ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 2 февраль 2013

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.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КИДАЛОВ Н.А.
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.
БАСТ Ю.
ТУТМАН Т.
ЭРКСЛЕБЕН С.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ЛУТОВИНИНА О.Н.
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Тахиров А.А., Гущин Н.С. Влияние легирования на графитизацию хромистого чугуна . . . 3

Андреев В.В., Ковалевич Е.В., Нуралиев Ф.А., Петров Л.А. Конструкция и эксплуатационная стойкость чугунных изложниц для разливки переплава лома коррозионно-стойкой стали . . . 6

Шолохов М.А., Ерофеев В.А., Оськин И.Э., Полосков С.И. Моделирование особенностей формирования шва при сварке плавящимся электродом по узкому зазору . . . 11

Кузнечно-штамповочное производство

Крук А.Т., Хван А.Д. Влияние пластической деформации на стойкость инструментальной стали Х12М . . . 17

Мороз Б.С. Влияние кинематических условий на силовые параметры прессования и напряженно-деформированное состояние прессуемой заготовки . . 19

Прокатно-волочильное производство

Кузин В.В., Григорьев С.Н., Федоров С.Ю., Ермолин В.Н. Модель эксплуатации волоки при изготовлении проволоки . . . 24

Гаврилов С.А., Зинин М.А. Применение эффекта безызносности при синтезе металлоплакирующих смазок для экстремальных условий трения . . . 29

Материаловедение и новые материалы

Рудской А.И., Толочко О.В. Порошковые нанокомпозиционные материалы на основе меди для электротехнического применения . . . 34

Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске . . . 42

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", 2013

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 2 February 2013

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

Chairman Assistants:
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.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
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.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Takhirov A.A., Gushchin N.S. Effect of carbon, chromium and silicon on graphitization of alloyed cast iron . . . 3
Andreev V.V., Kovalevich E.V., Nuraliev F.A., Petrov L.A. Design and operational resistance of cast iron moulds for casting of corrosion-resistant steel remelting scrap. . . . 6
Sholokhov M.A., Erofeev V.A., Os'kin I.E., Poloskov S.I. Modeling of weld formation at consumable electrode welding through narrow gaps. . . . 11

Forging and Stamping Productions

Kruk A.T., Khvan A.D. Effect of plastic deformation on firmness of tool steel Kh12M . . . 17
Moroz B.S. Effect of kinematic conditions on power characteristics of extrusion process and stress-strain state of pressed billet . . . 19

Rolling and Drawing Productions

Kuzin V.V., Grigor'ev S.N., Fedorov S.Yu., Ermolin V.N. Operational model of die during wire manufacturing. . . . 24
Gavrilov S.A., Zinin M.A. Using of zero-wear effect with synthesis of metal-cladding lubricants for extreme friction conditions . . . 29

Physical Metallurgy and New Materials

Rudskoy A.I., Tolochko O.V. Cu-based nanocomposite powder materials for application in electrical engineering . . . 34
Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I. Increase of resistance to fracture of steels of pearlitic class due to micro- and nanostructured carbide phase transformation during additional tempering . . . 42

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", 2013

УДК 621.74

А.А. Тахиров, Н.С. Гущин *(ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", г. Москва)*

Влияние легирования на графитизацию хромистого чугуна

Установлено влияние легирующих элементов на количество включений пластинчатого графита в ступенчатой пробе из хромистого чугуна и на его механические свойства.

Ключевые слова: пластинчатый графит; чугун; хром; марганец; никель; углерод; карбиды; проба.

The influence of alloying elements on the inclusions amount of flake graphite in the stepped sample made of chromium cast iron and on its mechanical properties is founded.

Keywords: flake graphite; cast iron; chromium; manganese; nickel; carbon; carbides; sample.

Для толстостенных (более 200 мм) отливок, работающих в условиях ударно-абразивного износа, применяют, как правило, зарубежный высоколегированный чугун типа Нихард-4 или отечественный *хромоникелевый чугун* (ХНЧ) с *шаровидным графитом* (ШГ). Благодаря наличию в его *металлической основе* (МО) ШГ достигается высокая прокаливаемость.

Установлено, что с уменьшением толщины отливки (плиты размером 350×300) с 250 до 50 мм содержание кремния в сплаве, необходимое для выделения в его МО структурно-свободного углерода в виде пластинчатого графита $C_{гр}$, увеличивается от 0,5 до 3,5 %. А для отливки в виде ступенчатой пробы (рис. 1) диаметром 10...40 мм требуется 4,5 Si. При таком содержании кремния твердость металла по всему сечению пробы составляет более 58 HRC, но в то же время из-за образования силикокарбида его прочностные характеристики снижаются на 50 %.

Цель работы – исследование влияния элементов (Cr, Mn, Ni, C) на количество включений $C_{гр}$ в МО хромистого чугуна для снижения в нем содержания Si, а также на его механические свойства.

Состав базового чугуна следующий, %: 3,0 C; 0,1 Mn; 3,0 Cr; 4,5 Si; остальное – Fe. Колебание состава составляло ±0,1 %. Влияние дополнительно вводимых элементов оценивали в следующих диапазонах, %: 3,0...3,9 C; 0,1...1,4 Mn; 3,0...8,0 Cr; 0...4,5 Ni; 1,5...4,5 Si.

В качестве исследуемой отливки использовали ступенчатую пробу, ступени которой имели диаметры 10; 20; 30 и 40 мм соответственно (см. рис. 1).

Автоматическую количественную оценку количества включений пластинчатого графита, которое определяли по площади шлифа, занимаемое ими, с помощью прибора "Квантимет", при этом относительное стандартное отклонение составляло 0,4 %.

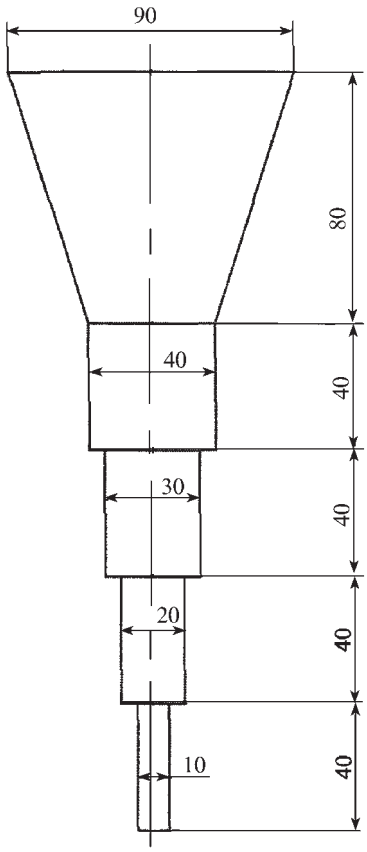


Рис. 1. Ступенчатая проба

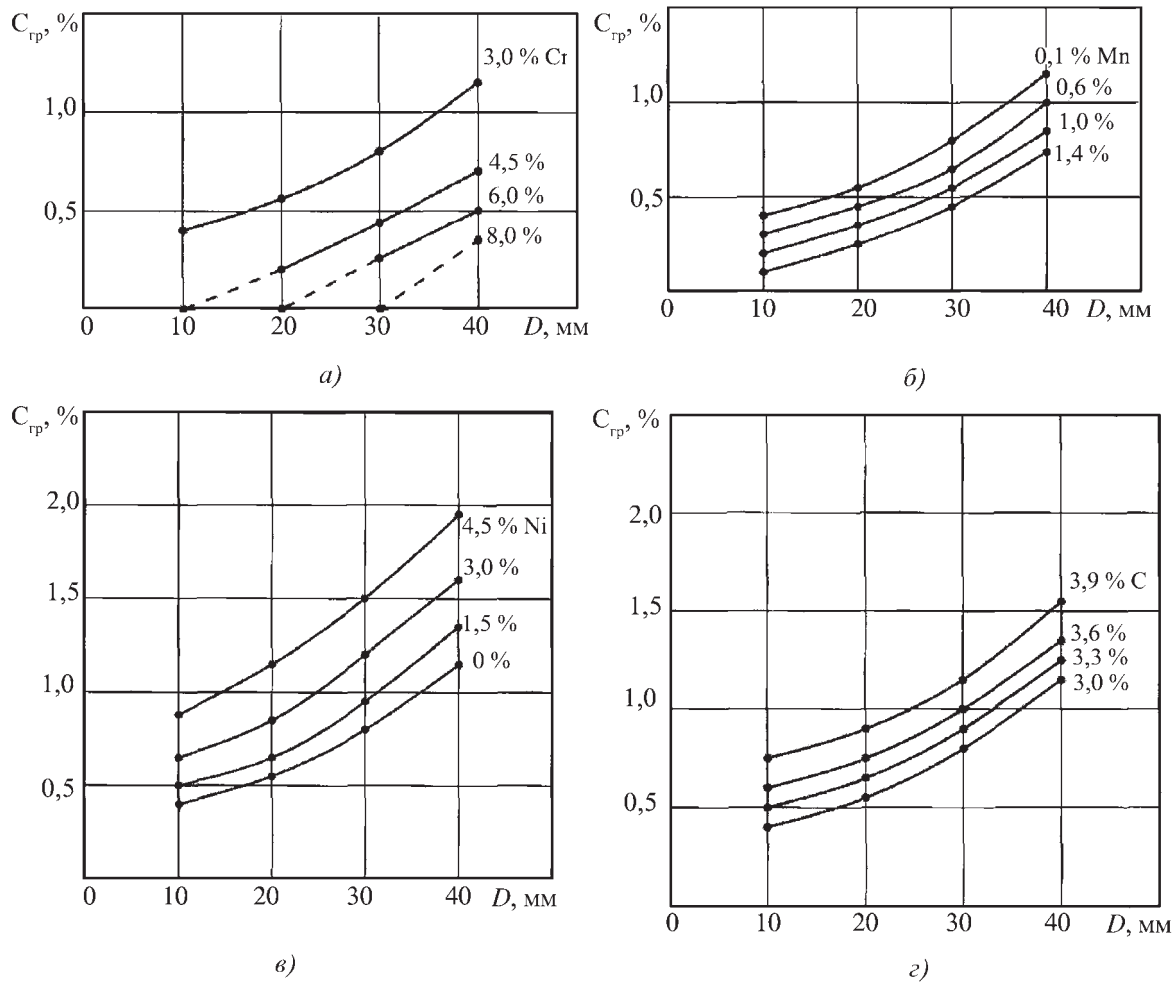


Рис. 2. Зависимость количества $C_{гр}$ включений пластинчатого графита в базовом чугуне от содержания в нем хрома (*а*), марганца (*б*), никеля (*в*), общего углерода (*г*) и толщины *D* ступени пробы

Анализ результатов исследования влияния содержания Cr на количество включений $C_{гр}$ в МО пробы, отлитой из базового чугуна с содержанием 3 % Cr, показал, что с увеличением диаметра ступени пробы от 10 до 40 мм количество включений $C_{гр}$ повышается от 0,4 до 1,15 % (рис. 2, *а*).

Дальнейшее увеличение Cr в сплаве резко снижает количество включений $C_{гр}$. Так, например, он полностью отсутствует в ступени диаметром 10; 20 и 30 мм при содержании 4,5; 6,0 и 8,0 % Cr соответственно. При увеличении содержания Cr в базовом чугуне от 3,0 до 8,0 % в МО ступени диаметром 40 мм количество включений $C_{гр}$ снижается с 1,15 до 0,35 %. Отрицательное влияние Cr на выделение $C_{гр}$ объясняется тем, что он с углеродом образует специальные карбиды, в результате чего концентрация связанного углерода в МО снижается и, соответственно, затрудняется его частичное выделение в виде $C_{гр}$.

Действие марганца на выделение включений $C_{гр}$ подобно действию Cr, так как он, как и Cr, является карбидообразующим элементом. Однако Mn является менее карбидообразующим элементом, чем Cr. Поэтому он в меньшей степени подавляет выделение в МО включений $C_{гр}$. При увеличении содержания Mn в базовом чугуне от 0,1 до 1,4 % количество включений $C_{гр}$ в МО ступени пробы диаметром 10 мм снижается с 0,4 до 0,1 %, а в ступени диаметром 40 мм – с 1,15 до 0,75 % (рис. 2, *б*).

Никель как графитизирующий элемент оказывает благоприятное влияние на выделение структурно-свободного углерода в виде графита в чугуне. В частности, с повышением содержания Ni в базовом чугуне от 0 до 4,5 % количество включений $C_{гр}$ в МО ступени пробы диаметром 10 мм увеличивается от 0,4 до 0,9 %, а в ступени диаметром 40 мм – от 1,15 до 1,95 % (рис. 2, *в*). Механизм действия Ni заключается в том, что он снижает растворимость углерода в МО чугуна.

Углерод, так же как и Ni, является графитизатором, поэтому с увеличением его содержания в чугуне от 3,0 до 3,9 % количество включений $C_{гр}$ в МО ступени пробы диаметром 10 мм повышается от 0,4 до 0,75 %, а в ступени диаметром 40 мм – от 1,15 до 1,55 % (рис. 2, *г*).

Влияние кремния на микроструктуру и механические свойства хромистого чугуна

Номер плавки	Содержание элементов, %					Наличие силикокарбида	$C_{гр}$, %	Микроструктура	Механические свойства	
	C	Mn	Cr	Ni	Si				HRC	$\sigma_{изг}$*, МПа
1	3,0	0,1	3,0	4,5	4,5	Да	1,5	$M+A_{ост}+K_2+ПГ$	58	25
2					3,5	Нет	1,3		58	60
3					2,5		1,0		59	65
4					2,0		0,5		60	75
5					1,5		–	$A+M_{ост}+K_1$	46	48

Обозначения: ПГ – пластинчатый графит; М – мартенсит; $M_{ост}$ – остаточный мартенсит; А – аустенит; $A_{ост}$ – остаточный аустенит; K_1 – карбид цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$; K_2 – карбид тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

* Для определения предела прочности при изгибе использовали образец диаметром 30 мм и длиной 340 мм, который получали методом всасывания жидкого чугуна из разливочного ковша в кварцевую трубку с внутренним диаметром 30 мм.

Таким образом, проведенные исследования показали, чтобы снизить содержание Si в ХНЧ, необходимое для выделения в его МО структурно-свободного углерода в виде графита, нужно уменьшить содержание в сплаве Cr и Mn и повысить содержание Ni и общего углерода.

Однако надо учитывать, что необходимым условием для формирования в ХНЧ с ШГ карбидов тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$ является соотношение концентраций хрома и связанного углерода $[Cr]/[C_{св}] = 4...10$. Если соотношение менее 4, то образуются карбиды цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, микротвердость которых меньше микротвердости карбидов тригонального типа в 1,5 раза. Поэтому для ХНЧ с ШГ с содержанием Cr от 3,0 до 6,0 % не рекомендуется увеличивать содержание общего углерода более 3,0 %.

Влияние содержания Si на микроструктуру хромистого чугуна и на его механические свойства приведено в таблице. При содержании 4,5 % Si в МО чугуна плавки № 1 присутствует твердый, но очень хрупкий силикокарбид, который совместно с включениями пластинчатого графита отрицательно влияет на прочностные свойства исследуемого чугуна. Поэтому предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ у него составляет 25 МПа, хотя твердость при этом очень высокая (58 HRC).

С уменьшением содержания Si с 4,5 до 2,0 % количество включений пластинчатого графита снижается с 1,5 (плавка № 1) до 0,5 % (плавка № 4), в результате чего повышается $\sigma_{изг}$ от 25 до 75 МПа, а твердость за счет увеличения доли мартенсита повышается от 58 (плавка № 2) до 60 HRC (плавка № 4).

Дальнейшее уменьшение содержания кремния до 1,5 % в чугуне плавки № 5 структурно-свободный углерод в виде пластинчатого графита не выделяется. В результате чего его МО состоит из аустенита, остаточного мартенсита и карбида K_1, который как и пластинчатый графит оказывает надрезывающее действие на МО, тем самым снижает прочностные свойства исследуемого чугуна до 48 МПа, а уменьшение количества мартенсита способствует понижению не только прочности, но и твердости до 46 HRC.

Таким образом, показано, что дополнительный ввод в состав базового чугуна 4,5 % Ni позволяет снизить необходимое содержание кремния с 4,5 до 2,0 %, что позволяет улучшить значения твердости и прочности хромистого чугуна и устранить условия образования силикокарбида.

Следовательно, его можно применять для изготовления износостойких отливок толщиной 5...20 мм, в частности для быстроизнашивающихся деталей, используемых для приготовления асфальта и бетона.

Асиф Ашур оглы Тахиров;
Николай Сафонович Гущин, канд. техн. наук,
lit-otdel@yandex.ru

УДК 621.74:669.131.7

В.В. Андреев, Е.В. Ковалевич, Ф.А. Нуралиев, Л.А. Петров *(ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", г. Москва)*

Конструкция и эксплуатационная стойкость чугунных изложниц для разливки переплава лома коррозионно-стойкой стали

Представлены конструкции слитков массой 500...550 кг и изложниц для их отливки из переплава лома коррозионно-стойкой стали. Проведены эксплуатационные испытания изложниц, изготовленных соответственно из чугунов с пластинчатым, вермикулярным и шаровидным графитом. Результаты испытаний показали высокую стойкость изложниц разработанной конструкции из чугуна с пластинчатым графитом (280...300 наливов) и подтвердили целесообразность их применения для отливки слитков из вторичных коррозионно-стойких сталей для улучшения их товарного вида. При этом высокопрочные чугуны с шаровидным и вермикулярным графитом не показали свои преимущества по термостойкости из-за коробления продольных стенок, хотя по качеству рабочей поверхности могли бы продолжить эксплуатацию.

Ключевые слова: чугун с шаровидным графитом; вермикулярный и пластинчатый графит; литейная форма; изложница; слиток; коррозионно-стойкая сталь; модифицирование.

Designs of ingots weighing 500...550 kg and ingot moulds for their casting from remelting of scrap of corrosion-resistant steel are presented. Operational tests of the ingot moulds made of respectively from flake, vermicular and spheroidal graphite cast irons are carried out. Results of tests showed high firmness of ingot moulds of the designed structure made of flake graphite cast iron (280...300 pourings) and confirmed feasibility of their application for casting of ingots from recycled corrosion-resistant steels for improvement of their presentation. Thus high-strength with vermicular and spheroidal graphite cast irons didn't show the advantages on thermal stability because of buckling of longitudinal walls, although on quality of working surface could continue operation.

Keywords: spheroidal graphite iron; vermicular and flake graphite; mould; ingot mould; ingot; corrosion-resistant steel; inoculation.

Основным конструкционным материалом для изготовления сталеразливочных изложниц, в том числе и для кузнечных слитков, в настоящее время остается чугун с пластинчатым графитом (СЧ) доменной (на металлургических заводах) или вагранoчной (на машиностроительных заводах) плавки. При этом задача повышения эксплуатационной стойкости этих изделий или снижения расхода оснастки на единицу продукции остается всегда актуальной.

Так называемые "металлургические" изложницы для прокатываемых слитков имеют более высокую эксплуатационную стойкость (от 60 до 100 наливов), чем изложницы для кузнечных слитков (от 20 до 40 наливов), отливаемых для последующей обработки давлением на кузнечных прессах и молотах. Это связано с тем, что, с одной стороны, кузнечные слитки заливаются, как правило, из легированных сталей, имеющих более высокую температуру заливки, чем обычные углеродистые стали, а с другой – эти изложницы имеют не оптимальную конструкцию, которая определяется конструкцией самого слитка.

Все более широкое использование электроплавки чугуна в литейных цехах машиностроительных заводов открывает перспективы применения для изложниц, в том числе и кокилей (металлических литейных форм), нетрадиционных материалов – высокопрочных чугунов с шаровидным (ВЧ) или вермикулярным (ЧВГ) графитом, обладающих более высоким уровнем физико-механических и эксплуатационных свойств, в том числе термостойкостью [1].

Материал изложниц должен отвечать следующим требованиям:

- высокий уровень теплопроводности, чтобы обеспечить более быстрое выравнивание температуры по сечению стенки изложницы и соответствующее снижение термических напряжений;
- низкие значения модуля упругости для снижения термических напряжений;
- низкий коэффициент линейного расширения;
- повышенные значения прочности и пластичности.

Трещиноустойчивость материала можно оценить по параметру R, определяемого из соотношения:

$$R = \lambda \sigma_в / \alpha E,$$

где λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К); α – коэффициент линейного расширения, 1/К; $\sigma_в$ – временное сопротивление разрыву при растяжении, МПа; E – модуль упругости, МПа.

В табл. 1 обобщены физико-механические свойства при температуре 600 °С чугунов с различной фор-

1. Физико-механические свойства чугунов при температуре 600 °С [3]

Марка чугуна	Металлическая основа	α, 10^{-6} 1/К	E, 10^3 МПа	λ, Вт/(м·К)	$\sigma_в$, МПа	R
СЧ25	Перлит	12,0	90	37	130	4574
СЧ10	Феррит	13,0	55	43	67	4217
ЧВГ45	Перлит	13,1	130	33	245	4748
ЧВГ30	Феррит	13,6	100	35	190	4900
ВЧ60	Перлит	12,8	140	28	300	4688
ВЧ35	Феррит	13,5	120	31	210	4019

мой графита [2], используемых в качестве конструкционного материала для изложниц.

Расчетный параметр R характеризует стойкость чугуна термическому удару и образованию наружных трещин в изложницах. Чем больше параметр R, тем выше сопротивление чугуна термическим напряжениям и выше устойчивость против образования трещин. Максимальные значения параметра R (см. табл. 1) имеют высокопрочные чугуны с вермикулярным графитом (ЧВГ30 и ЧВГ45), а также чугун с шаровидным графитом перлитного класса ВЧ60.

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом позволяет повысить стойкость металлургических изложниц в 1,5–2 раза. Однако это характерно только для изложниц массой до 10 т, а в более крупных изложницах преимущества высокопрочного чугуна не проявляются, что связано со сложностью получения в таких толстостенных отливках правильной шаровидной формы графита и оптимальной структуры чугуна.

Сведения об использовании чугуна с вермикулярным графитом для изложниц и кокилей малочисленны, однако и они свидетельствуют о целесообразности изготовления изложниц и кокилей из этого материала для повышения их эксплуатационной стойкости. Так, например, сравнительные исследования стойкости блюминговых изложниц массой 5,3 т из чугунов с шаровидным и вермикулярным графитом (4,0...4,15 % С; 1,3...1,6 % Si; 0,8...1,2 % Mn; 0,07...0,10 % P; 0,024...0,041 % Mg), полученных продувкой порошкообразным магнием больших масс (40...60 т) жидкого доменного чугуна, показали практически одинаковую стойкость, которая в 1,5–1,7 раза превосходила стойкость изложниц из чугуна с пластинчатым графитом доменной плавки.

Сортовые глуходонные изложницы массой 4,5 т (толщина стенок 120...170 мм) из чугуна с вермикулярным графитом, полученным обработкой электропечного чугуна Fe–Si–РЗМ-лигатурой, также имеют в 1,6–1,8 раза более высокую стойкость (110...115 наливов), чем такие же изложницы из серийного вагранoчного чугуна (60...65 наливов).

В табл. 2 обобщены данные по относительной стойкости изложниц из чугунов с пластинчатым (СЧ), шаровидным (ВЧ) и вермикулярным (ЧВГ) графитом.

2. Стойкость изложниц из чугунов с разной формой графита

Тип изложниц	Относительная стойкость			Метод сфероидизирующей обработки
	СЧ	ЧВГ	ВЧ	
Металлургические массой:				
до 10 т	1	–	1,5...2,0	Обработка магнием доменного чугуна
5,3 т	1	1,3...1,7	1,5...1,8	
глуходонные 4,5 т	1	1,7...1,8	–	Обработка электропечного чугуна Si–РЗМ-лигатурой
Кузнечные массой:				
от 7 до 21 т	1	1,3	–	Обработка электропечного чугуна Si–Mg–Ti–Ca–Ce-лигатурой
от 3 до 5 т	1	–	1,7...2,5	Обработка вагранoчного чугуна МДС-процессом

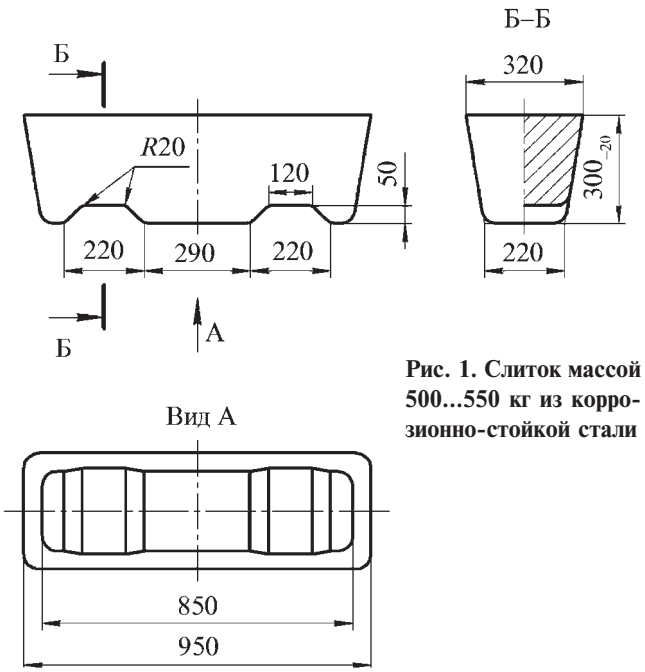


Рис. 1. Слиток массой 500...550 кг из коррозионно-стойкой стали

Следует отметить, что во всех приведенных случаях при изготовлении опытных изложниц изменяли только материал изложницы, оставляя без изменения конфигурацию и толщину стенки отливки. Поэтому остались не использованными в полной мере физико-механические характеристики новых материалов для создания равнопрочной конструкции самой изложницы и равных условий кристаллизации слитка при замене одного материала на другой.

В то же время, например, опытные образцы тонкостенных (толщина стенки 160...200 мм) кузнечных изложниц из ЧВГ для слитков массой 14 т показали одинаковую стойкость с толстостенными (толщина стенки 250...350 мм) изложницами из СЧ, но удельный расход изложниц на тонну отлитых слитков при этом сократился практически в 2 раза за счет соответствующего уменьшения массы изложницы.

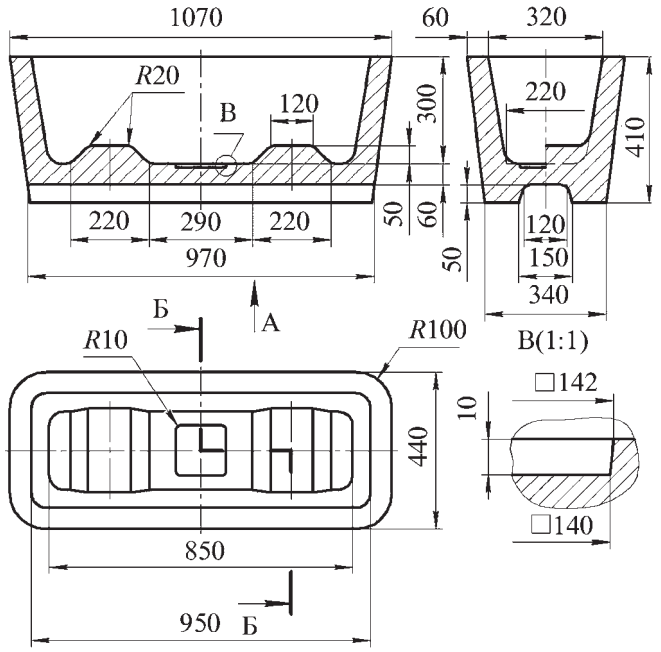


Рис. 2. Изложница для слитка массой 500...550 кг

Таким образом, при изготовлении изложниц из ВЧ или ЧВГ целесообразно оптимизировать и их конструкцию (прежде всего, толщину стенки), исходя из уровня прочностных характеристик и теплопроводности этих чугунов.

Для заданной конфигурации слитка (рис. 1) в соответствии с общепринятыми рекомендациями по толщине стенки и массе была разработана максимально простая конструкция изложницы (рис. 2).

