при этом предотвращается развитие собирательной рекристаллизации. Следовательно, при ускоренном нагреве процессы фазовой и структурной перекристаллизации протекают одновременно, общность ориентировки фаз утрачивается, что и приводит к замедленному росту исходного зерна.

Однако вопрос о влиянии состава и дисперсности исходной структуры на содержание остаточного аустенита в зоне лазерного воздействия остается еще недостаточно изученным.

Рассмотренные выше особенности процессов перекристаллизации сталей в зоне лазерной обработки указывают на сложность и неоднозначность результа-

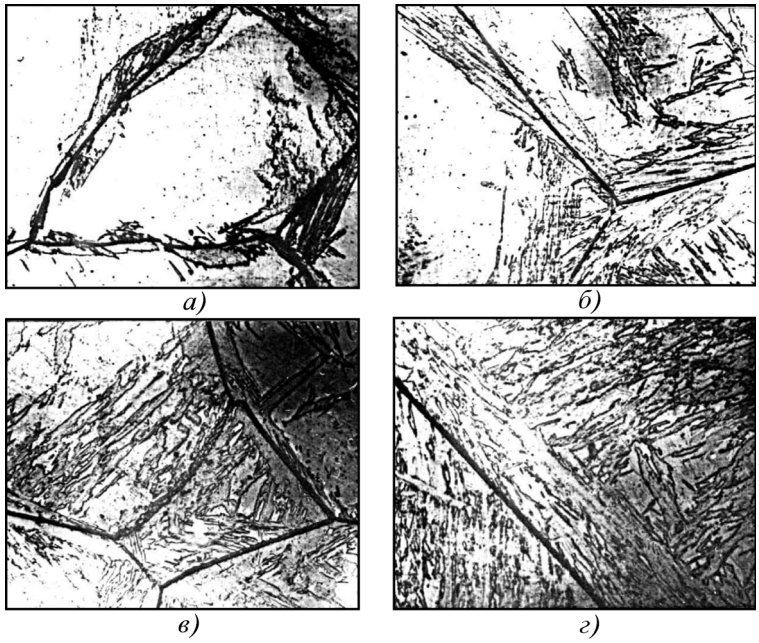


Рис. 3. Аустенитно-мартенситная структура и выделения карбидов по границам зерен в стали 13Х15Н4АМ3 при различных температурах "неустойчивого" состояния аустенита (×1000):
а – 950 °С; *б* – 850 °С; *в* – 800 °С; *г* – 750 °С

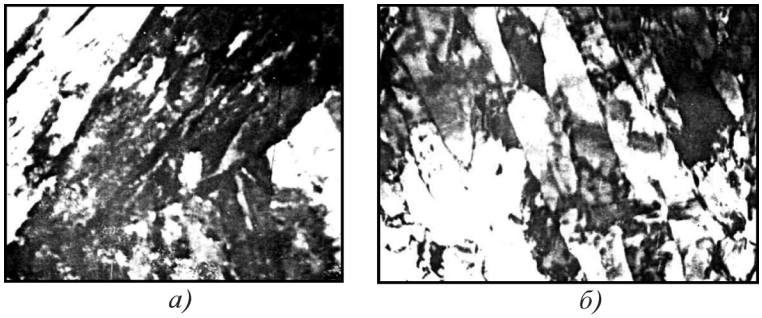


Рис. 4. Мартенситная структура у границ зерен в стали 13Х15Н4АМ3 (×11000):
а – пластинчатый мартенсит; *б* – реечный мартенсит

тов экспериментальных методов изучения формирования структуры зоны лазерного воздействия. Главной особенностью лазерной обработки является отсутствие однородного состояния стали в аустенитной области, что обусловлено высокими скоростями нагрева и недостаточным временем для прохождения диффузионных процессов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Леонтьев П.А., Хан М.Г., Чеканова Н.Т.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 142 с.

2. **Лазерная** и электронно-лучевая обработка материалов: справ. / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

3. **Гуреев Д.М.** Влияние лазерного воздействия на перераспределение углерода в поверхностных слоях инструментальных сталей // ФиХОМ. 1994. № 1. С. 27–39.

4. **Астапчик С.А., Бабушкин В.Б., Ивашко В.С.** Структурные и фазовые превращения в сталях и сплавах при лазерной термической обработке // МиТОМ. 1991. № 2. С. 2–5.

5. **Структура** мартенсита после лазерной закалки стали / М.Л. Бернштейн, С.Д. Прокошин, М.Н. Крянина и др. // ФММ. 1988. Т. 65. Вып. 4. С. 790–795.

6. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрин А.И.** Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.

7. **Образование** аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // ФММ. 1987. Т. 63. Вып. 3. С. 555–562.

Геннадий Николаевич Гаврилов, д-р техн. наук, gavrilov@nntu.nnov.ru;
Вилсон Албейро Кастро, аспирант;
Инна Брауэр, аспирант;
Евгений Сергеевич Беляев, ассистент кафедры

УДК 621.762

А.С. Петросян, Л.С. Гукасян *(Государственный инженерный университет, г. Ереван)*

Композиционные материалы, армированные дискретными волокнами

Дан теоретическо-экспериментальный анализ композиционных материалов (КМ), армированных дискретными металлическими волокнами. Поэтапно проведены исследования по технологическим режимам горячего выдавливания (экструзии). Изучены процессы деформации и ориентации волокон, выявлена их сверхвысокая пластичность, что позволяет получить КМ при значительно меньших отношениях длины волокна к диаметру, т.е. менее 80...100 с сохранением высоких прочностных свойств волокон.

Theoretical and experimental analysis of composite materials (CM) reinforced by discrete metallic fibres is given. Investigations on technological regimes of hot extrusion are carried out. Strain and orientation of fibres are studied, their superhigh ductility is revealed and this allows to obtain CM at considerably smaller rations of fibre length to the diameter, less than 80...100 presering high strength fibre properties.