Снизу в донной части чугунной изложницы предусмотрен паз для транспортировки изложниц и установки под заливку попарно с помощью вилочного захвата, а на дне внутренней полости (в месте падения струи стали) углубление для размещения сменного вкладыша.

Для эксплуатационных испытаний отлили в условиях литейной экспериментальной базы ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" опытные партии изложниц с применением литейных форм из холоднотвердеющих смесей. При разработке литейно-металлургических указаний были приняты следующие основные технологические решения:

- отливка изложницы осуществляется дном вверх, при этом вся отливка располагается в верхней полуформе;
- в нижней полуформе устанавливается стержень, оформляющий внутреннюю полость изложницы;
- линейная усадка чугуна – 1 %;
- масса отливки ≈670 кг;
- заливка формы проводится "сифоном" снизу через четыре питателя сечением 10×45 мм. Диаметр стояка 50 мм;
- температура чугуна при заливке формы 1230...1330 °С;
- скорость заливки (средний расход) жидкого чугуна 20...25 кг/с;
- продолжительность заливки 80...100 с;
- время охлаждения отливки в форме 30...36 ч;
- температура отливки при разборке формы не более 300 °С.

Выплавку чугуна осуществляли в тигельной индукционной печи промышленной частоты марки ИЧТ-1 (емкость тигля 1 т). В составе шихты использовали следующие материалы:

- чушковый чугун марки Пл1 – 500 кг;
- стартовая болванка (металл предыдущей плавки) – 300...350 кг;
- чугунный лом (покупной) – 200...250 кг.

Для получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом применяли модифицирующую смесь, состоящую из дробленой Fe–Si–Mg-лигатуры ФСМг-6 (6 % Mg) и ферросилиция ФС75 (фракция 1...5 мм), в количестве 21...25 кг (2,1...2,5 % от массы жидкого чугуна). Модифицирующую смесь перед выпуском жидкого металла из печи засыпали на дно раз-

3. Химический состав отлитых изложниц, % мас.

Тип чугуна	Форма графита	C	Si	Mn	P	S	Mg
СЧИ	Пластинчатый	3,4...3,6	1,8...2,0	0,6...0,8	0,06...0,07	0,03...0,05	–
ВЧ	Шаровидный	3,3...3,6	2,4...2,7	0,2...0,3	0,06...0,07	0,006...0,008	0,05...0,07
ЧВГ	Вермикулярный	3,4...3,7	2,1...2,5	0,2...0,3	0,05...0,07	0,012...0,014	0,02...0,03

ливочного ковша в специальный карман, образованный выполненной в ковше огнеупорной перегородкой. Сверху модифицирующую смесь прикрывали чугунной стружкой равномерным слоем толщиной 10...15 мм. Температура чугуна при сливе из печи составляла 1420...1440 °С. Продолжительность сфероидизирующей обработки (время полного окончания процесса взаимодействия присадки с жидким чугуном) 3...3,5 мин.

Образовавшийся в процессе взаимодействия модифицирующей смеси с жидким чугуном шлак для удобства его удаления присыпали флюс перлитовым коагулятором "Барьер-200" (ТУ 5717-001-11035757–2006), который сгущал шлак и делал его менее жидкоподвижным. Затем шлак счищали с зеркала металла и заливали жидким чугуном литейную форму.

Для получения высокопрочного чугуна с вермикулярным графитом использовали такую же модифицирующую смесь только в уменьшенном (на 30 %) количестве – 15...18 кг.

Тип чугуна, форма графита и химический состав металла отлитых изложниц приведены в табл. 3.

На рис. 3 приведены микроструктуры металла изложниц из чугунов с пластинчатым, шаровидным и вермикулярным графитом.

Для отливки стальных слитков проводили предварительную подготовку одновременно двух изложниц, заключающуюся в выполнении следующих технологических операций:

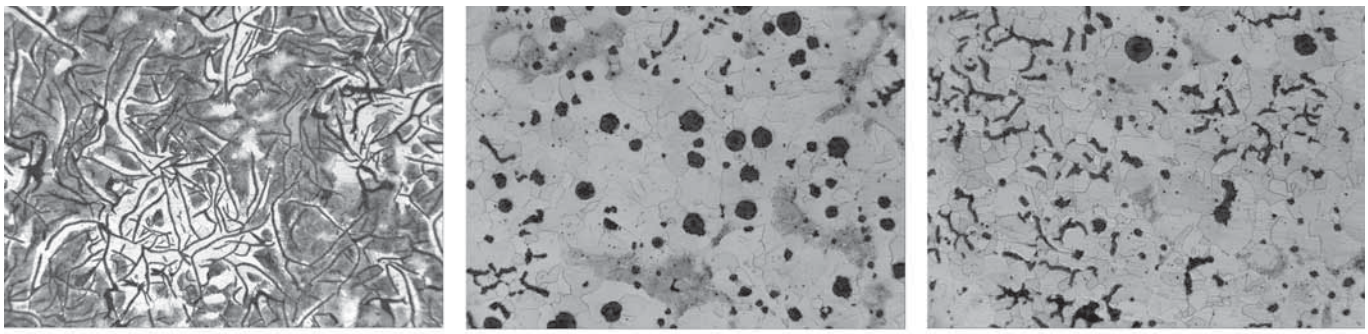
- подогрев изложниц до температуры 250...300 °С;
- обмазка внутренней (рабочей) поверхности противопригарной краской ПСК-ВЦ;
- перед заливкой жидкой стали дно изложниц присыпали мелким тонкостенным стальным ломом для защиты чугуна от размыва в месте падения струи металла.

Температура жидкой стали при выпуске из индукционной печи составляла 1500...1550 °С. Из одной плавки (масса жидкой стали ≈1000 кг) отливали последовательно два слитка в двух изложницах.

Изложницы из чугуна с пластинчатым графитом без появления заметных дефектов на внутренней рабочей поверхности выдержали 180...200 наливов. В ходе последующей эксплуатации на боковых стенках этих изложниц появились мелкие трещины, постепенно формируя "сетку разгара". После 280...300 наливов в середине рабочей полости, как правило, образовывалась грубая поперечная трещина и изложницы были выведены из эксплуатации. При этом коробления продольных стенок изложницы не происходило (рис. 4, *а*).

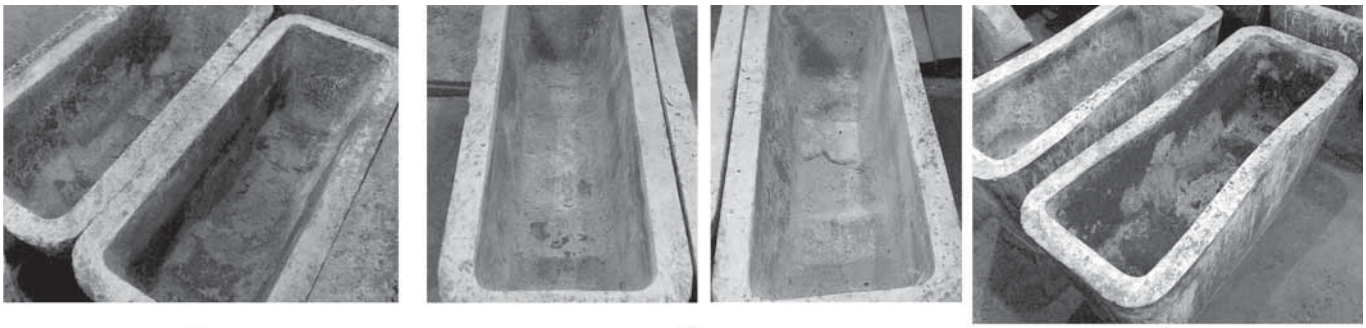
Изложницы из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом без каких-либо видимых изменений выдержали по 60...80 наливов. При продолжении эксплуатации произошло постепенное прогрессирующее коробление продольных стенок этих изложниц внутрь рабочей полости, что с течением времени затрудняло самопроизвольное выпадение стального слитка при опрокидывании изложницы. Слиток застревал в полости изложницы и требовались дополнительные усилия для его извлечения. После примерно 150 наливов в результате значительного коробления стенок (рис. 4, *в*) эксплуатацию этих изложниц были вынуждены прекратить.

Изложницы из высокопрочного чугуна с вермикулярным графитом в начале эксплуатации (рис. 4, *б*) проявили себя аналогично с изложницами из чугуна с пластинчатым графитом. Заметные изменения во внутренней рабочей полости изложниц в виде первых мелких поверхностных трещин на продольных стенках стали проявляться примерно после 200 заливок.



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Микроструктура металла изложниц (травлено, ×100), форма графита:
а – пластинчатая; *б* – шаровидная; *в* – вермикулярная

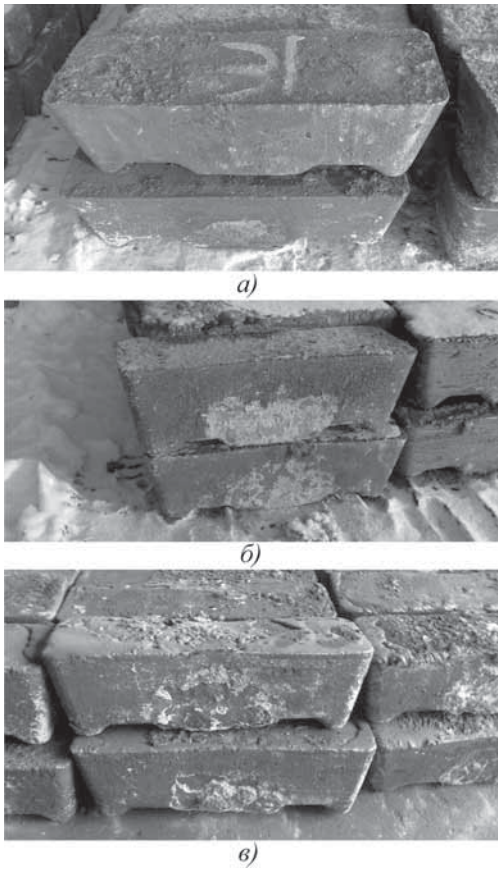


а) *б)* *в)*

Рис. 4. Изложницы из СЧИ (*а*) и ЧВГ (*б*) в процессе эксплуатации и из ВЧ в конце эксплуатации (*в*)

В ходе последующей эксплуатации, как и у изложниц из чугуна с шаровидным графитом, стало проявляться постепенное прогрессирующее коробление продольных стенок этих изложниц внутрь рабочей полости, что затрудняло самопроизвольное выпадение стального слитка при опрокидывании изложницы. В результате после 300...320 наливов из-за значительного коробления стенок эксплуатацию этих изложниц были вынуждены прекратить, хотя с точки зрения качества рабочей поверхности при отсутствии грубых трещин эксплуатацию изложниц можно было бы продолжить.

Следует отметить, что требования к поверхности слитков из переплава лома коррозионно-стойкой стали не такие высокие, как для слитков под прокатку или ковку. Поэтому эти изложницы можно эксплуатировать до момента возникновения опасности разрушения в процессе заливки или при образовании глубоких поперечных трещин.



а) *б)* *в)*

Рис. 5. Стальные слитки, отлитые в чугунные изложницы из СЧ на ранних (*а*), средних (*б*) и поздних (*в*) этапах эксплуатации

На рис. 5 приведены фотографии слитков, отлитых в изложницы из СЧ на разных этапах их эксплуатации. Поверхность слитка в месте падения струи жидкой стали по мере разгара стенки изложницы и ее ремонта с помощью термостойкого бетона и разделительной краски постепенно ухудшается из-за образующегося в этих местах пригара (см. рис. 5, *в*).

Таким образом, эксплуатационные испытания показали высокую стойкость изложниц разработанной конструкции из чугуна с пластинчатым графитом (280...300 наливов) и подтвердили целесообразность их применения для отливки слитков из вторичных коррозионно-стойких сталей в целях улучшения их товарного вида.

Отметим, что высокопрочные чугуны с шаровидным и вермикулярным графитом не показали свои преимущества по термостойкости из-за коробления продольных стенок, хотя по качеству рабочей поверхности могли бы продолжить эксплуатацию. При усовершенствовании конструкции изложниц (например, выполнить верхнюю часть стенок с утолщением в виде фланца толщиной 1/2...2/3 толщины стенки), исключающей коробление стенок, возможно, что изложницы из высокопрочных чугунов могли показать и более высокую стойкость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попов А.М., Сорокина Л.Д., Андреев В.В.** Производство крупных чугунных отливок в металлических формах // Литейное производство. 2001. № 3. С. 13–15.

2. **Машиностроение.** Энциклопедия. Т. II-2. Стали и чугуны. М.: Машиностроение, 2001. 780 с.

3. **Зальцман Э.С., Ковалевич Е.В., Урин С.Л., Баранов Б.С.** Изготовление изложниц из чугуна с вермикулярным графитом для разливки специальных сталей // Литейщик России. 2009. № 11. С. 16–18.

Валерий Вячеславович Андреев, д-р техн. наук,
andreev3916@yandex.ru;
Евгений Владимирович Ковалевич, д-р техн. наук;
Фейзулла Алиболаевич Нуралиев, канд. техн. наук;
Лев Александрович Петров, канд. техн. наук

УДК 621.791:004.942

М.А. Шолохов *(ООО "Шторм", г. Екатеринбург),*
В.А. Ерофеев *(Тульский государственный университет),*
И.Э. Оськин *(ОАО "АК "Транснефть", г. Москва),*
С.И. Полосков *(ФГАУ НУЦ "Сварка и контроль" при МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Моделирование особенностей формирования шва при сварке плавящимся электродом по узкому зазору

Выполнено виртуальное исследование формирования шва при сварке по узкому зазору в зауженную (щелевую) разделку кромок с использованием компьютерной модели формирования сварочной ванны при сварке плавящимся электродом, основой которой является уравнение теплопроводности и равновесия поверхности расплава. Получено, что при малых значениях погонной энергии и высоты наплавки возможна нестабильность формирования шва из-за несимметричного переноса тепла от дуги и расплава к свариваемым кромкам. Компьютерный анализ показал, что качественное формирование шва обеспечивается, если высота наплавленного слоя составляет 0,3...0,5 ширины разделки, а длина дуги соизмерима с высотой наплавляемого слоя. При этом скорость сварки следует ограничивать исходя из необходимости гарантированного оплавления наружной поверхности шва предшествующего прохода.

Ключевые слова: узкий зазор; зауженная щелевая разделка; сварка; плавящийся электрод; формирование шва; дефект; теплопроводность.

The virtual study based on the equation of heat conductivity and balance of surface of melt is performed to develop the weld formation in narrow gap during consumable electrode welding. Found that for small amounts of heat input and buildup metal instability might be faced due of asymmetric heat transfer from the arc to melt and welded corners. The computer analysis showed that the formation of the quality weld is achieved if the height of the buildup layer is 0.3...0.5 of gap width and the length of the arc is comparable with the height of the buildup layer. In this case, the welding speed should be limited based on the need to guarantee seamless fusion of the outer surface of the preceding passage.

Keywords: narrow gap; welding; melting electrode; weld formation; defect; heat conductivity.

Несмотря на очевидное преимущество сварки плавящимся электродом по узкому зазору в зауженную (щелевую) разделку, которая обеспечивает значительное увеличение производительности за счет уменьшения объема наплавляемого металла [1], данному способу сварки присущи характерные дефекты формирования швов в виде глубоких подрезов (полостей) и непроваров в зоне сопряжения металла шва с металлом кромок, а также межслойных несплавлений [2]. Экспериментальное исследование причин их возникновения затруднено сложностью непосредственного наблюдения за формированием шва при сварке по узкому зазору. Вместе с тем известно [3], что для подобных случаев целесообразно использовать компьютерное моделирование условий формирования сварочной ванны с виртуальным воспроизведением сварного соединения. Существуют компьютерные модели формирования шва в V- и U-образной разделке кромок [4, 5] с естественным и управляемым каплепереносом электродного металла [6]. Известна модель формирования шва по узкому зазору [7], однако она не учитывает тепловой поток от капель электродного металла к ванне. Разработаны модели воздействия дуги на кромки при сварке по узкому зазору [8, 9], но и данные модели не учитывают целый ряд особенностей процесса сварки, что требует комплексного подхода [10] при исследовании особенностей формирования шва в зауженной разделке и разработки обобщенной модели.

Цель работы – исследование особенностей и моделирование условий качественного формирования шва при сварке по узкому зазору.

Особенности процесса сварки в узкую разделку. При сварке в узкую разделку длина вылета электрода L_f определяется глубиной разделки и составляет 30...50 мм. Большая длина вылета приводит к существенному подогреву электрода током, что облегчает его плавление дугой [11]. Поэтому при равной скорости подачи электрода ток дуги I_{arc} меньше обычного значения.

Уменьшение мощности дуги и более интенсивный тепловой поток от сварочной ванны в металл кромок существенно снижают проплавление кромок, поэтому сварочная ванна формируется преимущественно из металла электрода, причем высота наплавки может превышать ее ширину. Эта особенность противоречит допущению о малых прогибах поверхности сварочной ванны в известных математических моделях формирования поверхности шва при дуговой сварке и затрудняет определение влияния параметров сварочного процесса на бездефектное формирование соединений.

Математическая модель. Формирование сварочной ванны, как и в работах [6, 9], описано в декартовой подвижной системе координат x, y, z с центром в точке

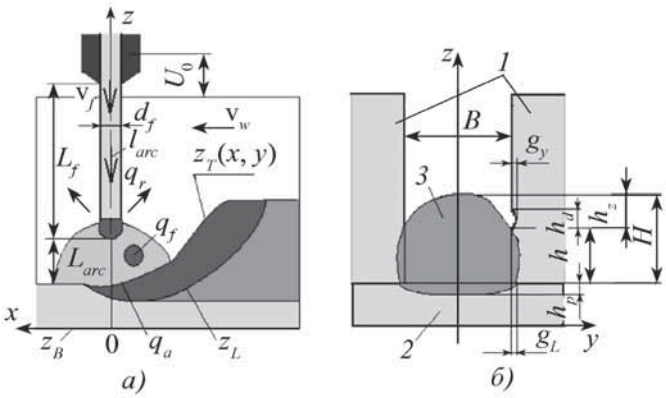


Рис. 1. Геометрические характеристики зоны формирования сварочной ванны в сечении стыка (*а*) и поперечного сечения шва (*б*): *1* – свариваемые кромки; *2* – подкладка; *3* – шов

пересечения оси дуги, которая движется по координате x со скоростью сварки v_w с плоскостью нижней поверхности кромок (рис. 1).

Строение зоны формирования шва (см. рис. 1, *а*) описывается координатами характерных поверхностей раздела сред: $z_T(x, y)$ между дугой и наружной поверхностью сварочной ванны, шва, z_B – между проплавом и подкладкой для принудительного формирования корня шва или закристаллизовавшимся металлом шва, z_L – между жидким металлом сварочной ванны и закристаллизовавшимся металлом шва.

Одновременно условия плавления электродной проволоки диаметром d_f, подаваемой со скоростью v_f под действием напряжения U_0 и тока I_{arc}, определяются ее вылетом L_f из токоподвода и длиной дуги L_{arc}.

Система координат (см. рис. 1, *б*) позволяет описать геометрические характеристики шва (высоту наплавляемого слоя H, выпуклость (вогнутость) h_z относительно кромок его наружной поверхности, глубину проплава h_p. Кроме того, появляется возможность описания ширины h и глубины g_L зоны сплавления на кромках, ширины h_d и глубину g_y возможного подреза или непровара по кромкам, а также условий $g_y = 0$ и $g_L > 0$, при которых шов формируется без подрезов (непроваров) или межслойных несплавлений.

Основой моделей формирования сварочной ванны является уравнение теплопроводности, граничные условия которого учитывают особенности распределения теплового потока дуги в узкой разделке кромок [9]. Решение этого уравнения позволяет определить распределение температуры $T(x, y, z)$ и расположение поверхности раздела $z_L(x, y)$ между жидким металлом ванны и закристаллизовавшимся металлом шва по условию

$$T(x, y, z_L(x, y)) = T_L, \qquad (1)$$

где T_L – температура плавления металла.

В этом случае координаты наружной поверхности сварочной ванны $z_T(x, y)$ определяются равновесием между давлением сил, действующих на нее при сварке:

$$\sigma\left(\frac{\partial^2 z_T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 z_T}{\partial y^2}\right) = p_{arc} + p_g + p_n, \qquad (2)$$

где σ – коэффициент поверхностного натяжения; p_{arc} – динамическое давление дуги; p_g, p_n – гравитационное и внутреннее давление на поверхности ванны соответственно.

Важной особенностью формирования поверхности сварочной ванны и шва по узкому зазору является то, что часть этой границы располагается на вертикальной стенке поверхности разделки, координаты которой соответствуют $y = B/2$ (см. рис. 1). Поэтому в граничные условия уравнения поверхности фронта плавления относительно исходного профиля кромок z_0

$$z_T = z_0, \quad \frac{\partial T}{\partial x} > 0 \ \& \ T = T_L, \qquad (3)$$

введено дополнительное условие

$$y = B/2, \quad T(x, y, h) = T_L, \quad z_T = h. \qquad (4)$$

С учетом данного условия решение уравнений компьютерной модели позволяет определить не только распределение тепловых потоков, создаваемых выделением энергии в активном пятне дуги q_a на поверхности сварочной ванны, излучением ее столба q_r, а также тепла q_f, переносимого каплями электродного металла в ванну, но и распределение температуры в металле стыка $T(x, y, z)$ и форму поверхности расплава и шва $z_T(x, y)$. Также учитывали взаимосвязь скоростей v_f и v_w при заполнении разделки:

$$v_f = v_w \frac{BH}{\pi d_f^2}. \qquad (5)$$

По распределению температуры и форме поверхности шва определяются геометрические характеристики шва, важнейшими из которых являются высота наплавленного слоя H, глубина подреза g_y и минимальная глубина проплавления кромок g_L.

Результаты компьютерного анализа. Для оценки условий возникновения межслойных несплавлений моделирование выполняли для варианта сварки второго прохода стыка шириной 8...10 мм между листами из стали Ст3 толщиной 30 мм. На рис. 2 и 3 приведены результаты моделирования формирования шва при разных заданных значениях высоты заполнения разделки при постоянных значениях скорости сварки (10 мм/с), напряжения на дуге (30 В). Скорость подачи электродной проволоки v_f диаметром 2,0 мм изменяли при изменении скорости сварки v_w по соотношению (5) для получения заданной высоты H заполнения разделки. Соответственно изменяли и ток дуги I_{arc}.

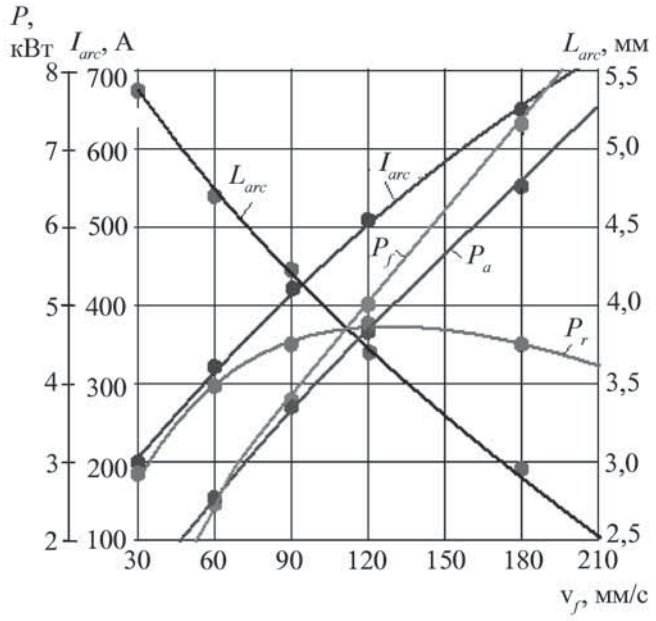


Рис. 2. Зависимость параметров процесса сварки по узкому зазору от скорости подачи электродной проволоки

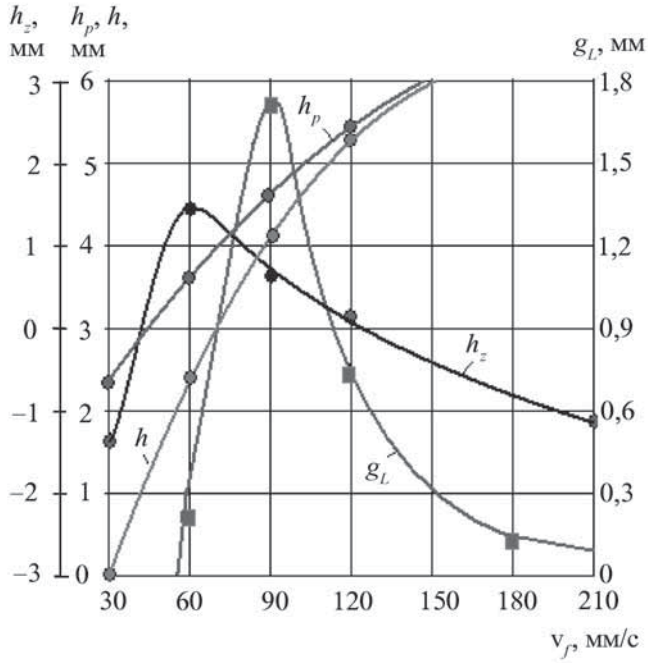


Рис. 3. Зависимость размеров поперечного сечения шва от скорости подачи электродной проволоки

Влияние скорости подачи электродной проволоки и тока дуги на высоту наплавки и на профиль поперечного сечения шва при сварке стыка из стали Ст3 толщиной 30 мм при ширине разделки 9 мм, проволокой диаметром 2,0 мм представлено на рис. 4.

Приведенные данные наглядно показывают, что при малой подаче проволоки ток дуги недостаточен для прогревания всей ширины дна разделки. Формируется наплавленный валик выпуклой формы, ширина которого меньше ширины разделки. При увеличении скорости подачи проволоки наплавленный слой имеет вогнутую поверхность. Однако при дальнейшем повышении подачи проволоки поверхность шва вновь становится выпуклой. Такое изменение ее формы объясняется характером распределения общей тепловой мощности дуги $P = U_0 I_{arc}$ на тепловую мощность P_a от выделения энергии в активном пятне дуги на поверхности сварочной ванны, мощности дуги P_r на излучение, а также тепловой мощности P_f капель электродного металла (см. рис. 2).

При увеличении скорости подачи электродной проволоки v_f ток дуги I_{arc} нелинейно возрастает из-за непропорциональности зависимости между скоростью v_f и током I_{arc}, обусловленной нагреванием вылета электрода. При этом напряжение дуги уменьшается с повышением тока I_{arc} вследствие увеличения падения напряжения в вылете электрода, что приводит к уменьшению длины дуги L_{arc}. Поэтому, несмотря на рост тока I_{arc}, мощность излучения P_r столба дуги при повышении скорости подачи v_f сначала растет, но затем стабилизируется и даже начинает уменьшаться.

При длинной дуге ее излучение хорошо прогревает боковые поверхности разделки и обеспечивает плавление металла на них на значительной высоте над сварочной ванной, соответственно формируется вогнутая поверхность сварочной ванны, которая фиксируется в шве.

При короткой дуге подогрев стенок разделки излучением существенно уменьшается, что затрудняет плавление металла на них, соответственно сварочная ванна и шов формируются с выпуклой поверхностью, что считается недопустимым, так как не исключает появление непровара на кромках при последующих проходах. Тогда как P_f и P_a с увеличением общей мощности дуги P практически синхронно возрастают.

Выбранная толщина наплавки при заполнении разделки и энергетические параметры дуги определяют параметры шва (см. рис. 3).