Ключевые слова: композиционный материал; дискретные волокна; экструзия; сверхвысокая пластичность; деформация и ориентация волокон.

Keywords: composite material; discrete fibres; extrusion; superhigh ductility; strain and orientation of fibres.

Принципиальные вопросы дискретного армирования были рассмотрены в работах В.С. Ивановой (Волокнистые материалы. Проблема создания высокопрочных материалов с высоким сопротивлением распространению трещины // Физика и химия обработки металлов. 1967. № 1. С. 75–87) и A. Kelly, G.I. Davies (The Principles of the Fibre Reinforcement of Metals // Met. Rev. 1965. № 10. P. 1–78). Полученные выражения прочности композиционных материалов с дискретным армированием просты:

$$\text{для } l_f \geq l_{\text{кр}} \quad \sigma_c = \sigma_m^*(1-V_f) + \sigma_f[1-(l_{\text{кр}}/l_f)(1-\eta)]V_f; \tag{1}$$

$$\text{для } l_f \leq l_{\text{кр}} \quad \sigma_c = \sigma_m(1-V_f) + V_f(\tau_m l_f / d_f), \tag{2}$$

где σ_c, σ_f, σ_m – предел прочности при растяжении волокнистого композиционного материала, волокна и матрицы соответственно; σ_m^* – напряжение в момент разрушения композита; V_f – объемное содержание волокон; l_f, d_f – длина и диаметр волокон; τ_m – прочность связи при сдвиге волокон с матрицей; $\eta \cong 0{,}5$; $l_{\text{кр}}$ – критическая длина волокна, определяемая по известной формуле

$$l_{\text{кр}} = \sigma_f d_f / 2\tau_m. \tag{3}$$

При выводе формулы (3) предполагали, что прочность связи при сдвиге по границе раздела волокно–матрица не меньше прочности матрицы. Формулы (1) и (2) справедливы для объемных долей волокна, превышающих минимальную величину, т.е. $V_{\min}$.

Формула (1) соответствует механизму разрушения композита, согласно которому его разрушение определяется в основном разрушением волокон. Поэтому удлинение композита и волокон до их разрушения в этом случае практически одинаковое.

При длине волокон меньше критической в них ни при каких условиях не может быть достигнуто напряжение растяжения, равное пределу прочности волокна, даже если композит претерпевает заметную пластическую деформацию. Разрушение композиционного материала в этом случае определяется в первую очередь разрушением матрицы при напряжении в ней σ_m. Удлинение композита до его разрушения в идеальном случае должно быть таким же, как и у неармированной матрицы. Такому механизму разрушения соответствует формула (2).

В отношении технологичности и прочности большое значение имеет пластичность композитов с металлической матрицей и хрупкими волокнами.

На примере гипотетического композиционного материала (боралюминий) построены кривые зависимости σ_c и l_f и показано, что максимальная прочность $\sigma_{c\,\max}$ достигается не при непрерывном армировании, как следует из формулы (1), а при армировании волокнами длиной $l_{\max}$, близкой к критической, определяемой по формуле (3):

$$l_{\max} = l_{\text{кр}}^{(\beta+1)/2},$$

где β – коэффициент волокна.

Композиционный материал с максимальной прочностью, достигаемой при $l_f = l_{f\,\max}$, также может иметь пластическое удлинение до разрушения и тем большее, чем меньше коэффициент волокна β и коэффициент деформированного упрочнения матрицы. Регулированием длины волокон в интервале от $l_{\text{кр}}$ до $l_{\max}$ можно получить различные сочетания прочности и пластичности от максимума, равного ε_m до ε_c^*, соответствующего $\sigma_{c\,\max}$. На рис. 1 эта область заштрихована [1].

Для расчета $\sigma_{\max}^*$, соответствующего определенному значению $\sigma_{f\,\max}$, использовали следующую формулу [1]:

$$\sigma_{\max}^* = 2\tau_m / [(\beta+1)/2]^{(1+\beta)/\beta}. \qquad (4)$$

Из формулы следует, что $\sigma_{\max}^*$ зависит только от прочности матрицы и коэффициента β, с уменьшением которого эта характеристика прочности композита, как и его пластическое удлинение до разрушения ε_c, уменьшается. Видно, что даже при максимальной прочности композиционного материала возможно достижение определенной пластичности, что должно

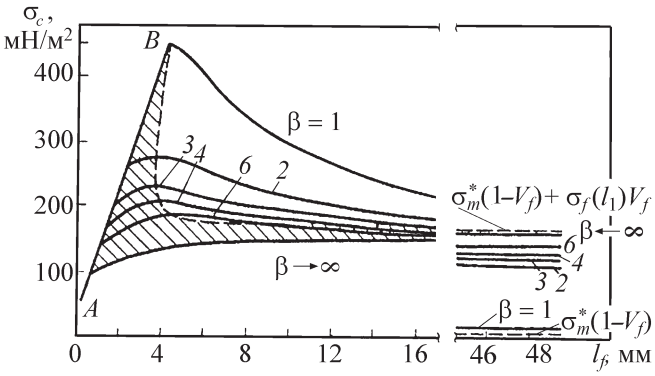


Рис. 1. Диаграмма прочности гипотетического композиционного материала с дискретными хрупкими волокнами одинаковой длины:

AB – зависимость σ_c от l_f при различных значениях β; кривые, расположенные правее линии *AB*, соответствуют зависимости σ_c от l_f при $l_f > l_{\text{кр}}$

повысить работу разрушения, а следовательно, и надежность конструкций из композита.