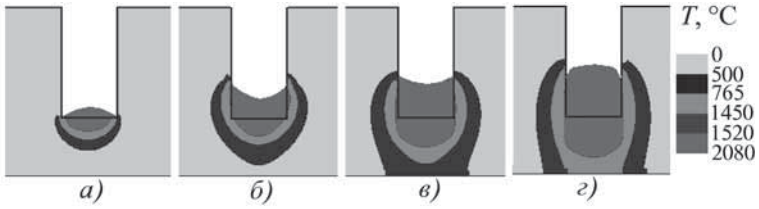


Рис. 4. Распределение предельных значений температуры и форма поперечного сечения шва при сварке второго прохода при разных значениях скорости подачи проволоки и тока дуги:
а – 30 мм/с, 200 А; *б* – 60 мм/с, 325 А; *в*– 120 мм/с, 510 А; *г* – 180 мм/с, 650 А

Если с повышением скорости подачи глубина проплавления h_p и высота заполнения h монотонно увеличиваются, то глубина возможного подреза g_y и минимальная глубина проплавления кромок g_L вначале быстро возрастают, но затем постепенно снижаются. Таким образом, существуют оптимальные значения параметров сварки, при которых обеспечиваются достаточное проплавление кромок ($g_L > 0$) и формирование вогнутой поверхности шва ($h_p > 0$), что минимизирует вероятность возникновения межслойных несплавлений на последующих проходах.

Установлено, что для рассмотренного варианта разделки оптимальная скорость подачи электродной проволоки диаметром 2,0 мм равна 60...120 мм/с, что соответствует толщине наплавляемого слоя 2,5...5,0 мм при токе дуги в диапазоне 350...500 А. При этом дуга имеет значительную длину 3,7...4,7 мм, а доля ее мощности на излучение составляет 35...40 % общей мощности дуги.

При изучении влияния диаметра электродной проволоки на формирование шва моделировали процесс сварки проволоками диаметрами 1,2; 1,6 и 2,0 мм при скорости сварки 10 мм/с и напряжении на дуге 30 В. Скорость подачи электродной проволоки выбирали согласно (5) для получения высоты наплавки 4 мм при полном заполнении разделки шириной 9 мм.

Результаты моделирования приведены в табл. 1.

1. Влияние диаметра электродной проволоки на параметры процесса сварки

Параметр	Диаметр электродной проволоки, мм		
	1,2	1,6	2,0
Скорость подачи электрода v_w, мм/с	250	140	90
Ток дуги I_{arc}, А	355	400	425
Длина дуги L_{arc}, мм	3,7	4,0	4,2
Температура нагрева вылета T_f, °С	875	525	335
Мощность, Вт:			
теплопереноса каплями P_f	3720	3720	3720
тепловыделения в активном пятне P_a	2950	3425	3680
теплопереноса излучением P_r	3400	4100	4450
Выпуклость (вогнутость) h_z шва, мм	1,2	(1,4)	(1,6)
Глубина сплавления на кромках g_L, мм	0,6	0,9	1,7
Толщина наплавленного слоя H, мм	4,8	4,9	4,7
Максимальная глубина проплава g_z, мм	3,9	4,3	4,4

2. Результаты моделирования процесса при разных значениях скорости сварки

Параметр	Скорость сварки, мм/с		
	5	10	20
Скорость подачи электрода v_w, мм/с	45	90	180
Ток дуги I_{arc}, А	265	425	650
Длина дуги L_{arc}, мм	5,0	4,2	2,9
Температура нагрева вылета T_f, °С	245	335	420
Мощность, Вт:			
теплопереноса каплями P_f	1860	3720	7440
тепловыделения в активном пятне P_a	2100	3685	6440
теплопереноса излучением P_r	2550	4450	4500
Выпуклость (вогнутость) h_z шва, мм	0	(1,4)	(1,6)
Глубина сплавления на кромках g_L, мм	1,5	1,8	0,2
Толщина наплавленного слоя H, мм	5,1	4,7	4,7
Максимальная глубина проплава g_z, мм	5,0	4,4	3,2

Получили, что диаметр проволоки существенно влияет на ток дуги. При использовании проволоки диаметром 1,2 мм температура подогрева вылета недопустимо высока, а шов формируется выпуклым с глубоким подрезом из-за недостаточной мощности тепловыделения в активном пятне дуги на поверхности ванны и ее излучения на боковые поверхности кромок. Таким образом, при сварке в зауженную разделку необходимо создавать условия лучшего проплавления кромок и формирования шва с вогнутой поверхностью.

Выполнен анализ влияния скорости сварки на форму наружной поверхности шва из условия получения высоты наплавки 4 мм в зазоре шириной 9 мм. Моделировали процесс сварки проволокой диаметром 2,0 мм при напряжении дуги 30 В со скоростью 5...20 мм/с. Результаты моделирования, обобщенные в табл. 2 и приведенные на рис. 5, показали, что скорость сварки влияет в основном на глубину проплавления.

При этом с увеличением скорости сварки глубина проплавления уменьшается, особенно боковых стенок g_L, а вогнутость наружной поверхности шва возрастает, что может быть объяснено уменьшением отношения мощностей отвода тепла в основной металл к мощности нагрева кромок дугой.

В данном примере при увеличении скорости от 5 до 20 мм/с мощность теплового потока возросла менее чем в 2 раза, мощность дуги – более чем 2,7 раза, а

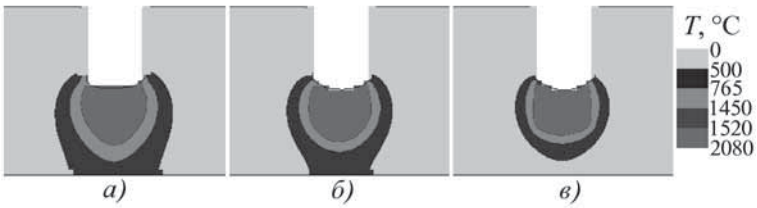


Рис. 5. Распределение предельных значений температуры и форма поперечного сечения шва при разных значениях скорости сварки и тока дуги, обеспечивающих одинаковое количество наплавляемого металла:
а – 5 мм/с, 265 А; *б* – 10 мм/с, 425 А; *в* – 20 мм/с, 650 А

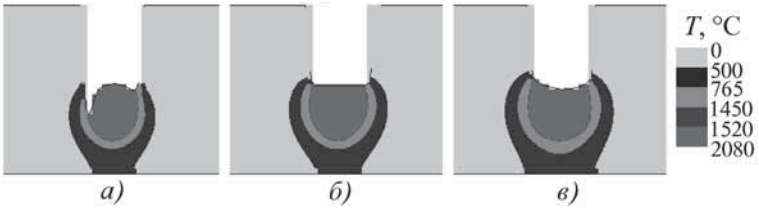


Рис. 6. Влияние напряжения и длины дуги на форму поперечного сечения шва и предельное распределение температуры:
а – 20 В, 0,8 мм; *б* – 25 В, 2,5 мм; *в* – 35 В, 5,8 мм

погонная энергия снизилась более чем в 1,4 раза. Ограничениями на скорость сварки является возможность появления непровара корня боковых стенок разделки $g_y > 0$.

При моделировании исследовали влияние напряжения и длины дуги на формирование сварочной ванны и шва при скорости сварки 10 мм/с, скорости подачи 90 мм/с электродной проволоки диаметром 2 мм и токе дуги 425 А в разделке шириной 10 мм. Напряжение сварочной дуги изменяли в диапазоне 20...35 В, что вызвало изменение ее длины 0,8...5,8 мм.

Результаты моделирования представлены на рис. 6 и обобщены в табл. 3.

3. Результаты моделирования процесса сварки при изменении напряжения дуги

Параметр	Напряжение дуги, В		
	20	25	35
Длина дуги L_{arc}, мм	0,8	2,5	5,8
Мощность теплопереноса излучением P_r, Вт	936	2720	6120
Выпуклость (вогнутость) h_z шва, мм	(1,2...4,0)	(0,1)	0,6
Глубина сплавления на кромках g_L, мм	0,85	0,25	1,56
Толщина наплавленного слоя H, мм	5,5	5,3	4,6
Максимальная глубина проплава g_z, мм	4,5	4,4	4,5

Нормальное формирование шва при низком напряжении дуги затруднено недостаточной мощностью процесса. Кроме того, значительная доля напряжения падает в вылете электрода и активных пятнах дуги на электроде и поверхности ванны, поэтому напряжение дуги и мощность ее излучения малы.

Из-за слабого прогрева боковых поверхностей кромок шов формируется с большой выпуклостью и глубокими подрезами. Наблюдается неустойчивое и несимметричное формирование поверхности, что можно объяснить как блужданием дуги в приосевой зоне, так и характером теплопереноса каплями электродного металла. Тепло, переносимое этими каплями, попав в сварочную ванну, распределяется в соответствии с формой ее поверхности.

Расположение поверхности ванны определяется расположением линии изотермы плавления на боковой поверхности кромок, поэтому даже небольшое повышение температуры на одной из боковых поверхностей кромок вызывает перемещение линии изотермы плавления на ней и перераспределение жидкого металла в сторону отклонения температуры. Так как металл расплава имеет высокую температуру, это вызывает дальнейший рост температуры и перемещения изотермы плавления. На противоположной кромке процесс идет в обратном направлении. Так формируется несимметричный шов. При повышении тока и напряжения дуги мощность излучения возрастает, подогрев кромок усиливается, что приводит к нормальному формированию шва.

Обсуждение результатов. Уточненная математическая модель формирования сварочной ванны, в которой учтены особенности определения расположения границ ванны на вертикальных стенках разделки кромок, позволяет воспроизводить основные показатели качества формирования шва промежуточных проходов: формирование вогнутой или выпуклой поверхности шва, что важно для сварки последующих проходов, и провар поверхности кромок, сформировавшейся на предыдущем проходе.

Компьютерный анализ показал, что качество формирования шва зависит в первую очередь от выбранной толщины наплавляемого слоя, которая определяет погонную энергию процесса. При недостаточной погонной энергии, т.е. при небольшой толщине наплавки, боковые стенки стыка недостаточно прогреваются. При этом возможно нестабильное формирование шва с несимметричным формированием поверхности сварочной ванны.

Это явление возникает вследствие теплопереноса теплоты капель в сварочной ванне капиллярными силами, направление которых определяется положением изотермы плавления на боковой поверхности свариваемых кромок. Перенос теплоты по направлению к границе ванны приводит к перемещению указанной изотермы плавления и усилению теплопереноса в этом направлении. По этой причине металл шва кристалли-

зуется вдоль одной из кромок. Для устранения дестабилизирующего действия теплопереноса каплями и капиллярными силами и получения симметричного шва требуется равномерный прогрев обеих кромок дугой, в частности ее излучением.

При увеличении мощности, т.е. скорости подачи электродной проволоки и тока дуги, прогрев корня стыка улучшается, однако при больших значениях толщины слоя сказывается экранирование теплового потока дуги слоем наплавляемого металла и провар корня шва уменьшается. Кроме того, с возрастанием тока дуга укорачивается и ослабляется подогрев боковых стенок стыка излучением дуги. Это вызывает формирование выпуклой поверхности шва. Поэтому оптимальная высота наплавленного слоя составляет 0,3...0,5 ширины разделки.

Для достаточного эффективного прогрева боковых поверхностей стыка излучением дуги конец электрода должен располагаться на уровне сварочной ванны. Из-за большого вылета электрода при глубокой разделке электродная проволока нагревается током до значительной температуры, что облегчает ее плавление и уменьшает ток дуги. Для усиления прогрева металла стыка следует использовать электродную проволоку возможно большего диаметра.

При выборе скорости сварки следует иметь в виду, что ее максимальное значение ограничено возможностью возникновения межслойных несплавлений на границе донной части стыка и нижней части его боковой поверхности, которые наиболее удалены от воздействия дуги. Вероятность возникновения несплавлений существенно возрастает, если на предыдущем проходе наблюдался подрез или непровар у боковой стенки разделки.

Так как качество сварных соединений существенно зависит от параметров технологии сварки, то компьютерный анализ условий формирования шва в узкой разделке может стать эффективным инструментом обоснования рациональных технологий сварки корпусных конструкций специальной техники по узкому зазору.

Выводы

1. В известную модель формирования поверхности сварочной ванны и шва, основанную на решении уравнения равновесия поверхности расплава, внесено уточнение, определяющее расположение возможных дефектов на боковых стенках узкой разделки стыка.

2. Выявлено, что основной причиной нестабильности формирования шва в зауженной разделке является рассогласование взаимодействия теплопереноса в сварочной ванне с капиллярными силами на ее поверхности, приводящее к несимметричному формированию поверхности сварочной ванны и, как следствие, возникновению порезов, непроваров и межслойных несплавлений.

3. Компьютерный анализ формирования шва в узкой разделке показал, что качественное формирование шва, при котором формируется вогнутая поверхность шва и обеспечивается полный провар кромок, обеспечивается при выполнении следующих условий:

– высота наплавленного слоя должна составлять 0,3...0,5 ширины разделки;

– длина дуги должна быть близка к высоте наплавляемого слоя;

– использовать электродную проволоку возможно большего диаметра;

– скорость сварки следует ограничивать из условия необходимости получения гарантированного провара наружной поверхности шва от предшествующего прохода.

4. Компьютерный анализ условий формирования шва в узкой разделке может стать эффективным инструментом обоснования рациональных технологий сварки корпусных конструкций специальной техники по узкому зазору.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Hu L., Zheng S., Chen J.** Development of ultra-narrow gap welding with constrained arc by flux band // China Welding. 2006. Vol. 15. № 2. P. 44–49.

2. **Рахматуллин Т.А., Шолохов М.А., Бузорина Д.С.** Проблемы внедрения зауженных разделок при сварке корпусных конструкций специальной техники // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2012. № 4. С. 64–66.

3. **Компьютерный** анализ условий качественного формирования швов при орбитальной сварке трубопроводов малых диаметров из конструкционных сталей / А.В. Шипилов, В.А. Ерофеев, В.В. Бровко, С.И. Полосков // Сварка и диагностика. 2011. № 5. С. 17–23.

4. **Полосков С.И., Ерофеев В.А., Масленников А.В.** Методика квалиметрической оценки процессов автоматической орбитальной сварки // Сварочное производство. 2005. № 12. С. 14–24.

5. **Шипилов А.В., Ерофеев В.А., Полосков С.И.** Оценка влияния погрешностей сборки на качество сварных соединений при орбитальной сварке трубопроводов малых диаметров // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2012. № 3. С. 14–19.

6. **Гецкин О.Б., Ерофеев В.А., Полосков С.И.** Моделирование процесса переноса электродного металла при сварке с короткими замыканиями // Автоматическая сварка. 2009. № 2. С. 16–21.

7. **Yamane S., Yoshiyama K., Oshima K.** Numerical simulation of weld pool in narrow gap GMA welding // Quarterly journal of the Japan welding society. 2009. Vol. 27. № 2. P. 37–41.

8. **Coupled** arc and droplet model of GMAW / T.P. Quinn, M. Szanto, I. Gilad, I. Shai // Science and Technology of Welding & Joining. 2005. Vol. 10. № 1. P. 113–119.

9. **Распределение** тепловой мощности дуги при сварке по узкому зазору / М.А. Шолохов, И.Э. Оськин, В.А. Ерофеев, С.И. Полосков // Сварка и Диагностика. 2012. № 4. С. 18–23.

10. **Computational** Simulation of Arc melting process with complex interactions / H. Niahiyama, T. Sawada, H. Takana et al. // Innovative Studies: International Journal (ISIJ). 2006. Vol. 46. № 5. P. 705–711.

11. **Joule** heating of solid wires in MAG welding / H. Shimizu, Y. Yokota, T. Iton et al. // Quarterly journal of the Japan welding society. 2005. Vol. 23. № 1. P. 25–36.

Михаил Александрович Шолохов, канд. техн. наук;
Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук;
Игорь Эдуардович Оськин;
Сергей Иосифович Полосков, д-р техн. наук,
si_poloskov@mail.ru

УДК 621.735.32

А.Т. Крук, А.Д. Хван *(Воронежский государственный технический университет)*

Влияние пластической деформации на стойкость инструментальной стали Х12М

Рассмотрена инновационная технология предварительной термомеханической обработки применительно к инструментам кольцевой формы (плашки, резьбонакатные ролики и др.) из инструментальной стали Х12М. Получено, что относительная пластическая деформация ε влияет на повышение стойкости этой стали. При ε = 0,5 увеличение стойкости составляет 1,7 раза по сравнению со стойкостью согласно базовой технологии (без пластической деформации). Для оценки эффекта повышения стойкости введен коэффициент стойкости инструмента, изготовленного по новой технологии, к стойкости, соответствующей базовой технологии (без пластической деформации). Производственные испытания изготовленных по новой технологии резьбонакатных роликов для нарезания резьбы М12 также подтвердили факт увеличения стойкости указанных роликов, но уже в 1,6 раза.

Ключевые слова: стойкость; относительная деформация; инструментальная сталь; резьбонакатной ролик; коэффициент стойкости; температура; закалка; отжиг; отпуск; осадка.

The innovative technology of preliminary thermomechanical processing with reference to tools of the ring form (die, carving-making rollers, etc.) made of tool steel Kh12M is considered. Shown that relative plastic deformation ε influences on increase of firmness of this steel. At ε = 0,5 increase in firmness makes 1,7 times in comparison with firmness according to base technology (without plastic deformation). The factor of firmness of the tool obtained by new technology to the firmness corresponding to base technology (without plastic deformation) is entered for estimation of effect of increase. Industrial tests made on new technology carving-making rollers for carvings M12 also have confirmed the fact of increase in firmness of the specified rollers, but already in 1,6 times.

Keywords: firmness; relative deformation; tool steel; carving-making roller; firmness factor; temperature; training; annealing; deposit.

Повышение конкурентоспособности – важнейшая задача машиностроения, которая во многом зависит от технологических и эксплуатационных характеристик режущих и мерительных инструментов. В связи с этим возникает необходимость разработки инновационных технологий, обеспечивающих высокую стойкость указанных изделий.

С точки зрения экономики машиностроения инструментальное производство является объектом первостепенной важности. Издержки предприятий на инструмент составляют значительную долю (до 10 %) себестоимости изделия. Поэтому проблема повышения стойкости инструментов является всегда актуальной для промышленности.

В машиностроении широко применяют различные технологии повышения стойкости инструментальных сталей, требующие постоянного развития и совершенствования.

В настоящее время в промышленности придается большое значение инновационным технологиям повышения стойкости инструментов. В связи с этим следует указать на работы [1–5], посвященные повышению стойкости инструментальных сталей 9ХС, ХВГ, Р6М5 за счет пластической деформации осадки при реализации технологии *предварительной термомеханической обработки* (ПТМО).

В статье в целях разработки эффективной технологии ПТМО применительно к инструментам в форме кольца (плашки, резьбонакатные ролики, дорны и др.) приведены результаты исследований низколегированной инструментальной стали Х12М, из которой нередко изготовляют указанные инструменты.

Химический состав стали Х12М следующий: 1,20...1,45 % C; 0,8...1,1 % Mn; 0,15...0,35 % Si; 11,0...12,5 % Cr.

Для проведения исследований были предварительно изготовлены из прутка 30 цилиндрических образцов размером ∅20×30 мм и осажены на гидропрессе ГМС-250 до различных степеней относительной деформации ε = 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5 и 0,6.

Для выполнения стойкостных испытаний из пластически деформированных образцов после рекристаллизационного отжига были изготовлены резцовые головки.

Далее полученный инструмент подвергали окончательной термической обработке в соответствии с разработанной технологической схемой, после чего осуществляли технологические операции шлифования и затачивания согласно общемашиностроительным нормативам режимов резания для технического нормирования работ на металлорежущих станках (Ч. 1. М.: Машиностроение, 1967).

Геометрические параметры режущей части исследуемого инструмента назначали в зависимости от физико-механических характеристик обрабатываемого материала.

Стойкостные испытания изготовленного режущего инструмента проводили обработкой конструкционной

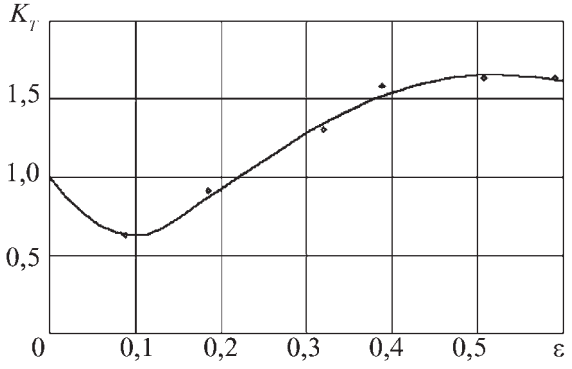


Рис. 1. График изменения параметра K_T в зависимости от относительной деформации ε

стали 45 (ГОСТ 1050–88). При этом для выполнения экспериментов использовали сталь одной плавки.

За критерий износа приняли величину площадки $h_з = 0,3$ мм, образующейся на главной задней поверхности инструмента в процессе резания.

В качестве критерия оценки стойкости рассматривали параметр относительной стойкости, определяемый по соотношению

$$K_T = \frac{T}{T_0}, \qquad (1)$$

где T_0 – стойкость инструмента, изготовленного без пластической деформации, т.е. по традиционной технологии; T – стойкость инструмента, изготовленного по предлагаемой технологии ПТМО.

Режимы резания при обточке на токарном станке SV-18-RA следующие: скорость резания: v = 12 м/мин; глубина резания $t = 1$ мм; подача на один оборот шпинделя $S_0 = 0,1$ мм/об; без применения охлаждающей жидкости.

На рис. 1 представлен график изменения параметра K_T в зависимости от относительной деформации ε, где точки – опытные значения параметра K_T, сплошная линия – аппроксимация экспериментальной зависимости $K_T = f(\varepsilon)$ полиномом 4-й степени:

$$K_T = 65,91\varepsilon^4 - 106,82\,\varepsilon^3 + 55,60\,\varepsilon^2 - 9,70\,\varepsilon + 1,00. \qquad (2)$$

Из рис. 1 следует, что до некоторого критического значения $\varepsilon_{кр} = 0,1$ стойкость стали уменьшается и минимальное значение параметра стойкости при этом составляет $K_{T_{min}} \approx 0,6$. Данное обстоятельство объясняется тем, что при деформациях $\varepsilon \le \varepsilon_{кр}$ происходит интенсивное увеличение размера зерна в структуре исследуемой стали, приводящее к снижению ее стойкости.

При деформациях $\varepsilon > \varepsilon_{кр}$ размер зерна начинает уменьшаться и поэтому стойкость стали монотонно повышается. Максимальное увеличение стойкости стали, отработанной по новой технологии ПТМО при $\varepsilon_{опт} = 0,5$, составляет 1,7 раза относительно стойкости стали, обработанной без пластической деформации.

Были выполнены производственные испытания резьбонакатных роликов из стали Х12М для нарезания метрической резьбы М12 в ОАО "Воронежское акционерное самолетостроительное общество". Схема указанной технологии (рис. 2) отличается от традиционной включением в нее дополнительной операции пластической осадки предварительно изготовленной механической обработкой на заготовительной стадии заготовки кольцевой формы с установленными на основе пластической несжимаемости материала размерами.

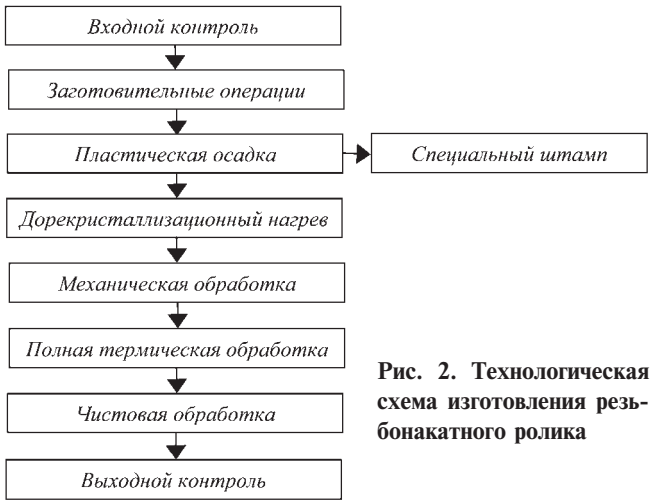


Рис. 2. Технологическая схема изготовления резьбонакатного ролика

Стойкость указанных роликов увеличилась в 1,6 раза по сравнению с базовым вариантом.

Таким образом, представленные результаты исследований по влиянию пластических деформаций в условиях ПТМО свидетельствуют об эффективности предложенной инновационной технологии повышения стойкости инструментов из стали Х12М, поэтому ее можно рекомендовать для внедрения в инструментальное производство в различных отраслях промышленности.

Выводы

1. Разработан способ повышения стойкости инструментов кольцевой формы из низколегированных инструментальных сталей на основе технологии ПТМО.

2. Стойкость резьбонакатных роликов из стали Х12М повысилась в 1,6 раза по сравнению с базовым вариантом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Влияние** механотермической обработки на снижение балла карбидной неоднородности / А.Д. Хван, Д.В. Хван, А.В. Попов, А.В. Токарев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2008. № 8. С. 29–30.

2. **Токарев А.В.** Влияние пластического кручения заготовок на стойкость инструментов // Техника машиностроения. 2003. № 6. С. 56–57.

3. **Пат. 2252269 РФ, С1 МПК c21 D 7/00, 9/22, 8/00.** Способ улучшения свойств инструментальной стали / А.В. Токарев, Д.В. Хван и др.; заявл. 08.01.2004; опубл. 20.05.2005, Бюл. № 14.

4. **Хван Д.В., Токарев А.В., Воропаев А.А.** Карбидная неоднородность как один из основных факторов, определяющих износостойкость инструментов // Аэродинамика, механика и аэрокосмические технологии: тр. 1-й Всероссийской электронной науч.-техн. конф. Воронеж, 2001. С. 121–123.

5. **Токарев А.В., Воропаев А.А.** Влияние холодной пластической осадки с кручением на структурное состояние инструментальной стали // Системные проблемы качества, математического моделирования, информационных, электронных и лазерных технологий: материалы междунар. конф. и Российской науч. школы. Москва, Воронеж, Сочи, 2002. С. 43–46.

Александр Тимофеевич Крук, д-р техн. наук;
Александр Дмитриевич Хван, канд. техн. наук,
prmex@prmex.vorstu.ru

УДК 621.97:519.87

Б.С. Мороз *(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)*

Влияние кинематических условий на силовые параметры прессования и напряженно-деформированное состояние прессуемой заготовки

Рассмотрено влияние скорости смещения заготовки относительно контейнера на силу прессования и напряженно-деформированное состояние заготовки сплава Д16 при прямом, обратном прессовании и прессовании с активным действием сил трения.

Ключевые слова: способ прессования; контейнер; заготовка; смещение; силы; течение металла; напряжение.

The influence of the rate of billet displacement with respect to container on the pressing force and the stress-strain state of billet from D16 alloy for direct, indirect extrusion and pressing with the active friction forces is considered.

Keywords: extrusion method; container; billet; displacement; forces; material flow; strain.

Повышение качества прессованных изделий из алюминиевых сплавов средней и высокой прочности, производительности оборудования и снижение энергозатрат на процесс в условиях рыночной экономики являются главными задачами производства.

Все эти показатели зависят от характера течения металла в контейнере и напряженно-деформированного состояния заготовки при прессовании, которые определяются способом прессования, материалом заготовки, температурно-скоростными условиями процессов, граничными условиями на поверхностях контакта деформируемой заготовки и инструмента.

В связи с этим в настоящей статье сделана попытка рассмотреть влияние различных способов прессования на их силовые параметры, на течение металла в контейнере и напряженно-деформированное состояние прессуемой заготовки в целях поиска возможных путей улучшения показателей прессования.

Прессованные изделия в отечественной промышленности получают в основном способом прямого прессования, который при известных преимуществах имеет существенные недостатки: высокую энергоемкость, низкую производительность при прессовании труднодеформируемых сплавов, большую неравномерность деформаций в получаемых изделиях и невысокий выход годного.

Несмотря на его недостатки наличие большой "мертвой зоны" металла и матрицы позволяет получать изделия с высоким качеством поверхности.

В практике прессования известны и другие способы. По признаку "характера перемещения заготовки относительно контейнера" (см. кн.: Ерманок М.З., Фейгин В.И., Сухоруков Н.А. Прессование профилей из алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1977. 264 с.) их подразделяют на: способ *прямого прессования* (ПП), *обратного прессования* (ОП), прессования по комбинированной схеме, сочетающее способы ОП и ПП и способ прессования с *активным действием сил трения* (АДСТ).