Представленный материал в значительной мере носит поисковый характер. Окончательный ответ может дать только эксперимент, к сожалению, трудноосуществимый в настоящее время.

Для достижения эффекта упрочнения *композиционного материала* (КМ) необходимо обеспечение прочной связи матрица–волокно в процессе приготовления композиции. Кроме того, эффект упрочнения зависит также от ориентации волокон по отношению к направлению действия внешней нагрузки. Эти и другие задачи наилучшим образом могут быть решены методами порошковой металлургии.

Одним из оптимальных путей получения беспористых КМ является горячая экструзия. При экструзии процессы формования и спекания совмещаются и протекают настолько быстро, что полностью устраняются нежелательные явления в зоне матрица–волокно. Экструзия является эффективным методом синтеза армированных материалов, при котором деформация волокон (удлинение) положительно влияет на прочность композиции.

Определенный интерес представляют следующие ниже модельные исследования, проведенные авторами по технологическим режимам горячего выдавливания (экструзии).

Достаточных данных по экструзии армированных материалов еще не накоплено, поэтому исследования были начаты с изучения процессов деформации и ориентации волокон. Эксперименты проводили поэтапно.

Первый этап исследований:

1) экструзия модельных образцов, армированных волокнами, расположенных параллельно оси экструзии;

2) экструзия модельных образцов, армированных волокнами с различной ориентацией.

На первом этапе исследований выявлена сверхвысокая пластичность металлических волокон, которая не наблюдается при других видах формования (статического, динамического, импульсного). Эффект сверхвысокой пластичности в процессе экструзии позволяет получить композиционный материал при значительно меньших отношениях $l_0 / d_0 \approx 20...30$ (l_0, d_0 – длина и диаметр волокна до экструзии), т.е. менее 80...100.

На втором этапе исследований установлены общие закономерности процессов экструзии (l / d – отношение длины к диаметру волокна после экструзии) порошково-волновых композиций в зависимости от угла исходной ориентации $\alpha_и$, угла матрицы $\alpha_м$, исходного отношения l_0 / d_0, степени обжатия λ и расстояния от оси экструзии L.

На первом этапе исследований в качестве исходных материалов использовали медный порошок ПМС-1 и дискретные волокна из медной (d = 210 мкм), стальной (d = 280 мкм) и молибденовой (d = 160 мкм) проволок с l = 20 мм.

Медные цилиндрические образцы (диаметр D = 25 мм; высота H = 40 мм; исходная пористость образца до экструзии θ = 20 %) изготовляли из двух половинок двухсторонним прессованием, между которыми располагали волокна параллельно оси экструзии, т.е. угол исходной ориентации волокна $\alpha_и$ = 0 (рис. 2, *а*). Образцы нагревали в среде водорода до $T_э$ = 800...820 °С и экструдировали с обжатием λ = 4, угол конусной части матрицы $\alpha_м$ = 110°.

Экструдированные половинки отделяли и изучали характер деформирования волокон. В начале процесса происходит осаживание заготовки до беспористого состояния. Следовательно, осаживаются (утолщаются) также медные волокна на ψ = +80 %, стальные – на +55 % и молибденовые – на +25 % (рис. 2, *б–г*). Знак "+" означает осадку (утолщение) волокна. Волокна из меди (см. рис. 2, *б*) в процессе экструзии удлиняются более чем в 2 раза: δ = 240 %, ψ = 70 %.

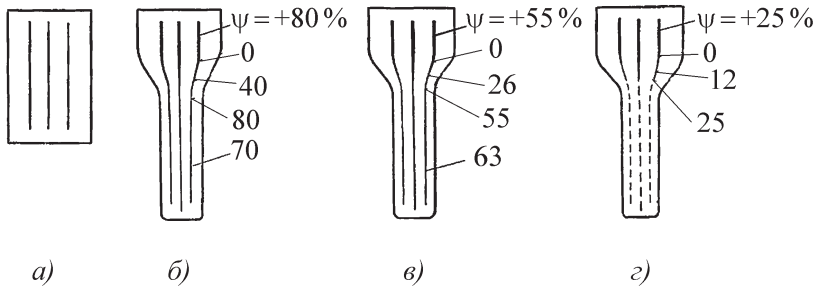


Рис. 2. Схемы заготовок и экструдированных образцов с расположением волокон:
а– исходная заготовка; *б–г* – образцы после экструзии с волокнами меди, стали 55 и молибдена соответственно

Стальные волокна (см. рис. 2, *в*) также удлинялись (δ = 200 %; ψ = 63 %). При этом по всей длине волокна наблюдалось периодическое уменьшение диаметра. В этих участках образовывались шейки и происходили разрывы стального волокна. Молибденовые волокна (см. рис. 2, *г*), деформируясь, разрывались равномерно с элементами длиной 0,8...1,2 мм и расстоянием между ними 1...2 мм. Как и предполагалось, удлинение волокон начинается у входа в конусную зону матрицы и заканчивается у выхода из нее [2].

На втором этапе исследовали процессы экструзии стальных волокон (l = 10; 15 и 20 мм) с углом исходной ориентации $\alpha_и$ = 30; 60; 90; 120; 135 и 150 ° (рис. 3). Некоторые результаты деформации и ориентации стальных волокон после экструзии приведены на рис. 3 и в таблице.