Признак относительного перемещения заготовки и контейнера можно охарактеризовать кинематическим коэффициентом K_v (см. кн.: Охрименко Я.М., Бережной В.Л. Объемный эффект активного трения при прессовании металлов // Цветные металлы. 1975. № 3. С. 55–59):

$$K_v = v_к / v_п ,$$

где $v_к$, $v_п$ – скорости перемещения контейнера и прессования (перемещения деформируемого инструмента).

Тогда в соответствии с этим признаком принципиально возможны следующие способы прессования (рис. 1):

I – прессование с прямым истечением ($K_v = 0$);

II – комбинированный способ прямого прессования ($0 < K_v < 1{,}0$);

III – способ обратного прессования ($K_v = 1{,}0$);

IV – способ прессования с малым смещением заготовки относительно контейнера (с упругим подпором пресс-штемпеля ($1{,}0 < K_v \le 1{,}05$);

V – прессование с АДСТ ($K_v > 1{,}05$).

Для сопоставления показателей этих способов прессования использованы данные экспериментов и резуль-

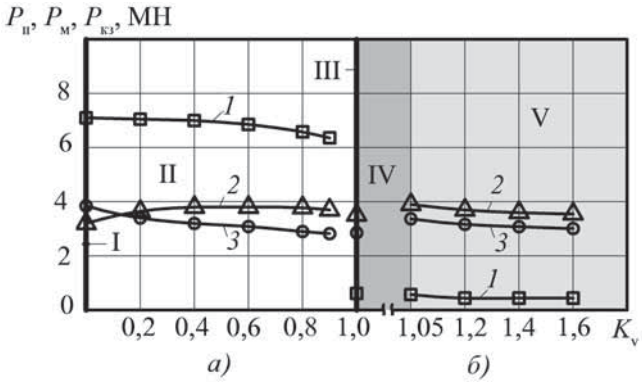


Рис. 1. Зависимость силовых параметров различных способов прессования от кинематических условий:
а – $v_п$ = 2,5 мм/с; *б* – $v_п$ = 10 мм/с; *1* – полная сила прессования $P_п$; *2* – сила, воспринимаемая матрицей $P_м$; *3* – сила трения между заготовкой и контейнером $P_{кз}$

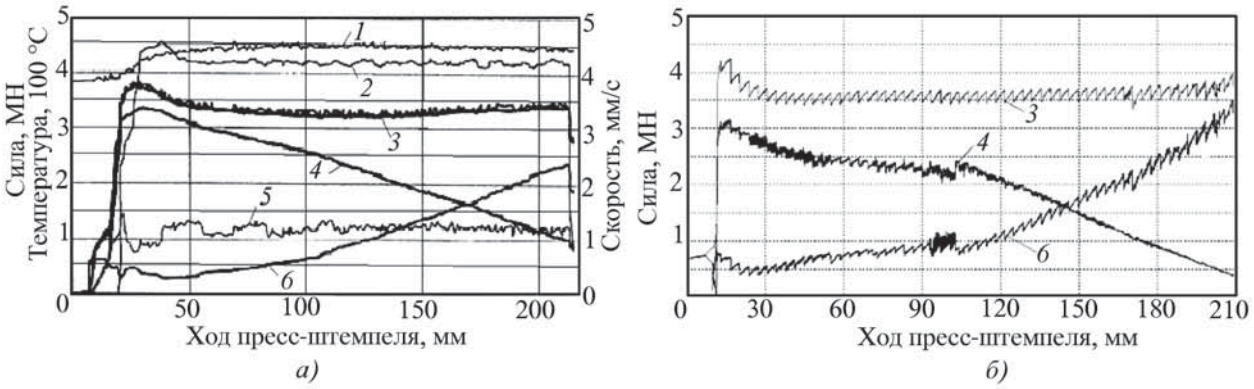


Рис. 2. Экспериментальная (*а*) и расчетная (*б*) диаграммы прессования с АДСТ заготовок сплава 2024:
1 – температура поверхности прутка в канале матрицы; *2* – скорость перемещения контейнера; *3* – полная сила прессования; *4* – сила трения активного действия; *5* – скорость перемещения пресс-шайбы в направлении, противоположном перемещению контейнера; *6* – сила, воспринимаемая пресс-шайбой; $v_п$ = 3 мм/с; $L_з/D_з$ = 2,16; диаметр контейнера 110 мм

таты математического моделирования процессов с помощью конечно-элементного программного комплекса QForm [1]. Этот программный комплекс позволяет получить данные не только о характере течения металла в контейнере и силовых параметрах процесса, но и о напряженно-деформированном и температурном состояниях прессуемой заготовки, которые очень трудно или практически невозможно получить экспериментальными методами.

Математическое моделирование рассматриваемых процессов выполнено при следующих условиях: коэффициент вытяжки μ = 10, диаметр контейнера $D_к$ = 110 мм; отсутствие смазки между заготовкой и контейнером; плоская матрица (2α = 180°). Материал заготовки – сплав Д16.

При моделировании способов прямого и прямого комбинированного прессования условия были следующими: размеры заготовки $D_з \times L_з$ = 107×250 мм; температура заготовки $t_з$ = 410 °С; температура контейнера $t_к$ = 380 °С; скорость прессования $v_п$ = 2,5 мм/с; K_v = 0; 0,2; 0,4; 0,6 и 0,8.

При моделировании способа прессования с АДСТ длина заготовки составляла 270 мм; $t_з$ = 360 °С; $t_к$ = 340 °С; K_v = 1,05; 1,2; 1,4 и 1,6; $v_п$ = 10 и 20 мм/с.

Достоверность результатов математического моделирования подтверждается хорошей сходимостью с экспериментом характера течения металла [1] в контейнере и силовых параметров при различных способах прессования (рис. 2).

В литературе отсутствует информация о влиянии скорости смещения контейнера относительно заготовки в сторону истечения металла при прямом прессовании на указанные выше параметры и размер "мертвой зоны" у матрицы. Такой способ можно было бы реализовать на прессах с прямым и обратным истечением [2], имеющих достаточную силу перемещения контейнера. Снижение размеров "мертвой зоны" и сил трения между заготовкой и контейнером позволит уменьшить недостатки процесса при сохранении "мертвой зоны" (при прессовании определенной номенклатуры изделий).

По данным расчетов, характер диаграмм полной силы прямого прессования и ее составляющих (рис. 3, *а*) с увеличением скорости контейнера при комбинированном способе ПП остается неизменным (рис. 3, *б*). С возрастанием K_v от 0 до 0,6 полная сила прессования снижается не более чем на 4 % (см. рис. 1). Заметное ее уменьшение (до 10 %) происходит только при K_v > 0,6. Сила трения между заготовкой и контейнером с повышением K_v снижается более чем на 30 %, а сила, воспринимаемая матрицей, заметно увеличивается только при переходе от чисто прямого прессования (K_v = 0) к комбинированному при K_v = 0,2. С дальнейшим ростом K_v она повышается несущественно.

На рис. 4 представлены расчетные картины течения металла в контейнере при комбинированном способе прессования при различных кинематических условиях и высоте пресс-остатка 110...130 мм.

С увеличением скорости перемещения контейнера интенсивность сдвиговых деформаций периферийной зоны заготовки (см. рис. 4, *б–д*) несколько снижается в сравнении с обычным прямым прессованием (см. рис. 2, *а*) и уменьшается скорость течения осевых слоев заготовки в направлении матрицы. В то же время значительно изменяется деформация заготовки в области ее контакта с зеркалом матрицы. При K_v = 0,2 (см. рис. 2, *б*) металл "мертвой зоны" перемещается к матрице. С увеличением K_v > 0,4 металл "мертвой зоны" начинает вытесняться в матрицу, размеры очага пластической деформации уменьшаются и его форма приближается к форме очага пластической деформации, характерной для обратного прессования.

Расчетные данные осевых и радиальных скоростей течения металла в очаге пластической деформации свидетельствуют о повышении радиального течения металла "мертвой зоны" к оси заготовки у поверхности матрицы и снижении высоты очага пластической деформации почти вдвое при увеличении K_v от 0 до 0,8. Это является следствием уменьшения силы трения сопротивляющегося трения $P_{кз}$.

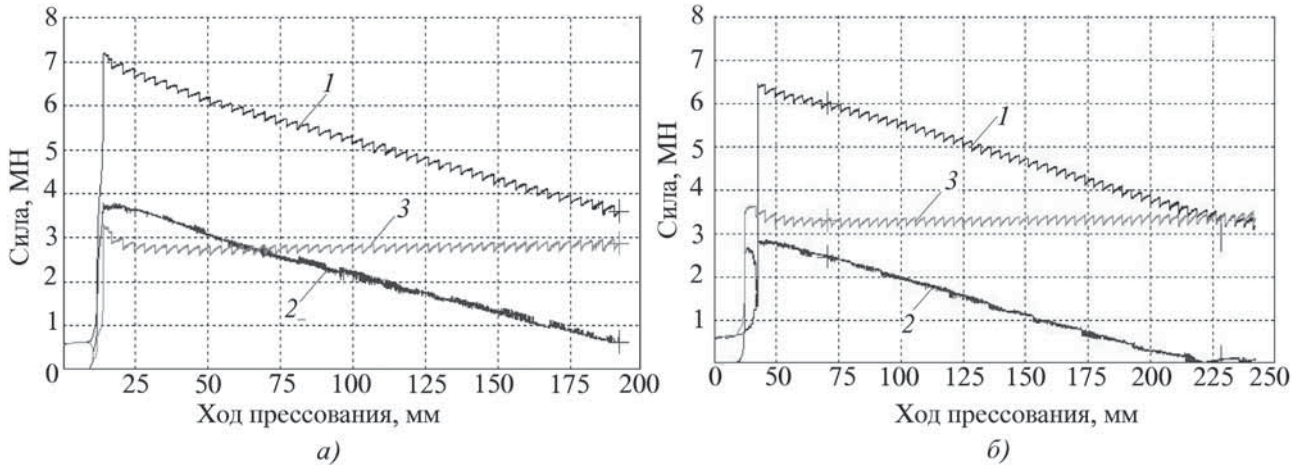


Рис. 3. Расчетные индикаторные диаграммы способов прямого прессования (*а*) и комбинированного прямого прессования (*б*):
а – $K_v = 0$; *б* – $K_v = 0{,}8$; *1* – $P_п$; *2* – $P_{кз}$; *3* – $P_м$

Распределение средних напряжений сжатия $\sigma_{ср}$ в заготовке при прессовании в диапазоне изменения K_v от 0 до 0,6 типично для прямого способа прессования: напряжения максимальны в периферийной области заготовки, примыкающей к пресс-шайбе, а минимальны – у входа металла в канал матрицы. Максимальное значение $\sigma_{ср}$ в условиях прессования $0 < K_v < 0{,}6$ практически не изменяется и составляет 570...575 МПа. Некоторое снижение $\sigma_{ср}$ в этой области происходит только при $K_v = 0{,}8$.

Значения $\sigma_{ср}$ в периферийной области заготовки, примыкающей к матрице, в большей степени зависят от величины K_v. Так, при прямом способе прессования ($K_v = 0$) $\sigma_{ср}$ составляет около 300 МПа, а при комбинированном способе с увеличением K_v до 0,4 величина $\sigma_{ср}$ возрастает до 450 МПа.

При дальнейшем повышении скорости смещения контейнера относительно заготовки $\sigma_{ср}$ в этой части заготовки остается практически неизменной. Это свидетельствует об исчезновении "мертвой зоны" металла у матрицы, что характерно для обратного способа прессования. Но в отличие от него при комбинированном способе прямого прессования величина $\sigma_{ср}$ в периферийной зоне металла заготовки у пресс-шайбы остается большой и составляет около 500 МПа.

При обратном способе прессования в этих же температурно-скоростных условиях величина $\sigma_{ср}$ в периферийной области заготовки у пресс-шайбы близка к нулю, а в периферийной области заготовки у матрицы составляет около 470 МПа.

Таким образом, по данным моделирования процесса скорость смещения контейнера относительно заготовки в направлении истечения металла при прямом комбинированном прессовании значительно влияет на форму и размеры очага пластической деформации и распределений средних напряжений в деформируемой заготовке. При таком смещении контейнера, когда $1{,}0 < K_v < 0{,}4$ у матрицы еще остается небольшая "мертвая зона", уменьшается неравномерность деформаций в прессуемой заготовке и создаются условия снижения неравномерности деформаций в получаемом изделии.

При $K_v = 1{,}0$ реализуется способ обратного прессования. В работе [3] показано, что начало этого процесса при длине заготовки более двух ее диаметров всегда происходит при активном действии сил трения. По данным расчетов (см. рис. 1) сила, воспринимаемая матрицей при обратном прессовании (полная сила прессования), примерно на 10 % больше, чем при прямом способе прессования, что соответствует данным, приведенным в работе Л.Х. Райтбарга "Производство прессованных профилей" (М.: Металлургия, 1984. 264 с.).

Если при прямом способе прессования максимальная сила сопротивляющегося трения составляла несколько больше 50 % полной силы деформирования, при комбинированном способе ($K_v = 0{,}8$) – около 40 %, то при обратном способе прессования сила трения между заготов-

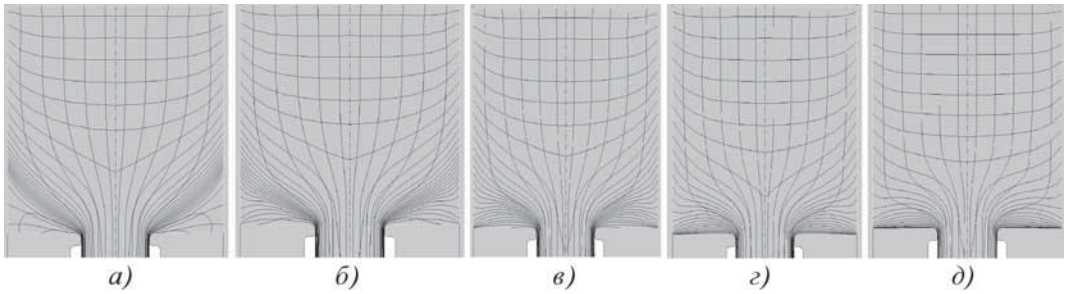


Рис. 4. Расчетные картины течения металла в контейнере в зависимости от кинематического коэффициента:
а – $K_v = 1{,}0$; *б* – $K_v = 0{,}2$; *в* – $K_v = 0{,}4$; *г* – $K_v = 0{,}6$; *д* – $K_v = 0{,}8$; высота пресс-остатка 110...130 мм

кой и контейнером, теперь уже активного действия, составляет более 70 % и является частью деформирующей силы. Именно этот факт объясняет существенное уменьшение длины переднего слабо деформированного конца получаемого изделия по сравнению с результатами прямого способа прессования.

Но силы активного трения при обратном прессовании имеют место только на определенной части процесса – до полной распрессовки заготовки в контейнере. Показатели обратного прессования можно улучшить, обеспечив смещение заготовки относительно контейнера до конца процесса за счет незначительного перемещения пресс-шайбы в сторону, противоположную истечению металла из канала матрицы, таким образом, чтобы величина K_v составляла не более 1,05 (см. рис. 1), т.е. реализовать так называемый способ прессования с упругим подпором пресс-штемпеля.

Активное действие сил трения на протяжении всего процесса прессования при незначительном смещении контейнера относительно заготовки снижает деформации сдвига в поверхностных и подповерхностных слоях получаемых изделий и неравномерность напряжений в их поперечных сечениях, улучшает их качество и позволяет увеличить максимальные скорости истечения труднодеформируемых алюминиевых сплавов [4]. Этот способ может быть реализован на гидравлических прессах для обратного прессования со встроенным в прессующую траверсу гидравлическим цилиндром подпора пресс-штемпеля [3].

Прессование с активным действием сил трения позволяет целенаправленно влиять на течение металла в контейнере, напряженно-деформированное состояние деформируемой заготовки, качество получаемых изделий и обеспечивает повышение производительности оборудования [2].

На рис. 1 (область V) представлены результаты расчетов силовых параметров такого процесса для начальной стадии, соответствующей максимальной силе прессования. Из этих данных следует, что увеличение скорости относительного смещения контейнера и заготовки не оказывает существенного влияния на силовые параметры процесса. Отмечено только незначительное уменьшение полной силы прессования и силы трения активного действия с повышением значения K_v от 1,05 до 1,2. Сила $P_{кз}$ при этом составляет более 85 % полной силы деформирования $P_м$.

На рис. 5 приведены экспериментальные данные о силовых параметрах обратного способа прессования (K_v = 1,0) и прессования с АДСТ из контейнера диаметром 110 мм при температуре заготовки $t_з$ = 390 °С, температуре контейнера $t_к$ = 360 °С и скорости прессования $v_п$ = 6 мм/с.

Из приведенных зависимостей следует, что полная сила обратного прессования незначительно (менее 10 %) меньше силы прессования с АДСТ. При АДСТ с увеличением K_v от 1,05 до 1,2 значения $P_м$ при коэффициентах вытяжки μ = 10 и 20 несколько повышаются (см. рис. 5, *а*, *б*), а в диапазоне значений K_v = 1,2...1,6 при всех значениях μ остаются примерно на одном уровне. Сила трения $P_{кз}$ с увеличением K_v при μ = 10 остается почти неизменной, при μ = 20 незначительно возрастает, а при μ = 30 незначительно снижается. В первых двух условиях прессования активная сила трения составляет около 90 % полной силы прессования, а при μ = 30 – примерно на 5 % ниже.

Увеличение скорости прессования вдвое (до 20 мм/с) в 2 раза повышает скорость смещения пары "контейнер–заготовка": от 1 мм/с при K_v = 1,05 до 12 мм/с при K_v = 1,6. Существенный рост скорости смещения пары трения приводит к снижению силы трения $P_{кз}$ почти на 10 %. Это уменьшение силы трения может быть следствием повышения температуры заготовки в области контакта ее с контейнером.

Таким образом, по данным экспериментов величина K_v при прессовании с АДСТ не оказывает существенного влияния на изменение полной силы деформирования и ее составляющих, а значительное увеличение скорости прессования повышает скорость смещения пары "контейнер–заготовка" и снижает силу трения активного действия.

Влияние скорости относительного перемещения заготовки и контейнера при прессовании с АДСТ подробно рассмотрено в работе [2] и других источниках, где отмечено, что наибольший эффект АДСТ достигается при прессовании малопластичных алюминиевых сплавов при пониженных температурах заготовки и контейнера, коэффициентах вытяжки не более 35 и значениях K_v не более 1,4.

Информация о влиянии величины K_v на напряженно-деформированное состояние заготовки в литературе практически отсутствует. Полученные в настоящей работе расчетные значения средних (гидростатических) напряжений в прессуемой заготовке приведены на рис. 6 [5].

Из представленных изообластей равных напряжений следует, что их форма и размеры зависят от кинематического коэффициента. Изменение размеров этих областей с изменением K_v наиболее заметно вне очага пластической деформации.

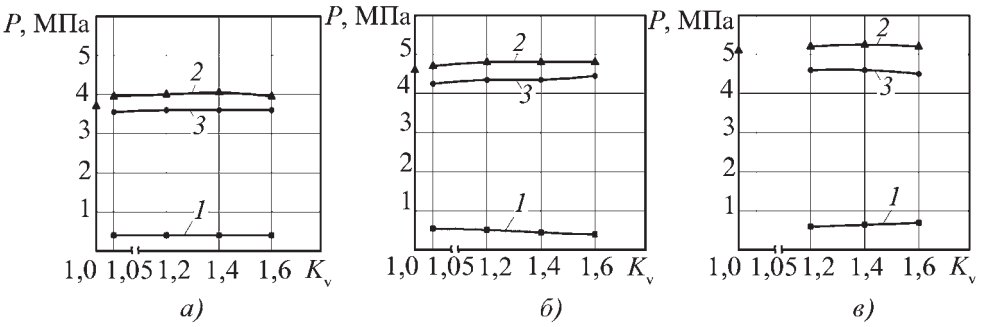


Рис. 5. Зависимость силовых параметров способа прессования с АДСТ от кинематического коэффициента и коэффициента вытяжки:
а – μ = 10; *б* – μ = 20; *в* – μ = 30

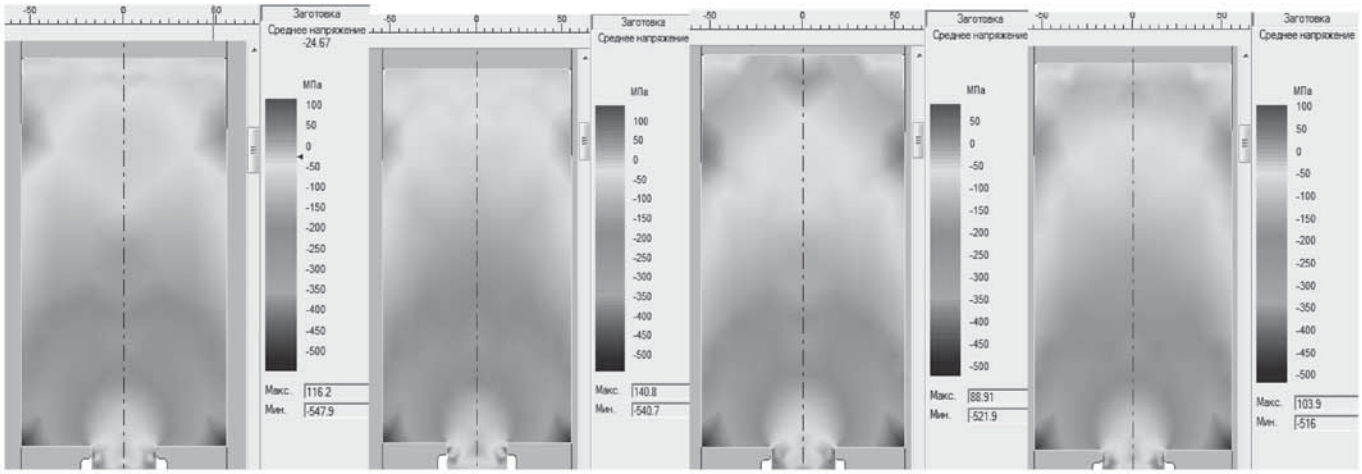


Рис. 6. Распределение средних напряжений в заготовке в зависимости от величины K_v:
а – K_v = 1,05; *б* – K_v = 1,2; *в* – K_v = 1,4; *г* – K_v = 1,6; $v_п$ = 10 мм/с; высота пресс-остатка 184 мм

В осевой части заготовки у пресс-шайбы напряжения близки к 0, в направлении от пресс-шайбы к очагу пластической деформации их значение возрастает до 380 МПа. С увеличением K_v от 1,05 до 1,60 напряжения на оси заготовки снижаются примерно на 20 % (до 310 МПа).

В периферийной области заготовки сжимающие напряжения минимальны в области заготовки, контактирующей с контейнером и пресс-шайбой. Их значение зависит от кинематического коэффициента: при K_v = 1,05 $\sigma_{ср}$ = 25 МПа, а при K_v = 1,6 $\sigma_{ср}$ = 18 МПа. Напряжения максимальны в периферийной области заготовки, примыкающей к матрице. С ростом K_v они также уменьшаются: для K_v = 1,05; 1,2; 1,4 и 1,6 их значения соответственно равны 548; 540; 522 и 516 МПа, что на 15...10 % выше, чем при обратном способе прессования.

Наиболее заметное снижение $\sigma_{ср}$ соответствует $K_v \geq 1{,}4$. Большие значения сжимающих напряжений в этой области способствуют "залечиванию" возможных дефектов поверхности заготовки в очаге пластической деформации и получению качественной поверхности изделия. Максимальное значение средних напряжений в этой области заготовки от начала к концу процесса не снижается и даже незначительно повышается.

Растягивающие напряжения минимальны на выходе металла из канала матрицы, но их значения (10...20 МПа) не превышают предела текучести прессуемого материала и не могут привести к появлению трещин на поверхности получаемого изделия.

Расчетом получены данные и о распределении скоростей течения металла в очаге пластической деформации. Расчеты показали, что заметное влияние на распределение изолиний равных скоростей в осевом и радиальном направлении в этой области заготовки имеет место только при прессовании при значениях $1{,}05 < K_v < 1{,}4$.

Таким образом, результаты математического моделирования процесса прессования с АДСТ позволяют констатировать, что наибольшее влияние на напряженно-деформированное состояние заготовки и течение металла в контейнере проявляется при скорости относительного смещения контейнера и заготовки при K_v = 1,2...1,4.

Выводы

1. Комбинированный способ прямого прессования может улучшить некоторые показатели традиционного прямого способа прессования при скорости смещения контейнера относительно заготовки, не превышающей значения 0,4.

2. Эффективность способа обратного прессования можно повысить активным действием сил трения при оснащении прессовой установки гидроцилиндром подпора пресс-штемпеля, обеспечивающим незначительное смещение заготовки относительно контейнера на протяжении всего процесса прессования.

3. Максимальный эффект трения активного действия на напряженно-деформированное состояние прессуемой заготовки проявляется при ведении процесса при скоростях относительного смещения контейнера и заготовки, не превышающих значения 1,4.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мороз Б.С., Стебунов С.А., Биба Н.В., Мюллер К.Б.** Моделирование процессов прямого, обратного прессования и прессования с активным действием сил трения // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2004. № 9. С. 29–37.

2. **Щерба В.Н.** Прессование алюминиевых сплавов. М.: Интернет Инжиниринг, 2001. 768 с.

3. **Мороз Б.С., Мюллер К.Б.** Оптимальный вариант модернизации оборудования для прессования с активным действием сил трения // Известия вузов. Цветная металлургия. 2004. № 4. С. 42–48.

4. **Мороз Б.С.** Некоторые особенности обратного прессования и возможность повышения его эффективности за счет сил трения активного действия // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 7. С. 38–49.

5. **Мороз Б.С., Гоноченко С.В.** Влияние кинематических условий прессования с активным действием сил трения на силовые параметры и напряженно-деформированное состояние заготовки: сб. статей V Междунар. науч.-практ. конф. Состояние и перспективы развития сельскохозяйственного машиностроения, 29 февраля –1 марта. Ростов н/Д, 2012. С. 159–163.

Борис Степанович Мороз, д-р техн. наук,
bmoroz@donstu.ru

УДК 621.778.1.073

В.В. Кузин, С.Н. Григорьев, С.Ю. Федоров, В.Н. Ермолин
(Московский государственный технологический университет "Станкин")

Модель эксплуатации волоки при изготовлении проволоки

Разработана система, описывающая процесс изготовления проволоки и связывающая три подсистемы первого уровня "Условия эксплуатации", "Процесс изготовления проволоки" и "Эффективность процесса" в единое целое. На основе исследования ее системных свойств построена модель эксплуатации волоки, определяющая ее напряженно-деформированное состояние под действием эксплуатационных нагрузок. Методика исследования модели эксплуатации волоки и численные эксперименты позволили выявить "опасную" область в канале волоки на границе рабочей и калибрующей поверхностей. В этой зоне формируются максимальные напряжения, способные отрицательно влиять на эффективность процесса изготовления проволоки.

Ключевые слова: волока; твердый сплав; керамика; износ; модель эксплуатации; напряженно-деформированное состояние.

The system describing wire manufacture process which connected three sub-systems of the first level "Operational conditions", "Process of the wire manufacturing" and "Efficiency of process" in unified whole is developed. Operational model of die is constructed on the basis of research of properties of this system. This model defines stress-strain state of die under the operational loads. The numerical experiments have allowed to reveal "dangerous" zone in the channel of die on the border of working and calibration areas with using developed method of researches. The maximum stresses are formed in this zone are capable to make negative impact on the efficiency of wire manufacturing process.

Keywords: die; hard alloy; ceramics; wear; operational model; stress-strain state.

Постоянно возрастающая потребность промышленности в проволоке определяет необходимость повышения производительности процесса волочения. Перспективным направлением решения этой проблемы является создание волок нового поколения, в том числе из разных керамических материалов [1]. Керамика имеет значительные преимущества по сравнению с твердыми сплавами, которые широко применяют для изготовления волок [2]. Их более высокая износостойкость позволяет значительно увеличить рабочую скорость волочения [3]. Благодаря химической инертности керамики появляется возможность повысить качество изготовленной проволоки и пересмотреть роль смазки при волочении.