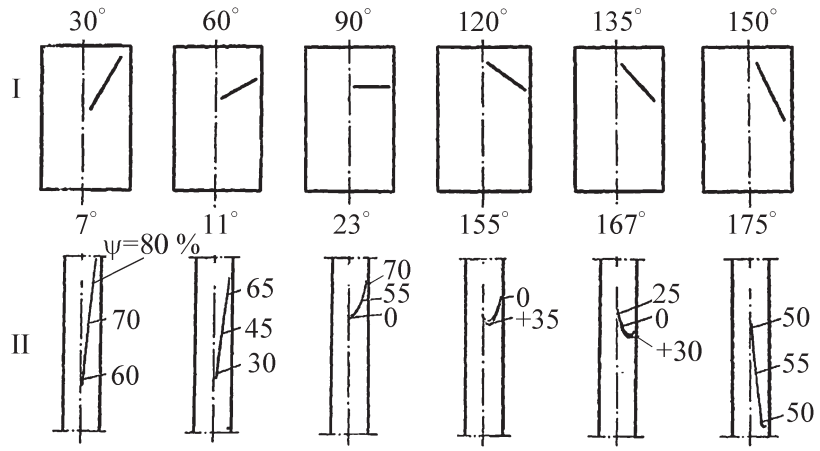


Рис. 3. Схемы заготовок и экструдированных образцов с расположением волокон:
I – исходные заготовки; II – образцы после экструзии; $T_э$ = 840...860 °С; λ = 4; $\alpha_м$ = 110 °

Относительную ориентацию определяли по формуле

– для углов исходной ориентации 0 ° < $\alpha_и$ < 90 °

$$\theta_1 = \frac{\alpha_и - \alpha_э}{\alpha_и} 100\,\%,$$

– для углов исходной ориентации 90 ° < $\alpha_и$ < 180 °

$$\theta_2 = \frac{(\pi - \alpha_и) - (\pi - \alpha_э)}{\pi - \alpha_э} 100\,\%,$$

где $\alpha_э$ – угол ориентации волокна после экструзии, °.

Результаты деформации и ориентации волокон после экструзии ($T_э$ = 800...820 °С; τ = 15 мин; λ = 4)

$\alpha_и$, °	$\alpha_э$, °	$\theta_{отн}$, %	δ, %	ψ, %		
				Периферия образца	Средняя часть образца	Центр образца
30	7	77	230	80	70	60
60	11	81	130	65	45	30
90	23	74	60	70	55	0
120	155	58	0	0	+ 35	0
135	165	66	20	+30	0	25
150	175	83	120	50	55	50

Примечание. Длина исходного волокна l = 10 мм, диаметр d = 280 мм; $\theta_{отн}$ – относительная ориентация волокна.

Числовые значения $\theta_{1,2}$ оценивают ориентацию волокна в образце после экструзии. Например, исходное расположение волокна определяется углом $\alpha_и$ = = 30 °, после экструзии – $\alpha_э$ = 7 °, следовательно, относительная ориентация волокна составляет 77 %. Для волокон с исходными $\alpha_и$ = 60 ° и $\alpha_э$= 11 ° имеем $\theta_{отн}$ = = 81 %.

Как видно из рис. 3, более равномерной будет деформация волокна по длине для значений $\alpha_и \le 30$ ° и $\alpha_и \le (\pi - 150$ °). Из этого можно сделать вывод, что существуют оптимальные углы исходной ориентации $\alpha_и$, для которых достигаются максимальные удлинения волокон с минимальными значениями $\alpha_э$.

Анализируя данные таблицы для волокна с l = = 10 мм, можно отметить, что с увеличением угла исходной ориентации $\alpha_и$ от 30 до 120 ° наблюдается уменьшение относительного удлинения от 230 до 0 %. Такая же закономерность имеет место и для волокна с l = 20 мм.

Неравномерно деформируются волокна, расположенные под углом $\alpha_и$ = 90 ° (см. рис. 3). Локальные удлинение и сжатие снижают прочностные характеристики волокна, в частности, в переходной зоне "сжатие–удлинение" не исключается образование микротрещин. Неравномерное деформирование наблюдается также и в волокнах, ориентированных под углами $\alpha_и$ = 120 и 135 ° (см. рис. 3).

С увеличением $\alpha_и$ от 90 до 180 °, а также с уменьшением $\alpha_и$ от 90 до 0 ° изгибы волокон из центра образца смещаются в сторону его периферии до полного их исчезновения. Рис. 3 позволяет сделать вывод, что максимальный эффект упрочнения обеспечивают волокна, равномерно деформированные по всей длине. Следовательно, оптимальными углами исходной ориентации волокон можно считать $\alpha_и \le 30$ ° и $\alpha_и \ge 150$ °.

Таким образом, характерной особенностью процесса экструзии армированного волокнами материала является сверхвысокая пластичность волокон, которая не наблюдается при других видах формования (статического, динамического, импульсного).

Выбирая материал волокна определенной пластичности и режимы экструзии (температуру, продолжительность нагрева, обжатие, скорость деформации), а также зная закономерности деформации и ориентации волокон в процессе экструзии, можно прогнозировать свойства анизотропного КМ с максимальным эффектом упрочнения.

Эффект сверхпластичности в процессе экструзии позволяет получить КМ при значительно меньших отношениях l / d, т.е. менее 80...100, что упрощает технологическое выполнение экструзии с сохранением высоких прочностных свойств волокон [2, 3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шоршоров М.Х., Колпашников А.И. и др.** Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей. М.: Машиностроение, 1981. 272 с.

2. **Петросян А.С.** Армированные материалы конструкционного назначения // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН. 2002. Т. 55. № 1. С. 30–37.

3. **Гукасян В.С., Петросян А.С.** Исследование механических свойств композиционных материалов, армированных дискретными волокнами // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 4. С. 47–51.

Асмик Самсоновна Петросян, д-р техн. наук,
likmar@seua.am;
Лилит Сергеевна Гукасян, соискатель

ИНФОРМАЦИЯ

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2011 г.