Однако в настоящее время отсутствует научно-обоснованный подход к созданию новых волок, а также не определено влияние *напряженно-деформированного состояния* (НДС) волок на характер и интенсивность их износа. В связи с этим поставлена *цель исследований* – построить модель эксплуатации волоки, учитывающую особенности ее НДС под действием внешних нагрузок.

Для решения этой задачи разработали систему, описывающую процесс волочения проволоки (рис. 1). Эта система связала в единое целое три подсистемы первого уровня "Условия эксплуатации", "Процесс изготовления проволоки" и "Эффективность процесса". Каждая из этих подсистем состоит из подсистем второго уровня, состоящих из блоков. Рассмотрим каждую из этих подсистем.

Подсистема первого уровня "Условия эксплуатации" является входом в систему и состоит из двух подсистем второго уровня "Конструкция волоки" и "Технологические параметры". Подсистема второго уровня "Конструкция волоки" занимает первичное положение в сформированной системе и состоит из двух блоков. Первый блок определяет конструкционные особенно-

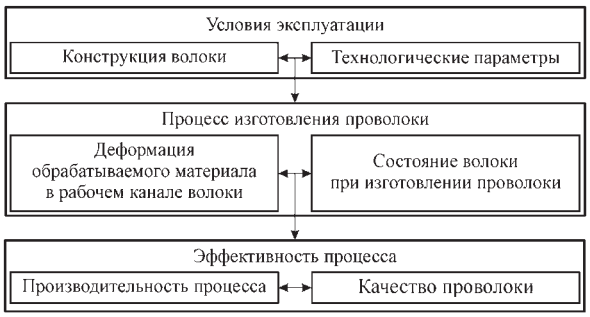


Рис. 1. Структура сформированной системы связей

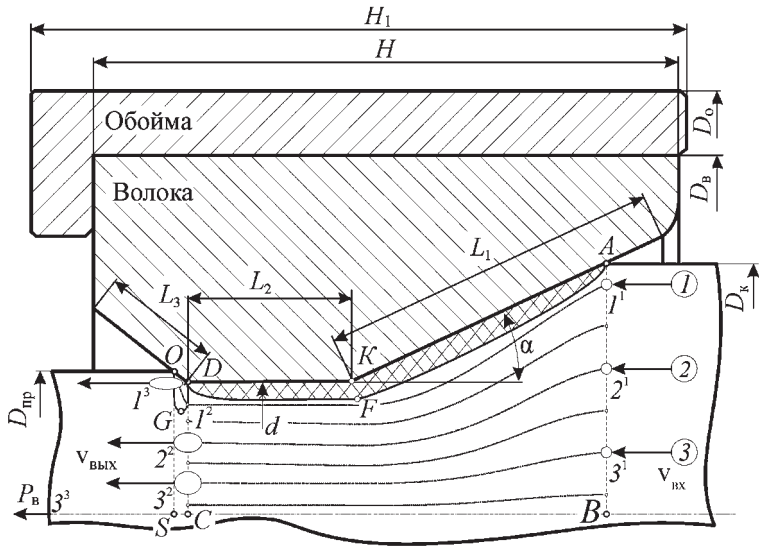


Рис. 2. Конструкция волоки и схема деформации обрабатываемого материала в рабочем канале

сти волоки, а второй – свойства инструментального материала.

Конструкция волоки определена набором конструктивных элементов и особенностями ее установки. Рассматривали волоку диаметром $D_в$ и толщиной H, закрепленной в обойме диаметром $D_о$ и толщиной H_1 (рис. 2). Рабочий канал волоки характеризуется профилем, изменяющимся по ее толщине, и имеет входную, рабочую, калибрующую и выходную зоны. Определяют геометрию рабочего канала волоки длины рабочей, калибрующей и выходной зон, составляющих L_1, L_2 и L_3 соответственно, а также угол конуса 2α рабочей зоны. Эта геометрия рабочего канала волоки обеспечивает плавное уменьшение диаметра $D_к$ заготовки до диаметра $D_{пр}$ готовой проволоки при ее перемещении за счет приложения силы $P_в$ волочения. Диаметр проволоки $D_{пр}$ всегда превышает номинальный размер d волоки из-за упругого восстановления поверхностного слоя проволоки после выхода из ее калибрующей зоны.

Второй блок подсистемы определяет свойства инструментального материала. Эти свойства задавали твердостью HRC, прочностью при изгибе $\sigma_{изг}$, термостойкостью $T_р$, плотностью ρ, модулем упругости E, коэффициентами теплопроводности λ, теплоемкости $c_р$, линейного расширения α и Пуассона μ.

Подсистема второго уровня "Технологические параметры" состоит из трех блоков. Первый блок определяет свойства *обрабатываемого материала* (ОМ), которые задавали твердостью, прочностью, плотностью, модулем упругости, температурным коэффициентом линейного расширения, коэффициентами теплопроводности и теплоемкости. Второй блок определяет схему волочения и режимы изготовления проволоки, которые зависят от используемого оборудования. Учли однократное (проволока протягивается через одну волоку) и многократное (проволока протягивается одновременно через несколько волок) волочение. Также предусмотрели реализацию процесса волочения с противонатяжением. Третий блок в этой подсистеме описывает свойства смазки, вводимой в рабочий канал волоки. Этому компоненту процесса традиционно уделяют особое внимание [4].

В состав подсистемы первого уровня "Процесс изготовления проволоки" включили две подсистемы второго уровня: "Деформация обрабатываемого материала в рабочем канале волоки" и "Состояние волоки при изготовлении проволоки"(см. рис. 1).

Подсистема "Деформация обрабатываемого материала в рабочем канале волоки" сформирована на основе упругих и пластических деформаций ОМ в рабочем канале волоки. Этот процесс характеризуется достаточно сложными физическими явлениями [5]. Выделены три характерных области деформаций в ОМ при изготовлении проволоки (см. рис. 2). Основные пластические деформации в ОМ при уменьшении диаметра перемещающейся проволоки через рабочий канал волоки происходят в характерной области *ABCD*.

Этот непрерывной процесс упрощенно может быть представлен в виде бесконечного числа единичных актов деформирования элементарных объемов ОМ в области длиной *l*. В этой области каждый элементарный объем обрабатываемого металла перемещается по определенной траектории от ее начальной границы *AB* до конечной границы *CD*, причем уровень деформаций изменяется при его перемещении.

Предположили, что элементарные объемы ОМ *1*, *2* и *3* в катанке (до линии *AB*) имеют форму окружности и перемещаются с одинаковой скоростью $v_{вх}$. На границе *AB* происходят первые изменения формы этих элементарных объемов, которая приобретает признаки эллипса (1^1, 2^1 и 3^1). Также изменяются направление и скорость перемещения каждого элементарного объема ОМ. Последующее перемещение этих элементарных объемов ОМ по собственной траектории в характерной области *ABCD* приводит к постоянному увеличению большой оси эллипса и уменьшению его малой оси. На линии *CD* каждый элементарный объем ОМ приобретает форму 1^2, 2^2 и 3^2, причем для элементарных объемов ОМ 2^2 и 3^2 эта форма является окончательной.

Форма эллипса, характеризующаяся отношением его большой оси к малой, зависит от расположения элементарного объема ОМ в катанке. Например, наибольшее искажение формы имеет элементарный объем ОМ *1*, который расположен наиболее близко к поверхности проволоки, а наименьшее искажение – элементарный объем ОМ *3*, наиболее удаленный от поверхности. Перемещение каждого элементарного

объема ОМ по собственной траектории характеризуется изменением степени деформации, скорости деформации, сопротивления деформированию и интенсивности тепловыделения [6]. Степень деформации ОМ возрастает с увеличением рабочего угла 2α волоки. Превышение предельного значения этого угла приводит к формированию критических напряжений в ОМ, превышающих предел его прочности при растяжении, из-за чего может происходить разрыв проволоки.

Сложные деформационные процессы, определяемые процессом трения между неподвижной волокой и перемещающейся проволокой, происходят во второй характерной области *AFD* (см. рис. 2). Под действием высоких контактных давлений и температур на границе раздела, которая характеризуется плотным контактом ювенильных поверхностей, образуются прочные адгезионные связи. Внешнее трение между керамической волокой и ОМ в этих условиях крайне затрудняется, а их взаимное перемещение реализуется по механизму внутреннего трения в ОМ. Этим объясняется вытянутость области *AFD* вдоль площадки контакта, благодаря чему ОМ дополнительно деформируется, а на рабочих поверхностях волоки образуются налипы ОМ.

В третьей характерной области *DGO* происходит упругая деформация (восстановление) поверхностного слоя проволоки при ее выходе из калибрующей зоны рабочего канала волоки. В этой области элементарный объем ОМ 1^2 приобретает окончательную форму 1^3 (см. рис. 2) и сравниваются скорости перемещения всех элементарных объемов ОМ. Результатом действия упругих деформаций в области *DGO* является некоторое увеличение диаметра проволоки, вышедшей из рабочего канала волоки. За счет этого номинальный диаметр проволоки превышает диаметр калибрующей зоны волоки.

В результате пластических и упругих деформаций ОМ в рабочем канале волоки формируется сложная система тепловых источников и в каждой характерной области – собственный источник теплоты: Q_1 – тепловыделение в области *ABCD*; Q_2 – тепловыделение в области *AFD*; Q_3 – тепловыделение в области *DGO*. Существенное влияние на интенсивность этих источников теплоты оказывает нагрев проволоки непосредственно перед волочением. Источники теплоты, вызванные деформационными процессами, затем начинают влиять на характеристики процесса волочения. Это связано с параллельным протеканием процессов тепловыделения и отводом теплоты из характерных областей. Теплота передается в волоку и проволоку, а конвекция обеспечивает передачу тепла в технологическую среду.

Процессы упругого и пластического деформирования ОМ, выделения теплоты в характерных зонах *ABCD*, *AFD* и *DGO*, а также отвода теплоты из этих областей, протекают одновременно и непрерывно. Поэтому в сформированной системе принято, что эти процессы являются установившимися и рассматриваются во взаимосвязи.

Подсистему второго уровня "Состояние волоки при изготовлении проволоки" представили следующим образом (рис. 3). На волоку действуют эксплуатационные нагрузки при изготовлении проволоки, которые формируются в подсистеме "Деформация обрабатываемого материала в рабочем канале волоки". К ним отнесли – силовые *P* и тепловые *Q* нагрузки, а также теплоотвод *h* в технологическую среду. Под действием этих нагрузок волока нагревается (*T*), деформируется (ε) и приобретает определенное напряженное состояние (σ) (см. рис. 3, *а*). Напряженно-деформированное состояние волоки в совокупности с физико-химическими процессами, протекающими на границе "инструментальный материал–ОМ", определяют характер ее износа (см. рис. 3, *б*).

В качестве примера на рис. 3, *в* приведена поверхность рабочего канала волоки из твердого сплава ВК8. На поверхности рабочей зоны волоки видны многочисленные налипы ОМ, имеющие достаточно сложную структуру и оказывающие влияние на характер износа волоки. В основной объем налипа заделаны частицы разной формы, структура которых отличается от структуры ОМ. Эти частицы идентифицировали как фрагменты оксидной пленки, имеющейся на катанке до ее поступления в рабочий канал керамической волоки. Частицы с высокой твердостью способны привести к локальному разрушению рабочих поверхностей керамического инструмента [7].

На поверхности рабочей зоны выявлено замкнутое кольцо износа (см. рис. 3, *г*), приводящее к изменению геометрических параметров рабочего канала волоки, что в совокупности с налипами ОМ существен-

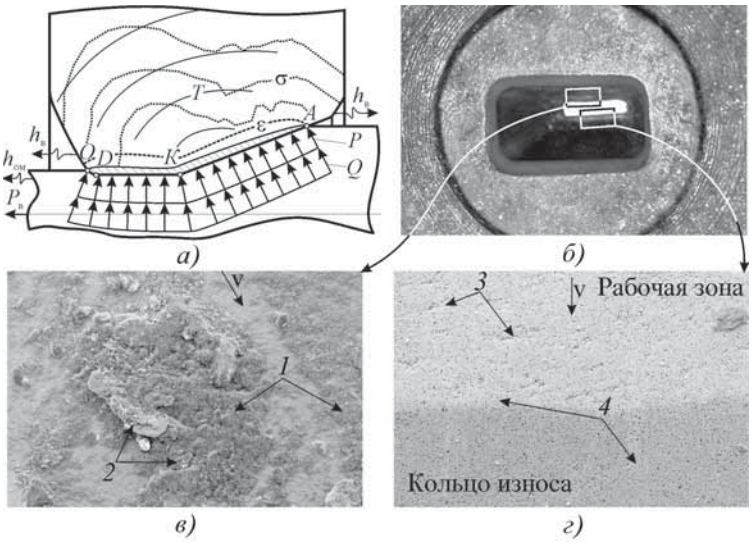


Рис. 3. Схематичное представление подсистемы "Состояние волоки при изготовлении проволоки"

но изменяет его НДС. Высокие локальные напряжения отрицательно влияют на эксплуатационные характеристики волок. Например, они могут быть причиной появления эксплуатационных дефектов в поверхностном слое рабочего канала керамической волоки [1, 3].

Третья подсистема первого уровня "Эффективность процесса" является выходом из рассматриваемой системы и состоит из двух подсистем второго уровня "Производительность процесса" и "Качество проволоки". Под эффективностью процесса понимали интегральный показатель, определяемый отношением конечного результата функционирования рассматриваемой системы к затраченным ресурсам. Смысл подсистемы "Производительность процесса" объясняется следующим. Производительность процесса волочения во многом зависит от стойкости волоки и ее способности противостоять изменению формы, размеров и качества поверхностей рабочего канала под действием эксплуатационных нагрузок. В том случае, когда износ волоки характеризуется низкой интенсивностью, появляется реальная возможность увеличить скорость волочения и, соответственно, повысить производительность процесса изготовления проволоки.

Блок "Качество проволоки" накладывает ограничения на процесс изготовления проволоки и определяет необходимость соответствия формы и размеров профиля проволоки техническим условиям. При этом особое внимание следует уделять отсутствию на поверхности проволоки заусенцев и рисок.

Рассмотренная система положена в основу разработанной модели эксплуатации волоки. Две расчетные схемы, определяющие сущность этой модели, приведены на рис. 4. В их основу положена конструкция "волока–обойма" с приведенными ранее параметрами. Однако эти расчетные схемы отличаются условиями нагружения. Сделали допущение, что инструментальный и обрабатываемый материалы, а также металл обоймы являются однородными материалами, не имеющими дефектов. Это позволило использовать в модели эксплуатации интегральные свойства элементов конструкции.

В первой схеме использовали только силовое нагружение волоки за счет применения клина, имеющего форму проволоки, зафиксированной в рабочем канале (рис. 4, *а*). К клину приложена нагрузка $P_в$, идентичная силе волочения. Эта расчетная схема является удобной для оценки влияния разных факторов на НДС волоки, но отсутствие тепловых нагрузок слишком упрощает численные эксперименты.

Во второй расчетной схеме условия нагружения задавали комплексом тепловых нагрузок Q_{11}–Q_{14}, распределенных силовых нагрузок P_{11}–P_{15} и сосредоточенной силы F (рис. 4, *б*). К участку L_1 поверхности рабочей зоны волоки приложены распределенные силовые нагрузки (P_{11} и P_{12}) и тепловые потоки (Q_{11} и Q_{12}), действующие на участки длиной l_{11} и l_{12} соответственно. К участку L_2 поверхности калибрующей рабочей зоны приложены распределенные силовые нагрузки (P_{13} и P_{14}) и тепловые потоки (Q_{13} и Q_{14}), действующие на участки длиной l_{13} и l_{14} соответственно. К любой точке рабочей и калибрующей поверхностей может быть приложена сосредоточенная сила F под любым углом γ. Также предусмотрели механическое закрепление волоки в обойме, для чего к ее передней торцевой поверхности прикладывается силовая нагрузка P_{15}, действующая на участке длиной l_{11}. На площадках волоки, свободных от тепловых потоков, осуществляется отвод теплоты с коэффициентом h.

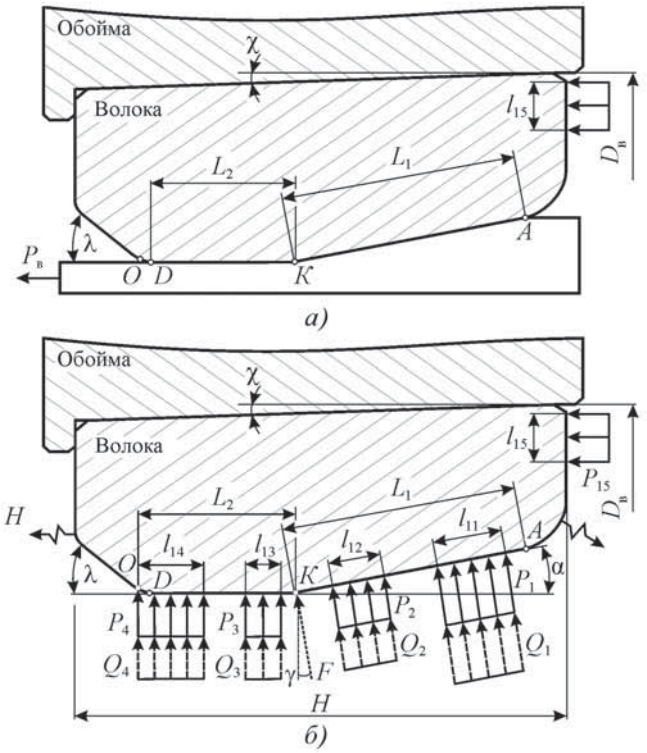


Рис. 4. Расчетные схемы в модели эксплуатации волоки

С использованием этих расчетных схем исследовали НДС волок из разных инструментальных материалов в среде SolidWorks 2009. Для этого построили 3D-модель в модуле "сборка" из заранее созданных деталей. Для имитации механической связи между волокой и обоймой создали компоненты соприкасания "Связанные". Также добавили глобальную взаимосвязь "Нет проникновения" для этих деталей, что исключало их взаимное проникновение. Для закрепления сборки в пространстве для внешней поверхности обоймы назначали крепление "Жесткая заделка", что обеспечивало ее неподвижность в пространстве и отсутствие деформаций. На все торцевые поверхности модели назначали крепления "Ролик ползун", которые заменяли продолжение объема деталей в пространстве. В библиотеке материалов "Solid Works" задавали свойства инструментальных и обрабатываемых материалов. Для разбивки модели на *конечные элементы* (КЭ) создали сетку с их рациональным размером.

Исследование НДС волок включало в себя последовательное выполнение следующих этапов. На первом этапе выполняли расчеты для случая действия только силовых нагрузок P_1–P_4. На втором этапе рассчитывали температуры и напряжения в волоке под действием тепловых потоков Q_1, Q_2, Q_3 и Q_4. На третьем этапе моделировали одновременное влияние тепловых и силовых нагрузок на НДС волоки, используя результаты температурного расчета, полученного на предыдущем этапе. Результатами расчетов являлись температуры и интенсивность напряжений в любом КЭ модели.

В качестве примера на рис. 5 (см. обложку) приведены результаты расчетов интенсивности напряжений σ_i в волоке из оксида циркония, полученные по разным расчетным схемам. При использовании первой расчетной схемы к волоке прикладывали силовую нагрузку $P_в$ = 500 Н (см. рис. 5, *а*). Во втором случае к волоке прикладывали следующие силовые нагрузки: P_1 = 700 Н; P_2 = 400 Н и P_3 = P_4 = 150 Н (см. рис. 5, *б*). Получили, что обе расчетные схемы дают практически одинаковую картину распределения высоких напряжений. Однако поля малых напряжений имеют существенные отличия, что объясняется различным направлением приложения силовых нагрузок.

Для количественного анализа напряжений, возникающих в волоке при разных схемах нагружения, применяли метод *контрольных точек* (КТ) [9]. Под КТ понимали фиксированные КЭ модели, которым "Solid Works" автоматически присваивает порядковые номера. Выбор актуальных КТ из числа сгенерированных системой КЭ производится в зависимости от задач исследования. С учетом особого внимания в этом исследовании к НДС поверхностного слоя волоки использовали КТ, примыкающие к участку *АО*. Для определения значений интенсивности напряжений в каждой выделенной КТ волоки применяли команду "Зондирование". Результаты этих исследований приведены на рис. 5, *в* (см. обложку).

Сравнительный анализ двух кривых показал практическую идентичность напряжений в КТ керамической волоки при разных схемах нагружения. Максимальные напряжения формируются в КТ8 и КТ7 в волоке при первой и второй схемах нагружения соответственно. Очевидно, эти напряжения, возникающие в волоке при протягивании проволоки, имеют особое влияние на износ ее рабочего канала. В этой связи выделили "опасную" область волоки, в которую включили КТ5–КТ9, расположенные на границе ее рабочей и калибрующей зон.

Выводы

1. На основе анализа разработанной системы, описывающей процесс волочения проволоки и связавшей в единое целое три подсистемы первого уровня "Условия эксплуатации", "Процесс изготовления проволоки" и "Эффективность процесса", построена модель эксплуатации волоки, учитывающая особенности ее напряженно-деформированного состояния под действием нагрузок эксплуатационного характера.

2. Разработанная методика исследования модели эксплуатации керамической волоки и проведенные численные эксперименты позволили выявить "опасную" область в рабочем канале волоки, в которой зафиксированы максимальные значения интенсивности напряжений. Эта область располагается на границе рабочей и калибрующей зон канала волоки. При разработке волок нового поколения необходимо учитывать эту особенность их НДС.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кузин В.В.** Эффективное применение высокоплотной керамики для изготовления режущих и деформирующих инструментов // Новые огнеупоры. 2010. № 12. С. 13–19.

2. **Савенок А.Н., Сачава Д.Г., Липаткина Т.Н.** Перспективные направления развития твердосплавного инструмента для волочения проволоки // Литье и металлургия. 2007. № 4. С. 58–60.

3. **Григорьев С.Н., Кузин В.В.** Перспективы применения инструментов с керамическими режущими пластинами в современной металлообработке // Стекло и керамика. 2011. № 8. С. 17–22.

4. **Мазур В.Л., Мазур С.В.** Расчет условий поступления смазки в очаг деформации и коэффициента трения при прокатке // Сталь. 2009. № 1. С. 58–60.

5. **Физика** и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин. М.: Недра, 1997. 293 с.

6. **Колмогоров Г.Л., Филиппов В.Б., Кузнецова В.Б.** О скорости деформации при волочении // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2005. № 8. С. 17–19.

7. **Кузин В.В., Федоров С.Ю., Федоров М.Ю.** Контактные процессы при резании керамическими инструментами // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 4. С. 85–94.

8. **Кузин В.В.** Методологический подход к повышению работоспособности керамических инструментов // Вестник машиностроения. 2006. № 9. С. 87–88.

9. **Влияние** силовых нагрузок на напряженно-деформированное состояние режущих пластин из оксидной керамики / С.Н. Григорьев и др. // Вестник машиностроения. 2012. № 1. С. 67–71.

Валерий Викторович Кузин, д-р техн. наук, kyzena@post.ru;
Сергей Николаевич Григорьев, д-р техн. наук;
Сергей Юрьевич Федоров, канд. техн. наук;
Виктор Николаевич Ермолин

УДК 621.778

С.А. Гаврилов *(Московский государственный университет машиностроения "МАМИ", Технологический институт),*
М.А. Зинин *(ОАО "НПП "Респиратор", г. Орехово-Зуево, Московская обл.)*

Применение эффекта безызносности при синтезе металлоплакирующих смазок для экстремальных условий трения

Проведены экспериментальные исследования перспективного метода комбинированного волочения заготовок из авиационных материалов с использованием инструмента со сферическими деформирующими элементами и инновационной металлоплакирующей присадки, реализующей фундаментальный физический "эффект безызносности Гаркунова–Крагельского". Установлено, что эффект безызносности положительно влияет на контактные процессы холодной пластической деформации, уменьшая силу обработки и повышая ее качество по параметру шероховатости обработанной поверхности.

Ключевые слова: эффект безызносности; авиационные материалы; волочение; избирательный перенос; кондиционер металла; цветные сплавы; металлургия.

The experimental researches of perspective method of combined rod drawing of aircraft materials by tool with spherical deforming elements with the use of metal cladding additive, realizing fundamental physical "Garkunov–Kragelsky zero wear effect" are presented. "Zero-wear effect" have favorably influence for contacts processes of cold plastic deformation, minimizing force of machining and improve quality of surface is ascertained.

Keywords: zero-wear effect; aircraft materials; drawing; wear-free transfer; metal conditioner; non-ferrous alloys; metallurgy.

В работах [1, 2] рассмотрено влияние свойств триботехнического состава "Валена" (пат. 2277579 РФ), реализующего фундаментальный физический "эффект безызносности Гаркунова–Крагельского", на характеристики методов комбинированного волочения наружных поверхностей и дорнования (прошивания) отверстий инструментами с регулярным микрорельефом воздействующей поверхности.

Исследования показали, что применение маслорастворимого медесодержащего кондиционера металла "Валена" в металлообработке позволяет существенно снизить удельную силу обработки более чем на 25 % при волочении штоков из углеродистой стали марки Ст3 (143 НВ) и на 62...23 % снизить удельную силу при дорновании отверстий осесимметричных втулок из латуни марки ЛС59 (155 НВ); в свою очередь производительность обработки (в виде увеличения степени деформации) и качество обработанной поверхности по параметру шероховатости могут быть повышены в среднем в 2 раза и более.

Дополнительно было установлено, что обработка металлических материалов холодной пластической деформацией (в частности при волочении углеродистых сталей марок Ст3 и 45) может сопровождаться избирательным переносом, а именно образованием тонкой защитной сервовитной медной пленки (на рабочих поверхностях обрабатывающего инструмента и заготовках), обладающей уникальными трибологическими свойствами.

В дополнение к полученным результатам были проведены расширенные экспериментальные исследования перспективных методов комбинированного волочения авиационных материалов в экстремальных условиях трения. В качестве обрабатывающего инструмента применяли фильеру (рис. 1) со сферическими деформирующими элементами из закаленной стали марки ШХ15 (59 HRC) диаметром 7,104 мм. Такой инструмент спроектирован для имитации трения–качения (и/или трения–скольжения, в зависимости от условий контактирования), и соответственно, обработка данным инструментом является своего рода "технологической машиной трения". Число деформирующих элементов – 12, диаметр рабочего канала фильеры по вершинам элементов в сборе 21,47 мм. Для наглядности схема контактного взаимодействия сферических деформирующих элементов инструмента и цилиндрических заготовок приведена на рис. 2, а ее аналитическое описание представлено в работе [3].

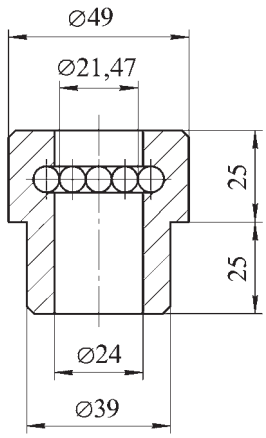


Рис. 1. Конструкция экспериментальной сборной фильеры со сферическими деформирующими элементами

В качестве экспериментальных образцов-заготовок

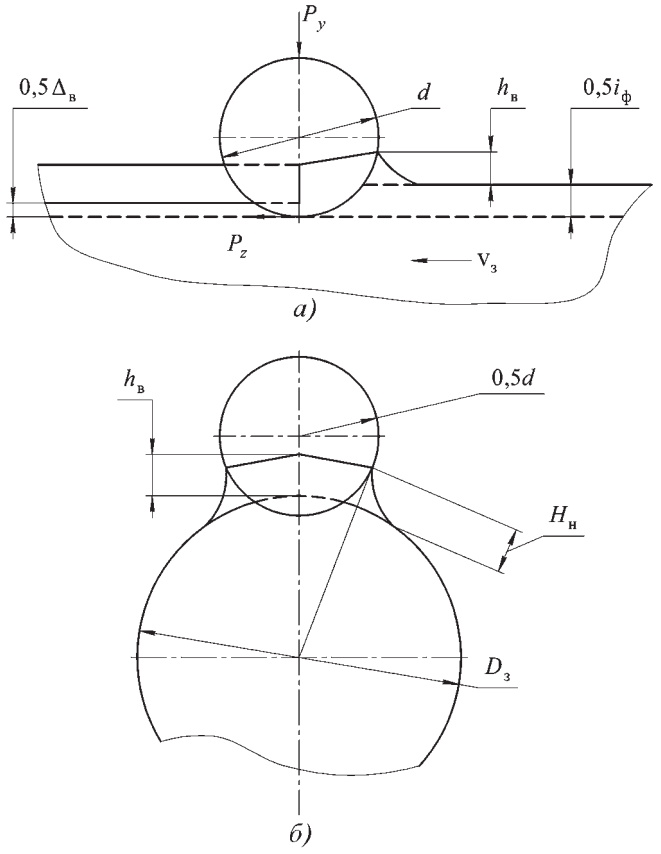


Рис. 2. Расчетная схема очага деформации при контакте сферического деформирующего элемента и цилиндрической заготовки:
d – диаметр сферического деформирующего элемента; $D_з$ – диаметр обрабатываемой заготовки; $i_ф$ – фактическая абсолютная деформация; P_y – радиальная сила; P – сила обработки; $\Delta_в$ – упругое восстановление поверхности заготовки; $v_з$ – скорость заготовки; $H_н$ – высота наплывов на боковых сторонах заготовки; $h_в$ – высота упругопластической волны впереди сферического деформирующего элемента

применяли цилиндрические штоки из следующих авиационных материалов: труднообрабатываемой коррозионно-стойкой стали марки 12Х18Н10Т (36 HRC) и дюралюминия марки Д1 (121 HB). Номинальная длина обрабатываемой части 150 мм; номинальный диаметр D обрабатываемой части: 21,6; 21,7; 21,8 и 21,9 мм (рис. 3), что позволяет варьировать абсолютной деформацией. Для имитации приблизительно равных условий эксперимента проводили предварительную обработку основной поверхности всех образцов-заготовок: заготовки из

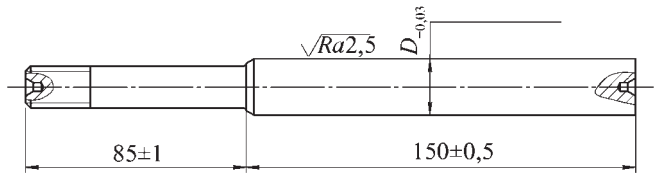


Рис. 3. Эскиз экспериментальных образцов-заготовок

дюралюминия марки Д1 обрабатывали тонким точением с параметром шероховатости поверхности $Ra_з$ = = 0,695...0,939 мкм; партию из стали 12Х18Н10Т обрабатывали черновым шлифованием, $Ra_з$ = 0,33...4,42 мкм. Резьбовая поверхность шейки заготовок предназначена для захвата патроном волочильного приспособления.

В качестве базовой смазки применяли минеральное масло марки И-40 с добавкой металлоплакирующей композиции "Валена", реализующей "эффект безызносного трения". Концентрация присадки K (процентное содержание по объему) составляла 0; 10; 20 и 50 %. Обработку осуществляли на вертикальном гидравлическом прессе мод. ПР-3 при скорости 1 м/мин.

На рис. 4 представлены графические зависимости суммарной силы обработки $F_д$ через фильеру со сферическими элементами заготовок из дюралюминия и коррозионно-стойкой стали от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и концентрации присадки K. Аналитически данные зависимости могут быть представлены в виде выражений, Н/мм:

дюралюминий Д1

$$\begin{cases} F_д\ (K=0\,\%) = -14{,}32 + 68{,}708\, i_ф\ ; \\ F_д\ (K=10\,\%) = -8{,}21 + 53{,}72\, i_ф\ ; \\ F_д\ (K=20\,\%) = -7{,}919 + 56{,}391\, i_ф\ ; \end{cases} \quad (1)$$

сталь 12Х18Н10Т

$$\begin{cases} F_д\ (K=0\,\%) = -30{,}06 + 165{,}602\, i_ф\ ; \\ F_д\ (K=10\,\%) = -18{,}85 + 125{,}188\, i_ф\ ; \\ F_д\ (K=20\,\%) = -15{,}488 + 123{,}3\, i_ф\ ; \\ F_д\ (K=50\,\%) = -20{,}768 + 118{,}374\, i_ф\ . \end{cases} \quad (2)$$

Из выражения (1) следует, что концентрация присадки K = 20 % в рассматриваемом диапазоне абсолютной деформации неэффективна. Однако умень-

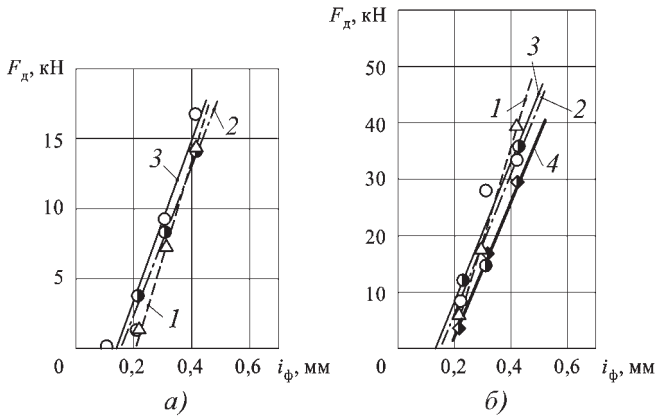


Рис. 4. Зависимость суммарной силы обработки $F_д$ шариковой фильерой от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и концентрации металлоплакирующей присадки K:
а – дюралюминий Д1; *б* – сталь 12Х18Н10Т; *1* – K = 0 %; *2* – 10 %; *3* – 20 %; *4* – 50 %

шение силы обработки возможно при меньшей концентрации $K = 10$ % и большей абсолютной деформации $i_ф > 0{,}4076$ мм.

При волочении заготовок из коррозионно-стойкой стали происходит другая картина силового взаимодействия. Анализ зависимости (2) показал, что при высокой концентрации присадки $K = 50$ % резко снижаются коэффициент трения и, соответственно, суммарная сила обработки.

Введем величину относительного изменения силы обработки по аналогии с работой [4]:

$$\Delta F_д = \frac{F_д(K=0\,\%) - F_д(K \neq 0\,\%)}{F_д(K=0\,\%)} \cdot 100\,\%, \qquad (3)$$

где $F_д(K=0\,\%)$ и $F_д(K \neq 0\,\%)$ – суммарные силы обработки (при равной абсолютной деформации) при содержании и отсутствии в масле И-40 металлоплакирующей присадки соответственно.

Другой оценочный параметр, также по аналогии с работой [4], характеризует производительность обработки в виде относительного изменения (повышения) степени деформации:

$$\Delta i_ф = \frac{i_ф(K \neq 0\,\%) - i_ф(K=0\,\%)}{i_ф(K=0\,\%)} \cdot 100\,\%, \qquad (4)$$

где $i_ф(K=0\,\%)$ и $i_ф(K \neq 0\,\%)$ – абсолютная деформация при равной силе обработки, а также при отсутствии и наличии металлоплакирующей присадки в базовом масле соответственно.

Для более объективной оценки выражения (2) построены зависимости относительного процентного уменьшения силы обработки $\Delta F_д$ от фактической абсолютной деформации и относительного процентного увеличения производительности обработки (при $K = 50$ %) в виде повышения степени деформации $\Delta i_ф$ при равной силе волочения $F_д$ (рис. 5); при этом шкала абсолютной деформации при $K = 0$ % введена для наглядности, т.е. графическая зависимость (на рис. 5, *б*) показывает, на сколько процентов возможно увеличение степени деформации при концентрации $K = 50$ % и равной абсолютной деформации по отношению к обработке без присадки ($K = 0$ %).

Используя оценки-выражения (3) и (4) совместно с графическими зависимостями (см. рис. 5), можно сделать следующие выводы: в рассматриваемом диапазоне абсолютной деформации возможно снижение суммарной силы обработки до 26,89 %, а производительность процесса волочения в виде увеличения степени деформации возможно повысить до 20,2 % (для стали 12Х18Н10Т).

В процессе обработки фильерой со сферическими деформирующими элементами (см. рис. 1) на заготовках формируются 12 выдавленных (стружкоразделительных) канавок (для последующей обработки чистовым режущим инструментом, или как формообразование фасонных поверхностей). После измерения шероховатости дна выдавленных канавок построены зависимости коэффициента уточнения по параметру шероховатости от фактической абсолютной деформации и концентрации металоплакирующего кондиционера в базовом масле И-40 (рис. 6).

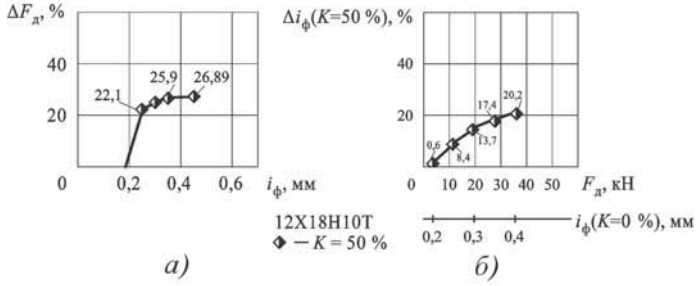


Рис. 5. Зависимости относительного процентного уменьшения суммарной силы обработки $\Delta F_д$ от фактической абсолютной деформации $i_ф$ (*а*) и увеличения производительности обработки в виде повышения степени деформации $\Delta i_ф$ (*б*)

Коэффициент уточнения по параметру шероховатости определяется по формуле:

$$K_у(Ra) = \frac{Ra_з}{Ra_д}, \qquad (5)$$

где $Ra_з$ и $Ra_д$ – параметр шероховатости поверхности до и после волочения, или условно образцов-заготовок и образцов-деталей соответственно.

Для дюралюминиевого сплава (см. рис. 6, *а*) в области абсолютной деформации $i_ф < 0{,}2$ мм возможно повышение качества по шероховатости приблизительно в 5 раз (при $K = 10$ %); при $i_ф > 0{,}2$ мм шероховатость обработанной поверхности незначительно уменьшает-

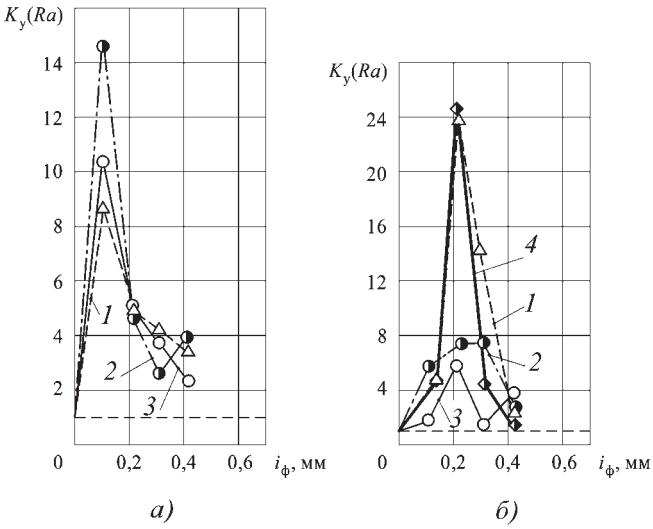


Рис. 6. Зависимость коэффициента уточнения $K_у(Ra)$ по параметру шероховатости поверхности дна выдавленных канавок от фактической абсолютной деформации $i_ф$ и концентрации металлоплакирующей присадки K:

а – дюралюминий Д1; *б* – сталь 12Х18Н10Т; *1* – $K = 0$ %; *2* – 10 %; *3* – 20 %; *4* – 50 %

Рис. 7. Детали из дюралюминия марки Д1 после обработки с металлоплакирующей присадкой (K = 10 %)

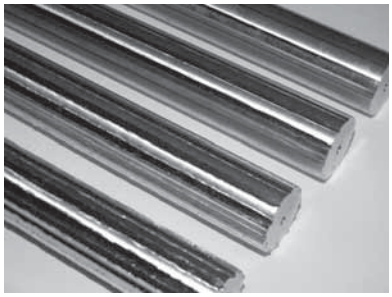


Рис. 8. Выдавленные канавки и пластическая волна на заднем торце в конце обработки деталей из дюралюминия марки Д1 (K = 20 %)

Рис. 9. Скол на заднем торце в конце обработки на деталях из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т при обработке в среде минерального масла И-40 при $i_ф$ > 0,4 мм

ся, что связано с хрупкостью и последующим образованием чешуек данного материала. Для коррозионно-стойкой стали (см. рис. 6, *б*) также возможно повышение качества при обработке с присадкой, однако в этом случае сложно определить наиболее эффективную из рассматриваемого диапазона концентрацию присадки, что связано с большим интервалом исходной шероховатости материала.

Образцы-детали после обработки приведены на рис. 7–11; обрабатывающий инструмент (фильера) показан на рис. 12. "Наплывы" на краях выдавленных канавок (в конце обработки) в общем случае представляют собой пластическую волну.

По результатам многочисленных теоретических и экспериментальных исследований, в подобных волнообразованиях преобладают напряжения растяжения. В пользу данного эффекта свидетельствуют разрушения "наплывов" на образцах из дюралюминия при большой абсолютной деформации (см. рис. 7, 8). Дополнительно, минимизированием силы обработки за счет использования металлоплакирующей присадки исключается появление деформационных сколов (см. рис. 9) на заднем торце у деталей из коррозионно-стойкой стали (см. рис. 10 и 11).

Рис. 10. Детали из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после обработки в среде масло И-40 + 50 % металлоплакирующей присадки

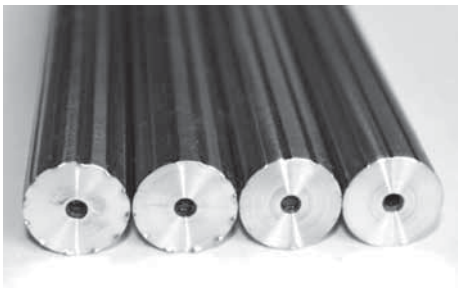


Рис. 11. Пластическая волна на заднем торце деталей из стали 12Х18Н10Т после обработки в среде масло И-40 + 50 % металлоплакирующей присадки

Рис. 12. Фильера со сферическими деформирующими элементами

Аналогичные высокие результаты получены при дорновании (прошивании) отверстий партии осесимметричных втулок из дюралюминия Д1 (121 НВ) инструментами (дорнами) с различными типами регулярного микрорельефа. Обработку выполняли на испытательной машине при скорости дорнования 0,05 м/мин. Абсолютную деформацию на диаметр отверстия варьировали в диапазоне 0,1...0,4 мм. В качестве базовой смазки также применяли индустриальное масло марки И-40 с добавкой металлоплакирующей композиции "Валена". Процентное содержание присадки по объему составляло: 0; 10 и 20 %.

Установлено следующее: удельная сила обработки снижается на 22...39 %. Кроме того, аналогично работе

[4] при волочении углеродистой стали Ст3, наблюдается интенсивный рост динамического эффекта по снижению силы обработки по мере увеличения степени деформации, что объясняется аккумуляцией большого количества металлоплакирующей смазки в канавках регулярного микрорельефа. Существенное повышение производительности обработки в виде увеличения степени деформации и качества обработанных отверстий также имеет место при реализации "эффекта безызносного трения".

Таким образом, доказано, что применение фундаментального физического "эффекта безызносности" позволяет значительно повысить качество и производительность обработки металлических материалов пластической деформацией, а выполненные исследования расширяют информационную базу для системного параметрического синтеза [5] принципиально новых методов комбинированной деформирующей обработки [6–8]. Следующий этап совершенствования данных технологий – обработка в условиях противодавления металлоплакирующих смазок по канавкам регулярного макро- и микрорельефа поверхности инструмента (пат. 2063861, 2261781 РФ).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Improvement** in hybrid drawing by a tool with regular microgeometry on the basis of metal-coating additives / A.V. Shchedrin, D.N. Garkunov, E.A. Mel'nikov // Russian engineering research. 2011. Vol. 31. № 4. P. 365–368.

2. **Influence** of metal-cladding additive Valena on combined machining / M.A. Zinin, S.A. Gavrilov, A.V. Shchedrin et al. // Russian engineering research. 2011. Vol. 31. № 9. P. 880–884.

3. **Контактное** взаимодействие сферического деформирующего элемента и цилиндрической заготовки в методах комбинированного волочения / С.А. Гаврилов // Материалы IV Российской конференции молодых ученых и специалистов "Будущее машиностроения России": сб. тр. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. 332 с.

4. **Повышение** качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин, С.А. Гаврилов, В.В. Ерохин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 21–25.

5. **Трибология** как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов / А.В. Щедрин, В.В. Ульянов, Н.Ю. Чихачева и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20.

6. **Efficient** hole broaching with regularized surface microgeometry of the deforming elements / A.V. Shchedrin, V.V. Ul'yanov, A.A. Bekaev et al. // Russian engineering research. 2009. Vol. 29. № 9. P. 911–915.

7. **Improving** the use lubricants and coolants fluids in machining / A.V. Shchedrin, V.V. Ul'yanov, A.A. Bekaev // Russian engineering research. 2006. Vol. 26. № 10. P. 38–39.

8. **Bauschinger** effect in complex machining methods / A.V. Shchedrin, V.V. Ul'yanov, A.A. Bekaev et al. // Russian engineering research. 2008. Vol. 28. № 8. P. 797–799.

Станислав Александрович Гаврилов, канд. техн. наук, FUEL7@yandex.ru;
Михаил Александрович Зинин

Памяти
Анатолия Ивановича Капустина

С глубоким прискорбием сообщаем о кончине А.И. Капустина.

Анатолий Иванович родился 9 сентября 1932 г. в Ленинграде. После окончания школы № 157 г. Ленинграда в 1950 г. поступил в Ленинградский военно-механический иститут. Затем работал на заводе им. К. Либнехта, пройдя путь от помощника мастера до главного технолога завода.

Работая в крупнейшем научно-исследовательском институте, ныне ГНПП "Темп" (г. Москва), сначала заместителем директора, затем генеральным директором, А.И. Капустин вложил много сил и энергии в становление и развитие отрасли боеприпасов и спецхимии. В последнее время работал главным научным сотрудником ГНПП "Темп".

Анатолий Иванович – один из крупнейших технологов в области заготовительных производств, имел большое количество опубликованных работ и изобретений. А.И. Капустин был активным членом редакционного совета нашего журнала.

Анатолий Иванович Капустин дважды награжден орденом Трудового Красного Знамени, многими медалями.

А.И. Капустин в детстве пережил блокаду Ленинграда, что сказалось на его здоровье.

Память об Анатолии Ивановиче надолго сохранится в наших сердцах.

УДК 621.762.03/05, 621.315.55/58

А.И. Рудской, О.В. Толочко *(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет)*

Порошковые нанокомпозиционные материалы на основе меди для электротехнического применения

Представлены новые методы получения нанокомпозиционных порошковых материалов на основе меди, упрочненной оксидом алюминия и углеродными нановолокнами. Показана возможность получения плотных композиционных материалов систем медь–оксид алюминия и медь–углеродные нановолокна для электротехнического применения. Изучена структура и свойства композиционных материалов, проведено сравнение физико-механических свойств полученных материалов со свойствами промышленных аналогов.

Ключевые слова: медь; дисперсно-упрочненные композиционные материалы; углеродные нановолокна; оксид алюминия; прочность; твердость; электропроводность.

The new methods to synthesize copper-based composite powders are presented. Hybrid composite materials of full density strengthened by carbon nanofibers and gamma alumina for applications in electrical engineering are produced by powder metallurgy route. Structure, physical and mechanical properties of composite materials are studied and compared with the same properties of modern commercial materials.

Keywords: copper; dispersion strengthened composite materials; carbon nanofibers; alumina; strength; hardness; electric conductivity.

Медь, ее соединения и сплавы находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Сочетание высокой электрической проводимости и прочностных свойств делает медные сплавы незаменимыми в качестве материалов для электротехники и сварочного производства. Эти сплавы широко используются, в частности, для производства электродов контактной сварки, токоподводящих наконечников электродуговой сварки, сопел плазменных горелок, материалов для скользящих электрических контактов и т.д. Для данной области применения материалу необходимы высокие прочность, жаропрочность, износостойкость, твердость при одновременно высоких значениях электро- и теплопроводности, что является достаточно сложной задачей.

Традиционным подходом является использование литых низколегированных медных сплавов, которые можно применять без термической обработки; они легируются компонентами, входящими в твердый раствор на базе кристаллической решетки основного металла (двойные кадмиевые и теллуровые, а также низколегированные серебряные бронзы, тройная серебрянокадмиевая бронза и др.) [1].

В другой группе сплавов упрочнение достигается за счет выделения дисперсных фаз при использовании комплексной термической обработки – закалки на пересыщенный твердый раствор с последующим упрочняющим отпуском или старением (хромовые, никелевые, кобальтовые и циркониевые бронзы) [2, 3].

Часто для дополнительного упрочнения применяют механическое деформирование (нагартовка); введение в сплав компонентов, образующих уже в процессе кристаллизации более твердую фазу в виде сетки по границам зерен основной фазы или скелетообразного каркаса в дендритной структуре. Дополнительное упрочнение сплавов в каждом из указанных случаев (за исключением литейных материалов) может быть достигнуто применением термомеханической обработки, формирующей устойчивую субструктуру.

Несмотря на то что выделение мелкодисперсных частиц из твердого раствора значительно упрочняет медный сплав, длительная эксплуатация таких сплавов, при температурах выше температуры старения, приводит к росту частиц и разупрочнению. Температуры разупрочнения этих сплавов обычно не превышают 500 °С при относительной электропроводности до 90 % (обычно 75...85 %) от чистой меди.

Однако все чаще требуется сохранение свойств материала до 0,8...0,9 от температуры плавления. Таким требованиям отвечают дисперсно-упрочненные материалы, полученные методами порошковой металлургии. Дисперсно-упрочненные материалы – это композиционные материалы, содержащие высокодисперсные, равномерно распределенные на заданном расстоянии одна от другой частицы, не взаимодейст-

вующие активно с матрицей и заметно не растворяющиеся в ней вплоть до температуры плавления. Такие фазы искусственно вводятся в сплавы на одной из технологических стадий их получения [4].

В частности, дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе меди сохраняют сочетание высоких механических свойств и электропроводности вплоть до температур, близких к температуре плавления матрицы. Повышение комплекса физико-механических характеристик медных сплавов для электротехнического применения обеспечит необходимую эксплуатационную надежность и существенное увеличение ресурса работы деталей машин и инструментов, которые работают при все более возрастающих нагрузках, температурах, давлениях, в условиях агрессивных внешних сред. Обеспечение стабильных эксплуатационных характеристик изделий может быть достигнуто путем создания новых композиционных материалов, в том числе и с модифицированной структурой.

Для упрочнения медных сплавов в качестве упрочняющей фазы часто используются оксиды металлов, например, оксид алюминия [5–7]. Очевидно, что основное влияние на механические свойства этих материалов оказывают такие параметры, как размер включений, степень гомогенности структуры, состав и чистота материала медной матрицы. Процесс литья имеет серьезные ограничения для получения композиционных материалов с гомогенным распределением мелкодисперсных частиц оксидов. В связи с этим в последнее время порошковую металлургию рассматривают как наиболее перспективное направление для получения дисперсно-упрочненных материалов с гомогенной структурой.

Большое внимание уделяется процессу внутреннего окисления, который считается наиболее удобным для получения нанопорошков состава $Cu–Al_2O_3$. Размер частиц Al_2O_3 в порошках на основе меди, по данным различных зарубежных авторов, колеблется от 3 до 12 нм, от 10 до 100 нм и даже до 1000 нм. При этом достигается высокая однородность в распределении частиц.

Оптимальным процессом с высоким выходом продукта является комплексное использование методов механического легирования с внутренним окислением [8]. Однако при получении таких материалов методом "внутреннего окисления" применяют длительные, технологически сложные окислительно-восстановительные отжиги с использованием водорода и других защитных и восстановительных атмосфер. Этим обусловлен основной недостаток указанных материалов – их высокая стоимость.

Другой широко применяемый класс гибридных материалов на основе меди – порошковые материалы системы медь–графит. Эти материалы используются, в основном, как антифрикционные материалы и материалы для скользящих электрических контактов [9], но имеют довольно низкий срок службы, невысокую износостойкость и твердость поверхности.

В последние годы установлено, что одним из возможных способов улучшения свойств порошковых материалов системы медь–графит является создание композиционных материалов на основе *углеродных нанотрубок* (УНТ) или *нановолокон* (УНВ) [10–13]. Проблема приготовления хорошей дисперсии наноуглеродных материалов в металле существенно осложняет эту задачу. УНВ и УНТ при контакте образуют прочные пучки, которые удается разделить только в результате многоэтапных и трудоемких процессов кислотной функционализации, ультразвуковой обработки, перемешивания с металлом и последующего испарения жидкости. Однако эта проблема не решается путем тщательного перемешивания наноматериалов и меди.

Основной целью работы является создание новых дисперсно-упрочненных гибридных материалов на основе меди для электротехнического применения, обладающих повышенным комплексом функциональных свойств. Для этого решали следующие задачи: получение композиционных порошков медь–оксид алюминия методом спрейной сушки водных растворов, содержащих требуемые компоненты сплава; получение однородной дисперсии углеродных нанотрубок и нановолокон непосредственно на поверхности порошка сплавов меди методом осаждения из газовой фазы; получение образцов компактных дисперсно-упрочненных материалов методами порошковой металлургии; исследование их структуры и свойств.

Материал и методика проведения исследований. В качестве исходного материала для приготовления композиционных порошков было предложено использовать водорастворимые соли меди и алюминия – $Cu(NO_3)_2 3H_2O$ и $Al(NO_3)_3 9H_2O$ марки ХЧ.

Процесс приготовления порошка включал в себя следующие стадии:

1) приготовление 50%-ного водного раствора солей, содержащих соли ($Cu(NO_3)_2 3H_2O$) и ($Al(NO_3)_3 9H_2O$);

2) спрейная сушка водного раствора горячим воздухом;

3) окислительный отжиг в целях разложения солей и получения соответствующих оксидов;

4) восстановление оксидного порошка водородом.

При получении исходного раствора соотношение концентраций соответствующих солей в водном растворе рассчитывали в соответствии с требуемым содержанием металлических компонентов получаемого сплава.

Для материалов Cu–C в качестве матрицы использовали медный порошок марки ПМС-1, который в данном случае являлся катализатором. Химический состав медного порошка приведен в табл. 1.

Синтез УНТ и УНВ осуществляли методом химического осаждения из газовой фазы (CVD) при атмосферном давлении. В качестве источника углерода был выбран ацетилен в связи с его невысокой температурой разложения. Синтез УНТ/УНВ проводили следующим образом: керамическую лодочку с мед-

1. Химический состав медного порошка ПМС-1, % мас.

Cu	Fe	Pb	As	Sb	O_2	SO_4^{-2}	Прокаленный остаток	Влага
99,5	≤ 0,02	≤ 0,05	≤ 0,003	≤ 0,005	≤ 0,2	≤ 0,01	≤ 0,04	≤ 0,05

ным порошком помещали в проточный реактор и нагревали до температуры синтеза в атмосфере аргона. После этого аргон замещался водородом для восстановления поверхности частиц. Через 5 мин в реактор добавлялся ацетилен. После определенного времени синтеза (5; 10; 15 или 20 мин) водородно-ацетиленовый поток замещался аргоном и образец перемещался в холодную зону реактора для охлаждения в течение 10...20 мин.

Компактирование образцов проводили методом одноосного прессования с различным давлением от 70 до 1000 МПа и последующего спекания при температуре 950 °С в течение 1 ч. Для исследования были приготовлены образцы с содержанием углерода 1; 3; 5; 7 и 10 % мас. Для сравнения были также приготовлены образцы системы медь–графит (по ГОСТ 26719–85), полученные путем прямого смешивания коммерческих порошков меди и графита.