Литейное и сварочное производства

Андреев И.А., Героцкий В.А., Леушин И.О. Модифицирование чугуна на высокопрочный продувкой сжатым воздухом в литниковой чаше № 8

Артамонова Ю.С., Изотов В.А., Акутин А.А., Барабанов Р.В. Выбор оптимальных скоростей заполнения полости линейной формы при использовании дождевой литниковой системы № 6

Безъязычный В.Ф., Виноградова О.В., Гладков В.А., Серебряков С.П., Степанов Е.Г., Шишкин В.Н. Разработка информационной технологии повышения качества стержневой керамической массы в литейном производстве охлаждаемых лопаток для газовых турбин № 6

Болдин А.Н. Выделение ароматических углеводородов в Колд-бокс-амин-процессе № 4

Вальтер А.И., Раев А.В. Экспериментальные исследования свойств песчано-глинистых смесей № 1

Васильчук М.В., Лотонина М.Б., Шатульский А.А. Выбор технологических режимов литья отливок "лопатка ГТД" методом направленной кристаллизации № 7

Верхотуров А.Д., Макиенко В.М., Романов И.О., Строителев Д.В. Физико-химические процессы шлаковых систем сварочных материалов на основе дальневосточного минерального сырья № 6

Волков Г.В., Грабовый В.М., Цуркин В.Н. Технология электрогидроимпульсивной обработки металлов и сплавов: сплавы на основе Fe–C № 7

Воронин Ю.Ф., Шевченко С.П., Воронин С.Ю., Чернышова Н.А., Бадешко С.К. Литейные дефекты отливок "Рама боковая" для вагонов РЖД № 4

Гасанли Р.К. Хладостойкость экономно-легированного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, изготовляемого в металлических формах № 8

Грушко О.Е., Овчинников В.В., Крымов А.О. Условия кристаллизации и особенности зеренной структуры слитков алюминиево-литиевых сплавов № 10

Гудков А.В. Новая технология и оборудование для сварки трением биметаллических переходников № 5

Давыдов С.В. Технология безотходной утилизации отвальных шлаков медно-никелевого и титанового производства при получении отливок из чугуна № 2

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" № 2

Дельцов С.В., Богданов О.В., Сивков В.Л. Снижение газовой пористости в отливках из алюминиевых сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур № 1

Дриц А.М., Овчинников В.В. Свариваемость и свойства соединений высокопрочных сплавов системы Al–Cu–Li–Mg, легированных серебром, скандием и цирконием № 7

Евлампиев А.А., Чернышов Е.А. Связь живучести и кинетики отверждения холоднотвердеющих смесей, приготовленных на различных связующих № 5

Ердаков И.Н. Ресурсосберегающий аспект в производстве литых плит из стали Гадфильда № 11

Ерофеев В.А., Страхова Е.А. Компьютерный инженерный анализ процесса плазменно-дуговой наплавки слоя цветного сплава на стальные тела вращения № 12

Жуков А.А., Беляков А.И. Комплексный модификатор для серого чугуна на основе интерметаллидов $TiAl_3$+AlSb № 12

Зорин И.В., Дубцов Ю.Н., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Автоматизированное проектирование композиционных проволок для сварки и наплавки сплавов на основе интерметаллических соединений № 10

Зюбан Н.А., Руцкий Д.В., Гаманюк С.Б. Интенсификация процесса дегазации при отливке слитков в вакууме и анализ качества полученных поковок № 12

Илларионов И.Е., Стрельников И.А., Журавлёв А.Ф. Особенности применения специальных смесей для легкоотделяемых прибылей № 9

Ильинский А.М. Разработка опытного образца оборудования для сварки термоэмиссионным полым катодом в вакууме № 4

Казанцев Е.А., Железняк Л.М., Тихоняк А.Н., Мазунина Т.В. Применение установки горизонтального непрерывного литья для выпуска полуфабрикатов из сплавов тяжелых цветных металлов в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" № 3

Корневич А.П., Семёнов Б.И. Локальное повышение механических характеристик готовых изделий и полуфабрикатов на примере колесного диска большегрузного автомобиля из алюминиевого сплава 2014 № 8

Коротченко А.Ю. Новый критерий образования усадочной пористости в отливках № 9

Кульбовский И.К., Тупатилов Е.А., Михайлов В.Н., Богданов Р.А. Причины возникновения горячих трещин в стальных отливках железнодорожного транспорта № 3

Курмачев Ю.Ф., Новосельцев Ю.Г., Демченко А.И., Шмарловский А.Н. Расчет угловой скорости манипулятора для обеспечения постоянной скорости сварки при автоматической сварке замкнутых швов сложной конфигурации № 3

Левшин Г.Е., Павлюк К.И. О математическом моделировании прогрева разовой объемной формы № 11

Мощенко М.Г., Рубцов В.С. Расчет остаточных напряжений в зоне сварного соединения трубопроводов D_y 300 из аустенитной стали 08Х18Н10Т № 6

Овчинников В.В., Зеленский В.А. Свойства сварных соединений двухслойных панелей из стали ВНС-2 № 2

Соколов Г.Н., Литвиненко-Арьков В.Б., Лысак В.И. Способы повышения ресурса прошивных оправок трубопрокатных станов № 11

Соляков Д.А., Болдин А.Н. Углеродный эквивалент как критерий для разработки технологии получения отливок из чугуна с заданными свойствами для машиностроения № 2

Трух С.Ф., Юшин А.А. Опытный образец универсальной установки серии ПАРС Н-511 для механизированной сварки и наплавки в защитных газах № 9

Чайкин В.А., Чайкин А.В., Вольнов И.Н. Исследование процесса позднего модифицирования с использованием моделирования № 10

Чичков С.А. Новое поколение сварочных головок типа ГНС для сварки неповоротных стыков трубопроводов диаметром 3...310 мм № 1

Шаповалов В.А., Биктагиров Ф.К., Бурнашев В.Р., Степаненко В.В., Колесниченко В.И., Рейда Н.В., Карускевич О.В. Электротермическое компактирование металлических материалов: возможности и перспективы № 5

Кузнечно-штамповочное производство

Алексеев П.А., Панченко Е.В. Математическое моделирование сверхпластической формовки сложнопрофильных изделий из трубных заготовок № 3

Бовтало Я.Н., Филиппов Ю.К. Технологический процесс холодной объемной штамповки детали "корпус шарового пальца" № 5

Бочков А.В., Головешкин В.А., Пирумов А.Р., Пономарёв А.В., Калугин И.А. О влиянии закладного элемента на процесс деформации в осесимметричной задаче процесса горячего изостатического прессования № 3

Буркин С.П., Кабинов В.А., Брынских Я.А., Андрюкова Е.А. Рациональный температурно-скоростной режим прессования № 10

Власов А.В., Дмитриева А.Я. Методика определения механических свойств изделия после холодной радиальной ковки в программном комплексе DEFORM3D № 11

Воробьёв В.М. Разработка схем и конструкций многоразъемных штампов для производства точных заготовок с отростками № 2

Вяткин А.Г., Матвеев С.В. Экспериментальное исследование влияния технологических параметров винтового пресса на точность высотных размеров осаживаемых поковок № 7

Гойдо М.Е. Расчетная оценка теплового режима работы гидросистемы участка прессов № 9

Горленко А.М., Пашкевич А.Г. Интенсификация формоизменяющих операций листовой штамповки применением эффекта сверхпластичности № 5

Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Зубарев В.Ю. Оценка предельных возможностей формообразования тройников из трубных заготовок в разъемных матрицах № 1

Демьяненко Е.Г., Попов И.П. Анализ возможностей процесса отбортовки из тонкостенной кольцевой заготовки № 9

Демьяненко Е.Г., Попов И.П. Совершенствование процесса формовки тонкостенных осесимметричных деталей из конических заготовок № 1

Денищев Т.В., Коробова Н.В. Обеспечение требуемого уровня механических свойств крупногабаритных поковок типа "стакан" из стали 60С2 № 12

Залазинская Е.А., Залазинский А.Г. Моделирование процесса пробивания преграды деформируемым цилиндром № 4

Иванов Ю.В. Анализ виброизолирующих установок штамповочных молотов № 9

Кондауров А.Е., Суворова И.Ю., Дмитриев В.С., Миронов В.В., Кривенко Г.Г. Процесс ротационной вытяжки цилиндрических оболочек изделий ракетно-космической техники и летательных аппаратов № 5

Корчак Е.С. Разработка системы ускоренного заполнения рабочих цилиндров гидравлических прессов жидкостью низкого давления № 7

Кривошеин В.А. Интенсификация процесса обжима посредством выбора геометрии поверхности контакта заготовки с матрицей № 6

Кулик Г.Н. Обобщение отечественного опыта ковки быстрорежущих сталей № 12

Кутилова О.И., Магницкая С.Ф., Фролова И.Н. Способ построения схемы обработки детали на основе размерного синтеза технологического процесса № 10

Кухарь В.Д., Ткач О.А. Осадка кольца в матрицу различной геометрии № 1

Лобов В.А., Гуменюк Ю.И., Арчаков А.А. Технологические возможности процесса вытяжки с утонением стенки по внутреннему контуру деталей с фланцем № 6

Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А., Доценко Д.В. Силовые параметры штамповки концентрических и эксцентрических переходов осевым обжимом трубных заготовок № 4

Майстров Ю.В., Белокуров О.А. Экспериментальные исследования и оптимизация операции гибки при штамповке коленчатых валов № 10

Малов В.С., Васильев В.А. Анализ брака поковок из стали 14Х17Н2 № 6

Назарьян В.А., Кулик Г.Н. Совершенствование технологии производства заготовок гребных валов из стали 0Х18Н5Г12АБ (НН3Б) № 2

Нестеренко Е.С., Кузина А.А. Вытяжка осесимметричных деталей в штампе с упругими матрицей и прижимом № 5

Панфилов Г.В., Недошивин С.В., Хвостов Е.Ю. Совершенствование технологии многооперационной холодной штамповки остроконечных цилиндрических деталей из малопластичных сталей № 2

Петрухин И.В., Фомин В.А., Панченко В.М. Водорастворимые смазки марки "СИНЭРС" для холодной обработки металлов давлением № 8

Поляков А.П., Поляков П.А. Расчет поврежденности композита при выдавливании с учетом изменения формы поперечного сечения волокон № 1

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 № 2

Часть 2. Гидродинамика двухфазного течения и микроструктура детали в очаге деформации при тиксопрессовании № 3

Часть 3. Структура и механические свойства тиксопрессованных сплавов № 4

Семёнов Е.И., Майстров Ю.В. Новая заготовительная операция гибки для штамповки коленчатых валов № 9

Степанов Б.А. Применение специализированных горячештамповочных прессов с вращающимся штамподержателем для производства осесимметричных поковок № 12

Феофанова А.Е. Напряженно-деформированное состояние при раздаче трубных заготовок № 8

Хван А.Д. Гидропривод штампа для осадки с кручением цилиндрических заготовок № 7

Хван А.Д. Повышение стойкости стали Р6М5 пластической деформацией в неизотермическом режиме № 11

Прокатно-волочильное производство

Баранов Г.Л., Чечулин Ю.Б., Зиомковский В.М., Песин Ю.В. Динамические нагрузки при захвате заготовки валками автоматического стана № 4

Битков В.В. Минимизация образования внутренних разрывов при волочении углеродистой проволоки для холодной высадки № 5

Бурлаков И.А. Применение автоматизированной линии АЛРД-800 для изготовления заготовок дисков газотурбинных двигателей № 3