Исходные образцы для экструзии получали методом холодного одноосного прессования. Образцы имели цилиндрическую форму высотой до 60 мм и диаметром 182 мм. Спекание после прессования проводили в атмосфере водорода в нагревательной электрической печи с защитной атмосферой. Нагрев под экструзию осуществляли в предварительно нагретой электропечи с воздушной атмосферой в графитовых засыпках. Экструзию проводили с уменьшением площади 92 %. Основные экспериментальные параметры – температуру спекания образцов и нагрев под экструзию – варьировали.

Электронно-микроскопические исследования выполняли с помощью растрового микроскопа (Leo DSM 982 Gemini и JEOL JSM-7500F), а рентгеноструктурный анализ – на дифрактометре D8 Advance Bruker в CuK_α (40 кВ, 40 мА) монохроматизированном излучении. Термогравиметрический анализ (ТГА) осуществляли при скорости нагрева 10 °С/мин и при пропускании воздуха 40 см^3/мин в корундовых тиглях в анализаторе Netzsch STA 449C. Для ТГА использовали образцы чистого исходного порошка и образцы гибридного материала массой (12 ± 1) мг.

Исследования микроструктуры образцов выполняли на металлографическом микроскопе МИМ-10 с использованием травленных и нетравленных образцов. Травление проводили в водном растворе аммиака и перекиси водорода. Форму частиц исходного порошка определяли методом растровой электронной микроскопии, а их размер – на установке Fritsch Particle Sizer ANALYSETTE-22.

Размер и концентрацию оксида алюминия исследовали на малоугловой рентгеновской установке с коллимацией по-Кратки на MoK_α-излучении. Регистрацию рассеянного излучения осуществляли с помощью сцинтилляционного счетчика. Исследованный диапазон углов рассеяния составлял 1...50′. Для повышения интенсивности рассеяния и получения более надежных результатов этот диапазон проходили при трех различных коллимациях установки: с высотой пучка от 6 до 60 мкм.

После этого проводили вычитание инструментального фона и "сшивание" участков кривых, снятых при разных коллимациях. Величина фона практически для всей интегральной кривой не превышала 1 %. Абсолютную интенсивность пучка определяли для случая наиболее высокого пучка методом фильтров и комбинацией щелей. Пересчитанная для всей кривой абсолютная интенсивность пучка составляла $2\cdot10^6$ имп./с. Электронная плотность частиц оксида алюминия 10^{24} эл./см^3, а меди – $4{,}1\cdot10^{23}$ эл./см^3.

Испытания механических свойств проводили на машине Р-5 после экструзии на цилиндрических образцах диаметром 5 мм и длиной 200 мм. Длина базы измерений 100 мм. Микротвердость образцов определяли на приборе Micromet-2 с поверхности предварительно подготовленного микрошлифа.

Результаты исследований и их обсуждение. ***Получение порошковых материалов медь/оксид алюминия.*** Метод получения композиционного порошка подробно рассмотрен в [14]. После спрейной сушки получены рентгеноаморфные частицы диаметром 20...80 мкм. Внутри большинства полученных частиц наблюдаются пустоты, образование которых может быть объяснено внутренней усадкой капель в процессе сушки. Температуру термической обработки исходных частиц определяли по данным термогравиметрического анализа.

На кривых ТГА наблюдаются два участка уменьшения массы образца: при температурах 100...120 °С происходит выделение избыточной влаги, и при температурах 230...250 °С – разложение солей и образование оксида меди. При температурах, превышающих 250 °С, не происходит никаких превращений, связанных с изменением массы материала. Также по данным рентгеновского анализа, при нагреве выше этой температуры порошок целиком состоит из оксида меди. Такое исследование позволило определить режим термической обработки, гарантирующий получение оксидного порошка – 400 °С с выдержкой в течение 3 ч.

Восстановление оксидного порошка проводили при температуре 250 °С в течение 2 ч. Частицы после восстановления слегка агломерированы и имеют дендритную структуру (рис. 1, *а*), поверхность частиц по-

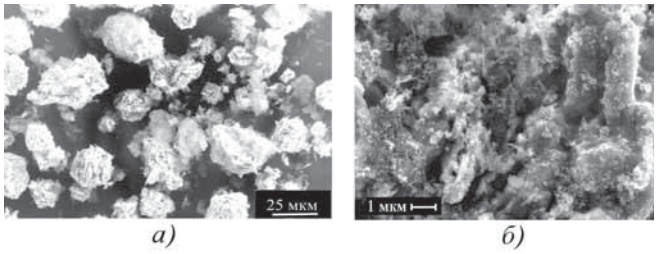


Рис. 1. Микрофотографии частиц порошка, полученного после низкотемпературного восстановления (*а*), и поверхности частиц после низкотемпературного восстановления (*б*)

ристая (рис. 1, *б*). При увеличении содержания оксида алюминия агломерация восстановленных порошков несколько уменьшается. Это приводит, в том числе, и к уменьшению насыпной плотности от 1,6 до 1,4 г/см^3 для порошков, содержащих 1,12 и 0,56 % мас. Al_2O_3 соответственно.

Для того чтобы определить размер и фазовый состав частиц оксида алюминия, восстановленный порошок был растворен в 20%-ном растворе азотной кислоты. Фотографии полученного осадка представлены на рис. 2 [14]. По результатам рентгеновского анализа после термообработки порошка при 400 °С в течение 3 ч осадок оксида алюминия имеет аморфную структуру. Структура оксида алюминия была сформирована путем повторной термической обработки. Рентгенофазовый анализ показал, что γ-модификация оксида алюминия начинает формироваться только при повторной термической обработке оксидного порошка при температурах, превышающих 750 °С.

Таким образом, использованный метод термического восстановления солей позволяет получить композиционные порошковые материалы Cu + γ-Al_2O_3, состоящие из агломерированных частиц размером 20...80 мкм с включениями оксида алюминия размером 20...30 нм. Метод получения обусловливает высокую чистоту медной матрицы и равномерное распределение упрочняющих частиц оксида алюминия.

Синтез порошковых материалов медь/углеродные нановолокна. Синтез углеродных наноматериалов на поверхности медных частиц проводили в диапазоне температур от 570 до 820 °С в течение 10 мин при соотношении водорода и ацетилена, равном 8,3/1 и 1/15. Подробно кинетика роста углеродных нановолокон на поверхности медных частиц рассмотрена в [15, 16].

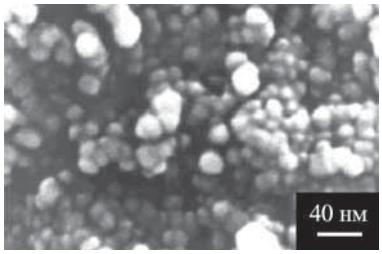


Рис. 2. Микрофотография упрочняющих наночастиц оксида алюминия

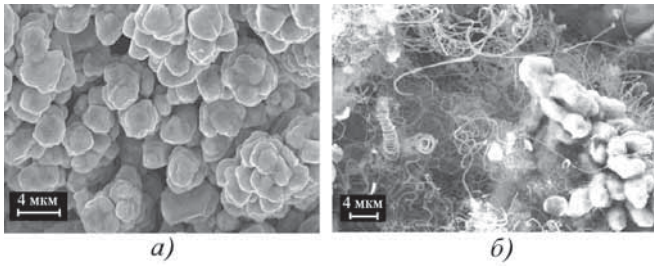


Рис. 3. Микрофотографии исходных медных частиц (*а*) и медных частиц после синтеза углеродных наноматериалов при температуре 765 °С (*б*)

Установлено, что при температурах ниже 650 °С углеродные наноструктуры в порошке не обнаружены, углерод выпадает в виде сажи или графита. При увеличении температуры до 680 °С наблюдаются отдельные углеродные нановолокна среднего диаметра до 200 нм при общем содержании углерода до 16 % мас. Относительное содержание углеродных наноструктур при повышении температуры описывается кривой с максимумом. При температуре выше 800 °С количество углерода, выделившегося на медном порошке, уменьшается до 1 %, что, вероятно, связано с некаталитическим распадом ацетилена в газовой фазе.

На рис. 3 представлены микрофотографии сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) исходного медного порошка и порошка, обработанного при температуре 765 °С с расходом 30 см^3/мин ацетилена и 260 см^3/мин водорода. Медные частицы равномерно покрыты наноструктурами со средней длиной около 10 мкм. Исследования на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) показали, что углеродные наноструктуры представляют собой волокна диаметром до 100 нм.

Для изучения влияния углеродных нановолокон на свойства медного композиционного материала на следующем этапе работы были проведены параллельные исследования образцов с различной концентрацией двух видов добавок: нановолокон и графита.

Получение компактных образцов. Перед спеканием образцов медь–углеродные нанотрубки было исследовано влияние концентрации нановолокон и графита на относительную плотность образцов при прессовании и спекании в целях определения наилучших режимов синтеза, а также для сравнения технологических свойств полученных порошков с порошками, изготовленными по традиционной технологии. Основные кривые прессования для образцов, содержащих 5 и 10 % мас. углеродного материала, приведены на рис. 4, *а*. На рис. 4, *б* показаны зависимости относительной плотности образцов от содержания углерода.

Из рис. 4 видно, что при замене графита на УНВ происходит существенное улучшение уплотняемости материала. После спекания в водороде относительная плотность образцов, содержащих углеродные нанотрубки, значительно выше, чем у образцов с графи-

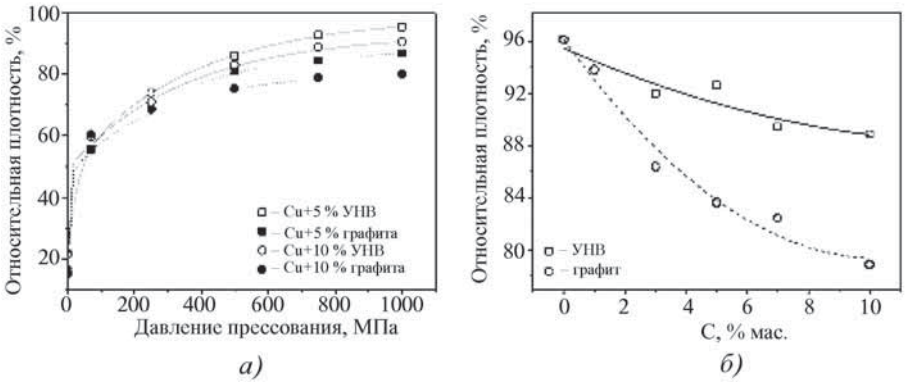


Рис. 4. Изменение относительной плотности образцов в зависимости от давления прессования (*а*) и содержания углерода при давлении 750 МПа (*б*)

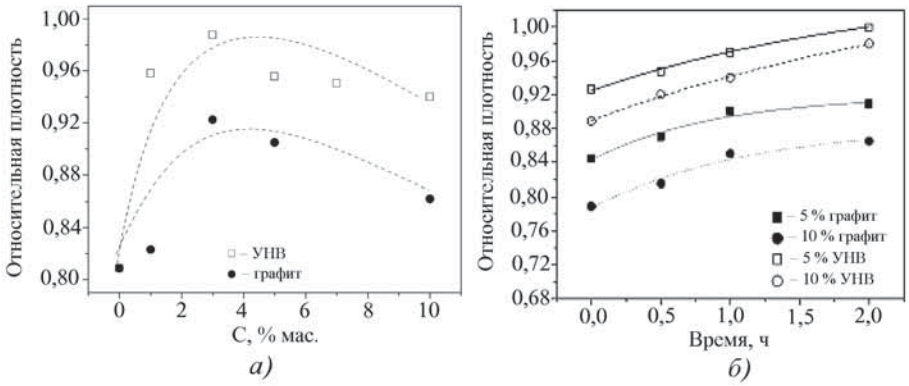


Рис. 5. Изменение относительной плотности образцов от содержания углерода (прессование при 750 МПа, спекание 1 ч, 960 °С) (*а*) и времени спекания (прессование при 750 МПа) (*б*)

том. На рис. 5 приведены зависимости относительной плотности образцов при спекании, спрессованных при давлении 750 МПа, от содержания углерода. Спекание проводили в течение 1 ч при температуре 950 °С.

При малом содержании углерода (до 4 % мас.) относительная плотность образцов значительно увеличивается. Низкая относительная плотность чистой меди связана с перепрессовкой образцов, исходная плотность прессовки при этих давлениях более 96 %. Максимальная плотность образцов чистой меди была получена при спекании после прессования при давлении 350...400 МПа. В случае добавления 3 % мас. углеродных нановолокон после спекания достигается максимальная плотность образцов (99 %). При этом относительная плотность образцов с 3 % мас. графита не превышает 93 %. При повышении содержания углерода относительная плотность снижается, что связано с плохой смачиваемостью углерода медью.

Образцы, содержащие УНВ, имеют более высокую плотность, а падение плотности при увеличении содержания УНВ имеет более плавный характер в связи с лучшей дисперсией углеродных наноструктур в матрице по сравнению с графитом. При увеличении времени спекания относительная плотность образцов возрастает.

На рис. 5, *б* приведены зависимости плотности образцов, спрессованных при давлении 750 МПа, от времени спекания при температуре 950 °С. Таким образом, при увеличении времени спекания до 2 ч, получается материал с плотностью, близкой к теоретической (при содержании 5 % мас. УНВ). При содержании 5 % мас. графита максимальная относительная плотность составила 91 %.

Для определения условий прессования и спекания образцов системы медь–оксид алюминия были проведены эксперименты по изменению плотности образцов при различных давлении прессования и температуре спекания. Типичные кривые изменения плотности при спекании приведены на рис. 6.

Представленные на рис. 6 кривые показывают, что независимо от давления прессования относительная плотность образцов не превышает 90 % от теоретической. При увеличении времени спекания более 1 ч не происходит существенного уплотнения образцов. При повышении температуры спекания до 950 °С конечная плотность образцов не превышает 93 %. Во время спекания наблюдается уменьшение массы образцов вследствие дополнительного восстановления. После спекания в атмосфере водорода при температурах 850...950 °С содержание кислорода в образцах составляло не более

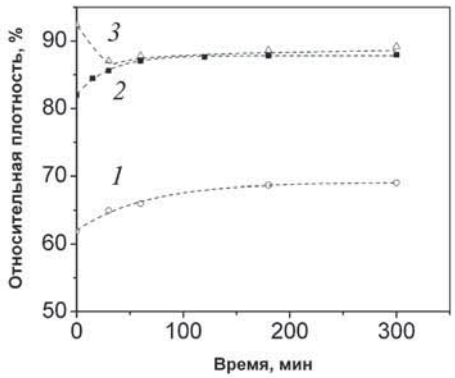


Рис. 6. Относительная плотность сплава Cu–0,56 % мас. Al_2O_3 в зависимости от времени спекания при 850 °С при давлении прессования 156 (*1*), 392 (*2*) и 1005 МПа (*3*)

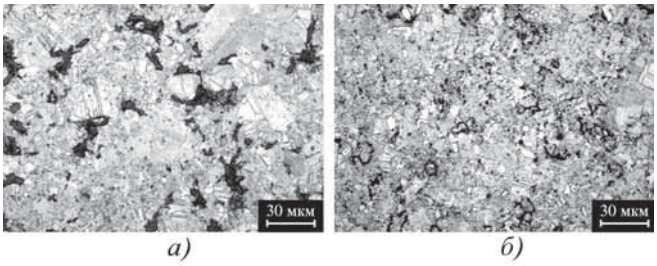


Рис. 7. Микроструктуры спеченных медно-углеродных образцов с 5 % графита (*а*) и 5 % УНВ (*б*)

0,08 % мас. и обычно находилось в интервале 0,02...0,03 % мас.

Плотные образцы дисперсно-упрочненных материалов системы медь–оксид алюминия в виде прутков диаметром 5 мм были получены путем горячей экструзии предварительно спеченных заготовок. После экструзии плотность образцов превышала 98,5 % от теоретической. Размер частиц оксида алюминия, определенный методом малоуглового рассеяния, составлял 30...40 нм.

Структура. Исследования микроструктуры образцов с УНВ и графитом [15] показали, что в образцах с графитом микроструктура представляет собой зерна меди (балл 6–8) с грубыми включениями (рис. 7, *а*). При замене графита на УНВ (рис. 7, *б*) структура становится более мелкозернистой (балл 10–11). Балл зерна определяли по ГОСТ 5639–82.

При прессовании нановолокна заполняют межчастичные поры и располагаются по границам зерен меди, предотвращая рост зерна при спекании. На поверхности излома образца, содержащего углеродные наноструктуры, можно увидеть УНВ (рис. 8). Также отметим, что в образцах, содержащих УНВ, излом более вязкий в отличие от образцов с графитом.

Типичная микроструктура сплавов $Cu–Al_2O_3$ поперек и вдоль направления экструзии представлена на рис. 9. Зерна поперечного сечения до 4 мкм вытянуты вдоль направления экструзии, что должно обусловливать сильную анизотропию свойств. Такая структура остается стабильной после изотермических отжигов в течение 1 ч вплоть до температур 900 °С.

Физико-механические свойства композиционных материалов. Сравнение механических свойств образцов

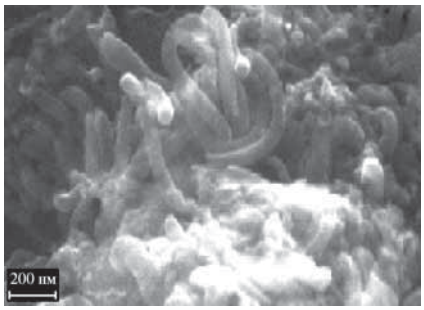


Рис. 8. Углеродные нановолокна в изломе сплава Cu – 5 % УНВ

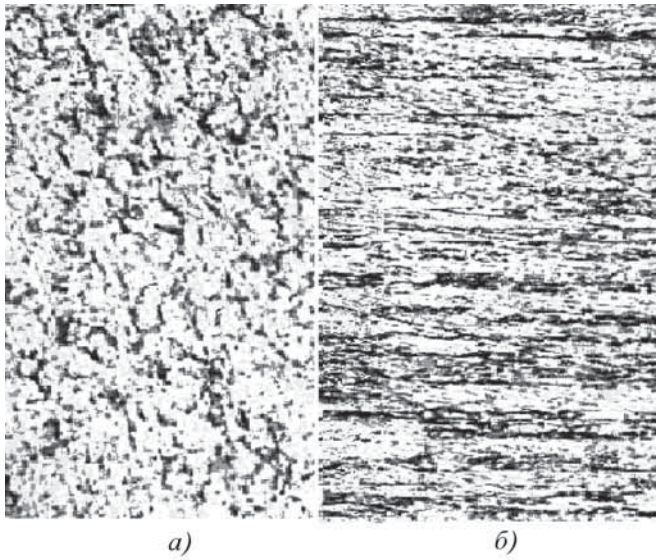


Рис. 9. Типичная микроструктура сплавов $Cu–Al_2O_3$ поперек (*а*) и вдоль (*б*) направления экструзии

сплавов медь/углеродные нановолокна и медь/графит представлено на рис. 10, *а*. Композиционные образцы медь–УНВ показывают существенное увеличение твердости НВ до 600 МПа при содержании 1...3 % мас. УНВ с последующим снижением до 430 МПа при повышении содержания УНВ до 10 % мас. Твердость материалов медь–графит во всем исследованном интервале постоянна в пределах погрешности эксперимента и не превышает 380 МПа при содержании углерода 5 % мас. При этом относительное удлинение сплавов Cu/УНВ во всех случаях более чем в 2 раза выше материалов, изготовленных по традиционной технологии.

Результаты измерения электропроводности представлены на рис. 10, *б*. Электропроводность гибридного материала Cu–УНВ при содержании углерода до 3 % мас. изменяется незначительно и составляет не менее 98 % от электропроводности чистой меди (Международный стандарт по отожженной меди (IACS) – 0,01724 мкОм·м). При увеличении содержания углерода до 10 % мас. электропроводность снижается до 75 % от электропроводности меди, однако это существенно выше, чем электропроводность материалов медь–графит.

В результате исследований можно заключить, что при использовании гибридного порошка, приготовленного по предложенной технологии, добавки до 3 % мас. углерода способствуют существенному повышению прочностных свойств при сохранении высокой электропроводности. По сравнению с медно-углеродными материалами, полученными путем смешивания порошков медь–графит, материал медь–УНВ характеризуется более высоким комплексом физико-механических свойств, причем имеет

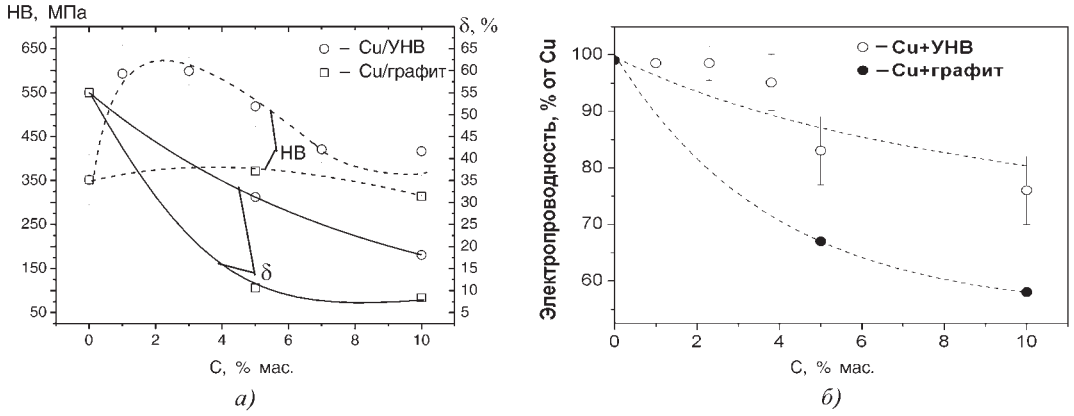


Рис. 10. Зависимости твердости и относительного удлинения при испытании на статический изгиб от содержания углерода для спеченных образцов (*а*) и зависимость электропроводности спеченных образцов медь–углерод от содержания углерода (*б*)

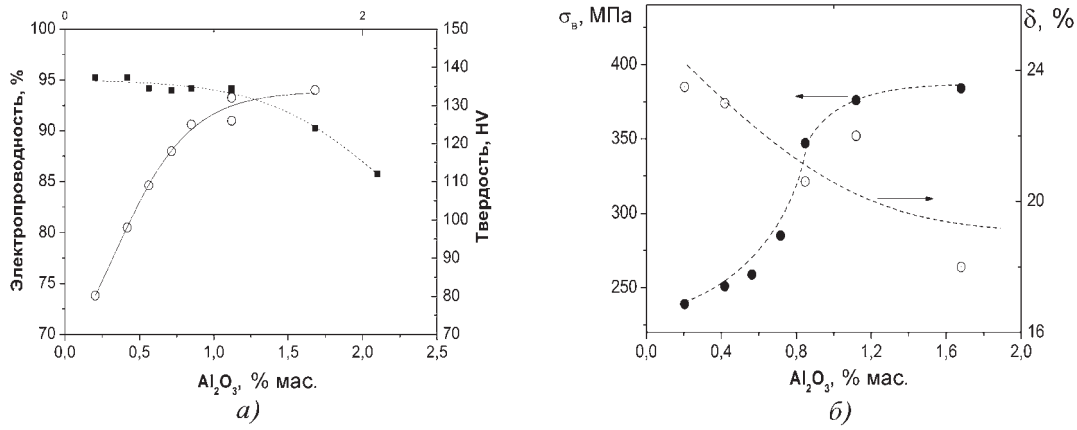


Рис. 11. Изменение электропроводности (■) и твердости (○) (*а*), предела прочности $\sigma_в$ (●) и относительного удлинения δ (○) (*б*) сплавов медь–оксид алюминия в зависимости от содержания оксида алюминия

одновременно повышенные твердость, пластичность и электропроводность.

Механические свойства и электропроводность сплавов медь–оксид алюминия представлены на рис. 11.

В целом электрическое сопротивление во всех случаях превышает 85 % от сопротивления чистой меди. При увеличении содержания оксида алюминия до 1,1 % мас. прочность сплавов возрастает до 370 МПа при относительном удлинении 18...24 %.

Структура сплавов и высокий уровень механических свойств сохраняются и после термической обработки при температурах до 850 °С в течение 1 ч, относительное уменьшение твердости не превышает 20 % для сплавов после экструзии.

Сравнение полученных в работе материалов с коммерческим аналогом, полученным методом внутреннего окисления сплава медь–алюминий, приведено в табл. 2.

Установлено, что полученные в работе материалы обладают сопоставимыми механическими свойствами при лучшем электросопротивлении по сравнению с промышленными аналогами, при этом в коммерческом сплаве содержание оксида алюминия значительно ниже. Последнее может быть связано с высокой чистотой медной матрицы исследованных сплавов (99,95 % мас.) по результатам микроанализа, а также с несколько большим размером включений оксида алюминия (до 40 нм для сплавов, полученных по предлагаемой методике; и до 12 нм для коммерческих сплавов [17], полученных методом внутреннего окисления сплавов медь–алюминий), а также со структурным состоянием оксида алюминия. В промышленных сплавах при внутреннем окислении материал упрочняется частицами альфа-оксида алюминия (корунда), а исследованный материал – частицами гамма-оксида, имеющего существенно более низкий модуль упругости.

2. Сравнение свойств коммерческого сплава C15715 (GlidCop®) с исследованным материалом, содержащим 1,1 % мас. оксида алюминия

Сплав	Электросопротивление, % от Cu	Твердость, HRB	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %
C15715	93	58 (62 прутки)	393	27
Cu – 1,1 % мас. Al_2O_3	96	62	376	22

Заключение. На примере двух групп сплавов на основе меди показано, что современные методы синтеза порошковых материалов позволяют получать нанокомпозиционные порошки, обладающие высокими технологическими характеристиками, с контролируемыми химическим составом и микроструктурой. Композиционные материалы системы медь–гамма-оксид алюминия получены при содержании оксида алюминия до 2,1 % мас. путем спрейной сушки раствора солей с последующей термохимической обработкой полученных порошков.

Размер частиц оксида алюминия, равномерно распределенных в медной матрице, составляет 20...30 нм, чистота меди более 99,95 % мас. Гибридные композиционные порошки медь–углерод получены путем прямого синтеза углеродных нановолокон на поверхности медного порошка из газовой фазы (ацетилен-водородной смеси), что позволяет с высокой точностью контролировать их содержание и структуру, а также гарантирует равномерное распределение по поверхности исходного порошка.

Получение плотных материалов сплавов системы медь–углеродные нановолокна может быть проведено путем простого одноосного прессования с последующим спеканием, а материалов системы медь–оксид алюминия – путем горячей экструзии при относительном сужении 92 %. При этом содержание кислорода в образцах после экструзии не превышает 0,03 % мас.

Полученные материалы имеют существенно более высокую электрическую проводимость по сравнению с промышленными аналогами при сопоставимом уровне механических свойств. При этом для сплавов системы медь–углеродные нановолокна наблюдается одновременное повышение прочности, пластичности и электропроводности по сравнению с материалами системы медь–графит, полученными по ГОСТ 26719–85. Результаты исследования показали, что использование современных технологий синтеза нанокомпозиционных порошковых материалов, а также методов их компактирования позволяет существенно повысить физико-механические свойства и эксплуатационные характеристики материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Isler P., Jacobi H.** Some Facts about Copper and Its Alloys // Swissmetal, UMS Swiss Metalworks Holding Ltd, Bern, 2000. 20 p.

2. **Correia J.B., Davies H.A. and Sellars C.M.** Strengthening in rapidly solidified age hardened CuCr and CuCrZr alloys // Acta Materialia. 1997. V. 45. № 1. P. 177–190.

3. **Li H., Xie S., Wu P., Mi X.** Study on improvement of conductivity of Cu–Cr–Zr alloys // Rare Metals. 2007. V. 26. № 2. P. 124–130.

4. **Groza J. and Gibeling J.** Principles of particle selection for dispersion strengthened copper // Material Science Engineering: A. 1993. V. 171. P. 115–125.

5. **Tian B., Liu P., Song K. et al.** Fabrication of the nanometer Al_2O_3/Cu composite by internal oxidation // Materials Science and Engineering: A. 2006. V. 435–436. P. 705–710.