Галкин Ю.Г., Боровик А.А., Целиков Н.А., Богданов Н.Т. Новый универсальный стан холодной прокатки труб с расширенными технологическими возможностями № 2

Гурьянов Г.Н. Вариационный метод поиска рациональной геометрии рабочего канала волоки для волочения круглого сплошного профиля № 7

Дзудза М.В. Экспериментальные исследования технологических свойств наполнителей металлургической порошковой проволоки № 8

Котов А.Н., Кривенко Г.Г., Вайцехович С.М., Корнилов В.А., Шубин И.В., Долгополов М.И. Универсальный трубогибоч-

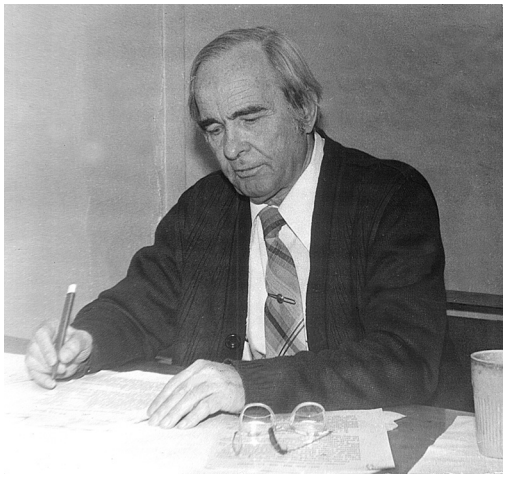
ный станок для изготовления трубных изделий многоколенной пространственной формы № 12
Крук А.Т., Бойко А.Ю., Антонов С.И., Новокщёнов С.Л. Горизонтальный двухползунный пресс для протяжки слябов № 3
Лапин В.В., Филимонов В.И., Филимонов С.В. Износ верхних формующих роликов при интенсивном формообразовании гнутых профилей № 11
Логинов Ю.Н., Зуев А.Ю. Формоизменение и сопротивление деформации анизотропной непрерывно-литой меди № 1
Лушников В.М., Дзудза М.В. Анализ жизненного цикла металлургической порошковой проволоки № 11
Мальцев И.М. Свойства порошкового электропроката № 9
Раскатов Е.Ю. Исследование обжатий и течения металла в калибре валка при пилигримовой прокатке тонкостенных труб № 6
Чечулин Ю.Б., Песин Ю.В., Душкин В.М., Буйначев С.К., Кичка А.О., Песина Н.Ю., Рыбин Ю.И., Романцов И.А. Расчет геометрии инструмента для управления формовкой труб большого диаметра № 10

Материаловедение и новые материалы

Агеев Е.В., Гадалов В.Н., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А. Рентгеноструктурный анализ порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава № 2
Амосов А.П., Федотов А.Ф., Ермошкин А.А., Алтухов С.И., Сметанин К.С., Латухин Е.И., Лавро В.Н. СВС-прессование металлокерамических заготовок многокомпонентных катодов для нанесения ионно-плазменных покрытий № 8
Безъязычный В.Ф., Маляров А.В., Тимофеев М.В. Проблемные вопросы технологии производства лопаток газовых турбин № 3
Гаврилов Г.Н., Кастро В., Брауэр И., Беляев Е.С. Особенности формирования структуры сталей при лазерном термическом цикле № 12
Гадалов В.Н., Скрипкина Ю.В., Розина Т.Н., Маркелов Е.А., Квашнин Б.Н. Влияние виброобработки на микротвердость и сопротивление усталости конструкционных сталей № 12
Гостищев В.В., Тепляшин М.В., Кузнецов Е.Д., Петров В.В. Получение сплавов W–Cr, W–Cr–Mo металлотермией оксидов металлов для электрошлаковой наплавки № 7
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 № 2
Зинченко С.А., Тарасенко Л.В., Пантелеев И.А. Термоциклический отжиг полуфабрикатов из быстрорежущих сталей № 2
Калашников И.Е. Исследование структуры и свойств алюмоматричных композиционных материалов, модифицированных наноразмерными частицами № 8
Козик Е.С., Чурносов Д.И., Северюхина Н.А. Влияние технологических факторов на размер зерна и свойства порошковых низколегированных сталей № 7
Колесов С.С., Кондратьев С.Ю., Чижиков В.В., Швецов О.В. Исследование структуры и свойств бурильных труб из сплава Д16Т после эксплуатации в условиях нефтедобычи № 4
Костерев В.Б., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю., Коновалов С.В. Закономерности формирования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры при термомеханическом упрочнении стали 09Г2С № 1
Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М., Мурадян С.О., Хадыев М.С. Разработка новой литейной высококоррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 3. Структура и механические свойства новой литейной Cr–Mn–Ni–Mo–N стали № 9
Костина М.В., Банных О.А., Мурадян С.О. Разработка новой литейной высококоррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 1. Анализ свойств известных коррозионно-стойких литейных сталей № 3
Костина М.В., Ригина Л.Г., Банных О.А., Блинов В.М., Мурадян С.О. Разработка новой литейной высококоррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 2. Исследование влияния легирования на композиционно-устойчивое содержание азота и фазовый состав после кристаллизации коррозионно-стойких сплавов Fe–Cr–Mn–Ni–Mo–V–Nb № 4
Макаренко К.В. Анализ процессов структурообразования в чугунах № 4
Макаренко К.В. Способ оптимизации структуры конструкционных материалов № 11
Михайловский К.В. Моделирование многостадийного технологического процесса получения углерод-керамических композиционных материалов № 3
Муравьёв В.И., Мельничук А.Ф., Бахматов П.В., Мартынюк А.М. Влияние активации процесса диффузионного взаимодействия порошковых частиц в холоднопрессованных заготовках на свойства конструкций № 5
Муравьёв В.И., Мельничук А.Ф., Бахматов П.В. Исследование влияния диффузионных процессов взаимодействия порошковых частиц сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 на свойства композиционных конструкций № 1
Николенко С.В. Электродный материал для электроискрового легирования с добавками нанопорошка оксида алюминия № 6
Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. Особенности свойств композиционного материала никель–нанодисперсный диборид хрома № 9
Петросян А.С., Гукасян Л.С. Композиционные материалы, армированные дискретными волокнами № 12
Рожков И.И., Васильев В.А. Распределение внутренних напряжений в изделиях с переменным химическим составом по сечению, подвергаемых поверхностному упрочнению № 11
Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н., Предеин В.В., Абашкин Е.Е. Исследование влияния фракции компонентов алюмотермитной смеси на технологические параметры получения термитных сталей № 6
Семендеева О.В., Учеваткина Н.В., Овчинников В.В. Современное состояние метода имплантации деталей из титановых сплавов (обзор) № 10
Сильман Г.И., Серпик Л.Г., Федосюк А.А. Сталь типа 20ГЛ с измельченной микроструктурой № 8
Тарасенко Л.В., Унчикова М.В. Структура полуфабриката стали 06Х14Н6Д2МБТ, предназначенной для силовых упругих элементов № 3
Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю. Термоциклическая обработка литых и деформированных инструментальных сталей № 5
Шитарев И.Л., Хаймович А.И. Моделирование микроструктуры при высокоскоростной штамповке компрессорных лопаток из титанового сплава ВТ9 № 11

Информация

Адиков С.Г., Кудрявцев С.А., Кретинин О.В., Знаменский А.И. Исследование нагрева заготовок из древесины при ультразвуковом воздействии высокой мощности № 10
Грибков А.А. Постановка задачи оптимального режима порционного дозирования материалов № 8
Еланский Г.Н. К 100-летию со дня рождения А.А. Королёва № 12
Конищев Б.П., Рукосуев И.В., Меркуляев Н.А. Совершенствование технологии сварки антенных систем № 6
Указатель статей, опубликованных в журнале в 2010 г. № 1
Указатель статей, опубликованных в журнале в 2011 г. № 12



К 100-летию со дня рождения А.А. Королёва

30 октября 2011 г. исполнилось 100 лет со дня рождения Андрея Андреевича Королёва (1911–1993), доктора технических наук, профессора, заслуженного деятеля науки и техники РСФСР, видного ученого в области обработки металлов давлением и механического оборудования металлургических заводов.

В 1936 г. А.А. Королёв окончил МВТУ им. Н.Э. Баумана. Уже первые его исследования в области распределения напряжений при горячей и бесслитковой прокатке стали и цветных металлов по значимости превосходили зарубежные. Исследования Андрея Андреевича легли в основу разработки новой теории распределения напряжений при обработке металлов давлением.

В 1941 г. А.А. Королёв защитил кандидатскую диссертацию, в которой впервые предложил аналитические формулы определения напряжений при прокатке.

В октябре 1945 г. после демобилизации из армии А.А. Королёв был принят на работу в ЦНИИТМАШ, возглавив технический отдел. Позже Андрей Андреевич стал начальником отдела прокатки, а затем – заместителем директора по научной работе. Он продолжал экспериментальные и теоретические исследования, которые были обобщены в монографии "Новые исследования деформации металла при прокатке" (Машгиз, 1953 г.).

Известный специалист в области прокатных станов он принимал непосредственное участие в проектировании первого отечественного блюминга, первых трубопрокатных агрегатов, многовалковых станов и др. Эти работы были отмечены двумя Государственными премиями (1951 и 1957 гг.).

В августе 1956 г. А.А. Королёв перешел на преподавательскую работу, стал заведующим кафедрой металлургического оборудования Московского вечернего металлургического института, где проработал до конца своей жизни. В 1965 г. Андрей Андреевич защитил докторскую диссертацию.

А.А. Королёв тесно сотрудничал со своим учителем и другом академиком Александром Ивановичем Целиковым, с коллегами из ВНИИМЕТМАШа. Профессор А.А. Королёв подготовил ряд кандидатов и докторов наук.

За время преподавательской работы А.А. Королёв внес значительный вклад в развитие теоретических основ прокатки и конструирования новейшей техники. А.А. Королёвым, а также в соавторстве с академиком А.И. Целиковым и другими учеными опубликованы более 20 монографий и учебников, вошедших в золотой фонд науки и педагогики. Среди них "Конструкции и расчет машин и механизмов прокатных станов", М.: Металлургия, 1959; "Механическое оборудование прокатных и трубных цехов", М.: Металлургия, 1987; "Машины и агрегаты металлургических заводов" в трех томах, М.: Металлургия, 1978–1981; "Механическое оборудование заводов цветной металлургии" в трех частях, М.: Металлургия, 1989 и другие.

Научные труды проф. А.А. Королёва широко известны как в нашей стране, так и за рубежом, переведены на немецкий, английский, китайский и другие языки. За ряд учебников Андрей Андреевич удостоен премии Министерства высшего и среднего специального образования СССР. В течение многих лет он был председателем прокатной секции НТС Минтяжмаша, членом Ученого совета Государственного комитета по науке и технике, членом ученых советов нескольких институтов, членом редакционных советов ведущих журналов, членом научно-технических советов металлургических заводов. А.А. Королёв обладал такими замечательными качествами, как доброжелательность, готовность помочь и поддержать в трудную минуту, порядочность и скромность.

Геннадий Николаевич Еланский, д-р техн. наук
(Московский государственный вечерний металлургический институт)

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 19.10.2011 г. Подписано в печать 05.12.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,17. Заказ 819. 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.