6. **Solomon R.R., Troxell J.D., Nadkarni A.V.** GlidCop® DSC properties in the temperature range of 20...350 °C // Journal of Nuclear Materials. 1996. V. 233–237. № 1. P. 542–546.

7. **Ritasalo R., Liua X.W., Söderberg O. et al.** The microstructural effects on the mechanical and thermal properties of pulsed electric current sintered Cu–Al_2O_3 composites // Procedia Engineering. 2011. V. 10. P. 124–129.

8. **Ying D.Y., Zhang D.L.** Processing of Cu–Al_2O_3 metal matrix nanocomposite materials by using high energy ball milling // Materials Science and Engineering: A. 2000. V. 286. № 1. P. 152–156.

9. **Иванов В.В.** Физико-химические основы технологии и материаловедение порошковых электроконтактных композитов. Красноярск: ИПЦ КГТУ, 2002. 234 с.

10. **Xia L., Jia B., Zeng J., Xub J.** Wear and mechanical properties of carbon fiber reinforced copper alloy composites // Materials Characterization. 2009. V. 60. P. 363–369.

11. **Barcena J., Maudes J., Coleto J. et al.** Microstructural study of vapour grown carbon nanofiber/copper composites // Composites Science and Technology. 2008. V. 68. P. 1384–1391.

12. **Silvain J.F., Vincent C., Heintz J.M., Chandra N.** Novel processing and characterization of Cu/CNF nanocomposite for high thermal conductivity applications // Composites Science and Technology. 2009. V. 69. P. 2474–2484.

13. **Kim K.T., Cha S.I., Hong S.H.** Hardness and wear resistance of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites // Material Science and Engeeniring: A. 2007. V. 449. P. 46–50.

14. **Lee D.W., Tolochko O., Choi C.J. and Kim B.K.** Aluminum Oxide Dispersion Strengthened Copper Produced by Thermo-Chemical Method // Powder Metallurgy. 2002. V. 45. № 3. P. 267–270.

15. **Кольцова Т.С., Насибулин А.Г., Толочко О.В.** Новые гибридные композиционные материалы медь-углеродные нановолокна // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Сер. "Наука и образование". 2010. № 3 (106). С. 125–130.

16. **Nasibulina L.I., Koltsova T., Joentakanen T. et al.** A novel method to evenly disperse carbon nanotubs and nanofibers in a metal matrix // Carbon. 2010. V. 48. № 15. P. 4559–4562.

17. **Srivatsan T.S., Narendra N. and Troxell J.D.** Tensile deformation and fracture behavior of an oxide dispersion strengthened copper alloy // Materials & Design. 2000. V. 21. № 3. P. 191–198.

Андрей Иванович Рудской, чл.-кор. РАН;
Олег Викторович Толочко, д-р техн. наук,
oleg@ftim.spbstu.ru

УДК 669.1.017:621.78:620.18

В.И. Горынин, С.Ю. Кондратьев*, М.И. Оленин *(ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург, *Санкт-Петербургский политехнический университет)*

Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске

Исследовано влияние температурно-временных параметров на структурные превращения при дополнительном отпуске C–Mn–Si- и Cr–Mo–V-сталей перлитного класса. Показана возможность протекания микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы в структуре сталей в результате дополнительного отпуска после термоулучшения (закалка+высокий отпуск). Установлено, что увеличение дисперсности карбидов в перлитных сталях способствует повышению их сопротивляемости деформированию и разрушению по сравнению с традиционным термоулучшением при сохранении высокого уровня прочности.

Ключевые слова: перлитные стали; механические свойства; микроструктура; термическая обработка; карбидная фаза.

The effect of temperature-time parameters on the structural transformations during the additional tempering of C–Mn–Si and Cr–Mo–V pearlitic steels is investigated. The possibility of occurrence of micro- and nanostructured carbide phase transformation in the steel structure as result of additional tempering after thermal improvement (hardening+high tempering) is shown. It is founded that increase in the dispersion of carbides in pearlitic steels enhances their resistance to deformation and fracture in comparison with thermal improvement while maintaining high level of strength.

Keywords: pearlitic steels; mechanical properties; microstructure; heat treatment; carbide phase.

Низколегированные стали перлитного класса широко применяют в машиностроении, энергетике, судостроении и других отраслях промышленности. При этом предотвращение хрупкого разрушения таких материалов в процессе эксплуатации остается актуальной задачей современного металловедения, особенно учитывая необходимость одновременного повышения их хладостойкости и прочности, обычно имеющих разнонаправленное взаимное влияние. Решение этих вопросов возможно путем оптимизации температурно-временных параметров закалки, высокого основного и дополнительного отпуска в целях получения в структуре минимального размера ферритного зерна, коагуляции и сфероидизации карбидов цементитного типа.

В настоящее время наиболее используемыми являются термоулучшаемые стали со структурой, состоящей из смеси α-фазы, пересыщенной углеродом, и карбида (цементита). Известно, что такие конструкционные стали преимущественно применяют после закалки и высокого отпуска, приводящих к коагуляции карбидной фазы. При этом в структуре сталей образуется пересыщенный феррит. Последний был изучен А.С. Завьяловым в работе "Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах" (Л.: Судпромгиз, 1948. 214 с.), назвавшим его черновитом, а также Г.Н. Филимоновым [1], повысившим в 5–7 раз энергоемкость разрушения микролегированного и сравнительно чистого металла поковок валов диаметром до 1000 мм. Однако возможности легирования и рафинирования на базе традиционного термоулучшения (закалка+высокий отпуск) в значительной степени исчерпаны. Для дальнейшего повышения свойств перлитных сталей необходим систематический анализ влияния температурно-временных параметров *дополнительного отпуска* (ДО) на трансформацию карбидной фазы, сформированной в структуре после высокого отпуска, и, соответственно, на хладостойкость сталей с учетом повышенного уровня прочности. Эта задача и являлась целью исследования в данной работе.

Материал и методика проведения исследований. Исследовали прокат (толщина s = 25 мм) и поковки (∅1000 мм, длина l = 1200 мм) из стали марки 09Г2СА-А, а также заготовки s = 20 мм из крепежной стали марки 25Х1МФ (ЭИ10) (кольцевые поковки ∅ 120 мм, l = 30 мм), применяемой для крепежа реакторов ВВЭР-440. Согласно ГОСТ 23304–78, сталь 25Х1МФ для крепежа энергетических установок имеет $\sigma_{0,2}$ = 666...813 МПа (диаметр заготовки до 200 мм) при условии $KCV^{+20} \geq 59$ Дж/см^2. Отметим, что в случае резьбовых соединений главного разъема корпуса ВВЭР-1000 и ВВЭР-1200 используется сталь марки 38ХН3МФА с $\sigma_{0,2}$ = 882...1078 МПа. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице.

Металлографические исследования выполняли на микрошлифах, полученных в комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ (Германия). Мик-

Фактический химический состав исследованных сталей, % мас. (остальное – Fe)

Марка стали	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	V	Nb	Al	Ti	Mo	Cu	As	N
09Г2СА-А	0,08	1,56	0,60	0,008	0,003	0,10	0,23	0,04	0,05	0,032	0,004	–	–	0,008	0,01
25Х1МФ	0,24	0,54	0,24	0,005	0,010	1,66	0,26	0,19	–	–	–	0,30	0,02	–	–

роструктуру выявляли травлением в течение 2...3 с в спиртовом растворе азотной кислоты: 4 мл NNO_3 и 96 мл C_2H_5OH. Металлографический анализ проводили на световом микроскопе "UNIMET SERIESMR" с цифровой камерой EPSON 3100Z.

Качественный анализ структурно-фазового состояния исследованных сталей состоял в выявлении, оценке и классификации основных структурных составляющих и их характерных элементов методами оптической металлографии.

Количественный анализ структурно-фазового состояния сталей включал в себя:

– оценку относительной доли основных структурных составляющих;

– определение размеров характерных структурных элементов.

Для количественной металлографии использовали металлографический комплекс, оснащенный программой "Image Expert Professional 3.0", которая является графическим анализатором двухмерных изображений металлографических структур.

Ударную вязкость определяли на образцах 11-го типа по ГОСТ 9454–78 при температурах: –60 °С – для стали 09Г2СА-А; +20, –20 и –50 °С – для стали 25Х1МФ. Механические свойства при статических испытаниях на растяжение определяли на пятикратных образцах по ГОСТ 1497–84.

Анализировали морфологические особенности карбидной фазы в зависимости от длительности дополнительного отпуска, используя метод просвечивающей электронной микроскопии. После проведения механических испытаний из половинок образцов вытачивали прутки длиной 20 мм и диаметром 3 мм, из которых на отрезном станке Struers Minitom изготовляли шайбы толщиной 700 мкм, утонявшиеся на шлифовальной бумаге до толщины 100 мкм. Тонкие фольги изготовляли методом электролитического утонения в хлорно-спиртовом электролите Struers A2 при напряжении 28 В и температуре 0...2 °С на установке Struers Tenupol 5.

Изучение тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G^2 30 S-TWIN производства фирмы FEI (США) при ускоряющем напряжении 200 кВ. Регистрацию изображений структуры осуществляли с помощью цифровой CCD-камеры Gatan Ultrascan-1000, которой оснащен просвечивающий электронный микроскоп.

Плотность дислокаций определяли методом секущих. Идентификацию фаз проводили методом одиночных рефлексов. Большое внимание в работе уделено исследованию формы и размеров карбидных выделений. Для этой цели использовали программу обработки изображений Image J, с помощью которой можно количественно описать отличие формы проекции отдельно взятой частицы от круга методом "Circularity" (C_o – округлость) по соотношению

$$C_o = 4\pi A / P_o^2 , \quad (1)$$

где A – площадь проекции анализируемого карбида; P_o – периметр этой проекции; C_o – параметр, описывающий близость проекции отдельно взятого выделения к кругу.

Результаты исследований и их обсуждение. Известно (см. кн.: Металловедение и термическая обработка стали и чугуна / под ред. Н.Т. Гудцова, М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. М.: Металлургиздат, 1956. 1204 с.), что закалка сталей с содержанием углерода 0,03 и 0,45 % мас. в воде при температуре ниже полиморфного превращения за счет растворения третичного цементита повышает их твердость (рис. 1). При температуре ниже Ac_1 с повышением температуры закалки как для стали 45 и армко-железа, так и для стали 09Г2СА-А происходит умеренный до 400 °С, а далее – интенсивный прирост твердости. При этом в интервале температур 20...700 °С твердость возрастает на 20...30 %.

Выполненный на предварительном этапе данной работы фрактографический анализ изломов ударных образцов, вырезанных из поковок стали 09Г2СА-А, показал наличие зон предвыделений преимущественно округлой формы, размеры которых составляли ~1 мкм, и сравнительно мелких карбидов размером до

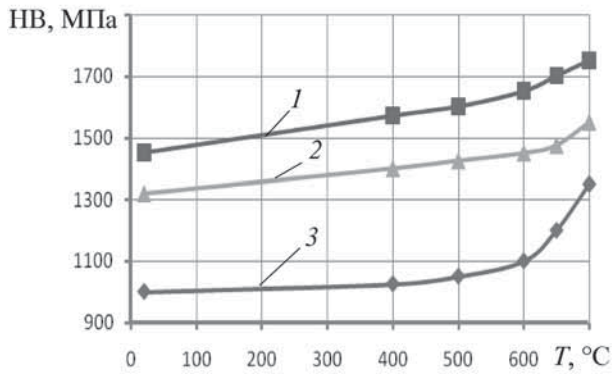


Рис. 1. Изменение твердости HB различных сталей при температуре 20 °С после закалки в воде от температур *T* нагрева, лежащих ниже критического интервала:
1 – сталь 45; *2* – сталь 09Г2СА-А; *3* – армко-железо

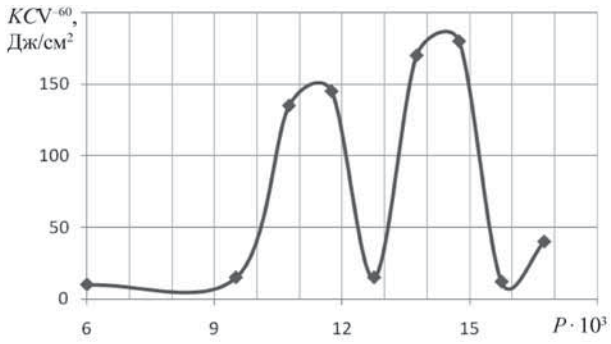


Рис. 2. Влияние температуры и времени дополнительного отпуска по *P*-параметру Ларсона–Миллера–Холломона на ударную вязкость *KC*V стали 09Г2СА-А при $T_{исп}$ = –60 °С

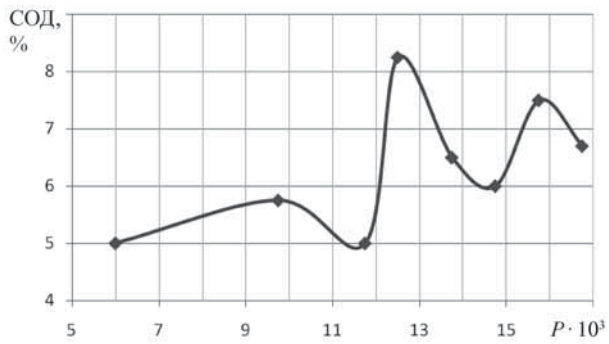


Рис. 3. Влияние температуры и времени дополнительного отпуска по *P*-параметру Ларсона–Миллера–Холломона на суммарную объемную долю (СОД) карбидов размером 1...6 мкм

2 мкм. На основании этого было сделано предположение, что оптимизация температурно-временных параметров дополнительного отпуска (после высокого отпуска) должна приводить к такой локально-коллекторной сфероидизации карбидной фазы, которая отвечает минимальной неравновесности структуры и таким образом способствует повышению сопротивляемости перлитной стали хрупкому разрушению.

Влияние температуры и времени ДО на пластические и прочностные характеристики и хладостойкость C–Mn–Si (09Г2СА-А) и Cr–Mo–V (25Х1МФ) сталей с учетом выделения в их структуре некоторого количества сравнительно мелких карбидов размером 1...6 мкм оценивали по параметрической зависимости Холломона:

$$P = (T + 273)\,(C + \lg \tau)\,, \qquad (2)$$

где T – абсолютная температура отпуска, К; C – постоянная, равная 20 для большинства сталей и сплавов; τ – время, ч.

Влияние дополнительного отпуска на структуру, механические свойства и хладостойкость поковок и проката из стали 09Г2СА-А. По экспериментальным данным, приведенным на рис. 2, для стали 09Г2СА-А выявлены две области ДО с интенсивностью в диапазонах $P = (10{,}5...12{,}0)\cdot 10^3$ и $(13{,}5...15{,}0)\cdot 10^3$, соответствующие повышенной энергоемкости разрушения ударных образцов с V-образным надрезом KCV^{-60}.

Установлено, что максимальное количество мелких карбидов соответствует области P со значениями $(12{,}5...13{,}0)\cdot 10^3$ и $(15{,}75...16{,}25)\cdot 10^3$, а минимальное – для $P = (10{,}5...11{,}5)\cdot 10^3$ и $(14{,}5...15{,}0)\cdot 10^3$. Из сравнения данных рис. 2 и 3 видно, что снижение количества мелких карбидов размером 1...6 мкм может приводить к повышению хладостойкости стали 09Г2С.

Структуру образцов с низкой *KC*V после ДО с $P = (11{,}75...12{,}75)\cdot 10^3$ и $(15{,}85...16{,}25)\cdot 10^3$ исследовали методом *рентгеноспектрального микроанализа* (РСМА). Изучали химический состав выделений карбидов и основы – ферритной матрицы. Углерод определяли полуколичественно на базе цементита, так как метод РСМА не позволяет оценивать количественное содержание углерода в карбидах, легированных хромом, молибденом, ванадием и т.д., размером менее 1 мкм.

Установлено, что в состав карбидной фазы (спектр 2) наряду с C и Fe входят Si и Mn (рис. 4). По-видимому, эта карбидная фаза является химическим соединением M_3C типа $(Fe, Mn, Si)_3C$, т.е. такой карбид является более сложным по сравнению, например, с Fe_3C. Состав матрицы по легирующим элементам соответствует составу стали 09Г2СА-А (спектр 4).

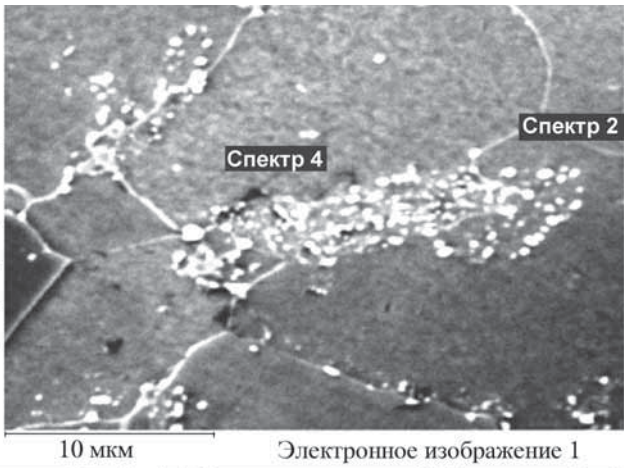
ДО с интенсивностью $P = 15{,}85\cdot 10^3$ (Т ≈ 500 °С) не приводит к значительным изменениям состава карбидов (спектры 1 и 3) и матрицы (спектры 2 и 4) (рис. 5).

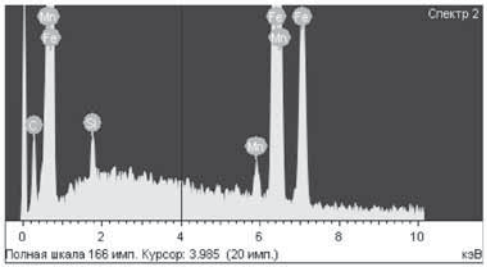
Сопоставление данных рис. 4 и 5 для ДО с различным P свидетельствует, что при $P = 15{,}85\cdot 10^3$ содержание Mn повышено более 2,5 % мас. При этом карбидная фаза имеет незначительное содержание Cr, а матрица – Cr и Ni, поскольку при $P = 15{,}85\cdot 10^3$ по сравнению с интенсивностью $12{,}75\cdot 10^3$ выделяются более сложные по химическому составу карбиды цементитного типа, представляющие собой химические соединения $(Fe, Si, Cr)_3C$ и Mn_3C.

Учитывая, что для ДО с P от $13{,}9\cdot 10^3$ до $14{,}8\cdot 10^3$ характерен высокий уровень KCV^{-60}, представляло интерес более точное определение влияния длительности ДО в области температур 400...500 °С. Материалом для таких исследований являлись поковка ∅2100 мм и длиной 350 мм, а также листовой прокат толщиной 25 мм (рис. 6).

Из рис. 6, *а* видно, что увеличение времени ДО при температурах 400...500 °С приводит в случае $P = 13{,}95\cdot 10^3$ к росту KCV^{-60}, а при $P = 14{,}15\cdot 10^3$ – к падению. Максимум KCV^{-60} наблюдается при $P = (14...15)\cdot 10^3$. При дальнейшем повышении P величина KCV^{-60} снижается. В случае T = 400 °С – $P \geq 14\cdot 10^3$ и KCV^{-60} увеличивается, тогда как при T = 450 °С рост P более $15\cdot 10^3$ снижает KCV^{-60}. Отметим, что при 400 °С значения KCV^{-60} практически во всем интервале интенсивности P находятся выше, чем при 450 °С.

Номер спектра	Содержание элементов, % мас.		
	C	Si	Mn
2	5,80	0,79	1,65
4	Следы	0,61	1,04





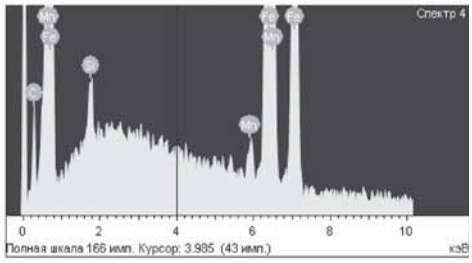
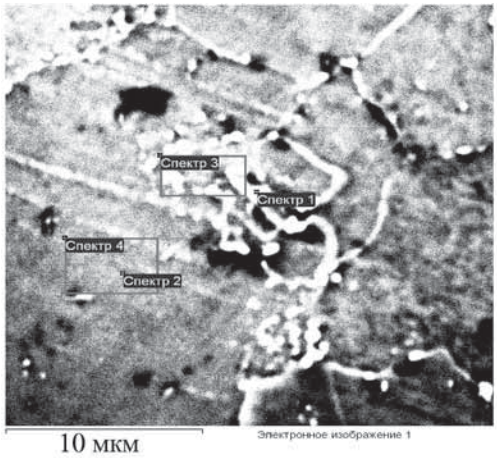


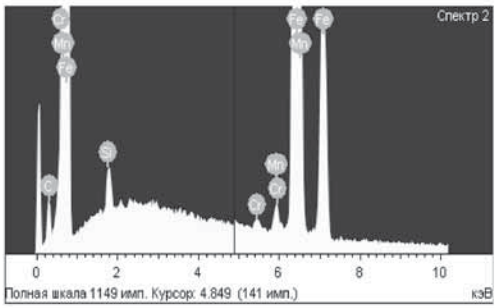
Рис. 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа стали 09Г2СА-А после дополнительного отпуска при температуре 350 °С длительностью 3 ч (P = 12,76·10^3)

Несмотря на некоторую неоднозначность полученных результатов, можно с определенностью заключить, что режим ДО с P = 15·10^3 является лучшим по сравнению с P = 14,10·10^3, что обусловлено достижением более высокой KCV^{-60}, которая превышает 375 Дж/см^2, причем в этих условиях ударные образцы, претерпевая при испытании значительную пластическую деформацию, полностью не разрушаются, т.е. являются практически ударно-сверхвязкими.

Высокая KCV^{-60} при ДО с P = (14...15)·10^3 обусловлена, очевидно, преимущественно трансформацией третичного цементита, поскольку предвыделение карбидов V и Nb из-за недостаточной длительности ДО произойти еще не успевает.

Отметим, что ДО с P = 14·10^3 обеспечивает получение KCV^{-60} более 450 Дж/см^2 в случае листового проката толщиной 25 мм из стали 09Г2СА-А. На рис. 7 видно, что образцы при испытании претерпевают частичный изгиб под углом 40...45°, достаточный для прохода деформированного образца вместе с ножом маятника (угол 30°) относительно опор копра, что приводит к неполному разрушению металла вследствие его высокой вязкости и, соответственно, низкой чувствительности к надрезу. Это указывает на достижение практически ударно-сверхвязкого состояния материала с критической температурой хрупкости ниже минус 100 °С. Такая сопротивляемость разрушению близка к уровню хромоникелевых сталей аустенитного класса типа 18-10, имеющих, однако, предел текучести при T = 20 °С практически вдвое меньший.





Номер спектра	Содержание элементов, % мас. (остальное – Fe)			
	C	Si	Cr	Mn
1	5,90	0,61	0,34	2,74
2	Следы	0,79	0,24	1,06
3	5,70	0,58	0,28	2,26
4	Следы	0,82	0,21	0,96

Рис. 5. Результаты микрорентгеноспектрального анализа стали 09Г2СА-А после дополнительного отпуска при температуре 500 °С длительностью 3 ч (P = 15,85·10^3)

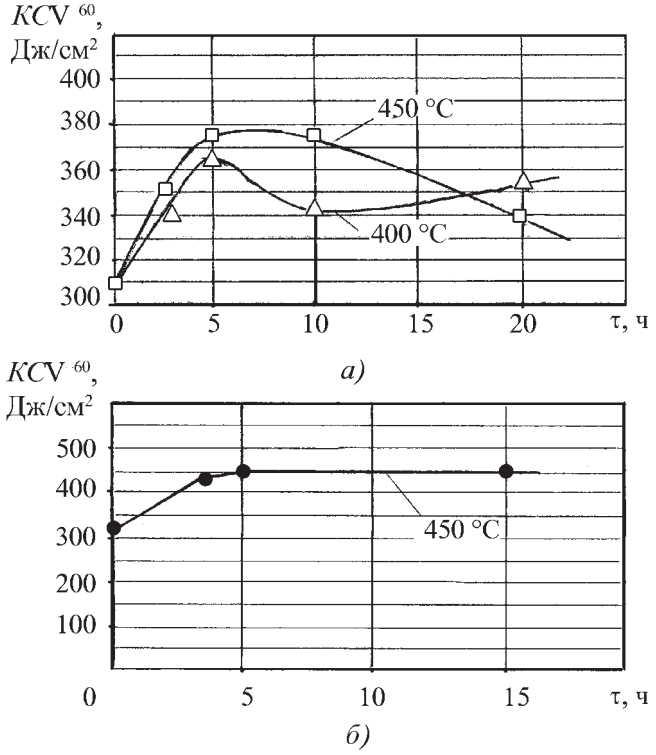


Рис. 6. Влияние длительности τ дополнительного отпуска при температурах 400 и 450 °С на хладостойкость (KCV^{-60}) металла поковки (*а*) и листового проката (*б*) из стали 09Г2СА-А

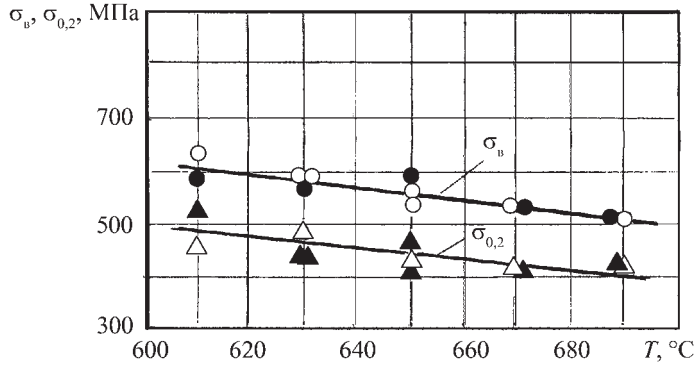


Рис. 8. Зависимость временного сопротивления разрыву $\sigma_в$ (○, ●) и предела текучести $\sigma_{0,2}$ (△, ▲) стали 09Г2СА-А от температуры *T* основного отпуска с использованием дополнительного отпуска (○, △) и без него (●, ▲)

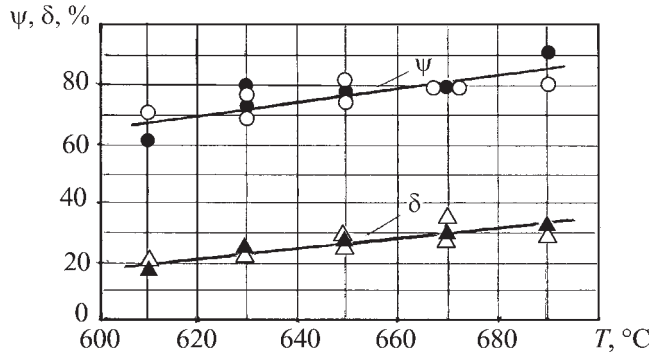


Рис. 9. Зависимость относительных сужения ψ (○, ●) и удлинения δ (△, ▲) стали 09Г2СА-А от температуры основного отпуска с использованием дополнительного отпуска (○, △) и без него (●, ▲)

На рис. 8 и 9 представлены результаты исследований кратковременных механических свойств стали 09Г2СА-А после термической обработки по режиму: закалка 910 °С+основной отпуск 610...690 °С с последующим дополнительным отпуском с $P = 15 \cdot 10^3$ и без него. Видно, что с ростом температуры основного отпуска свойства стали изменяются монотонно: прочностные снижаются, а пластические возрастают. Необходимо отметить, что различия в значениях свойств стали, термообработанной с дополнительным отпуском, незначительно отличаются от таковых без ДО.

Рис. 7. Вид деформированных и не полностью разрушенных ударных образцов с $KCV^{-60} \geq 450$ Дж/см^2 из листового проката толщиной 25 мм из стали 09Г2СА-А с трансформированной в результате дополнительного отпуска карбидной фазой

Это указывает на отсутствие влияния дополнительного отпуска на кратковременную статическую прочность перлитных сталей.

Для изучения процесса сфероидизации карбидно-цементитной фазы при ДО были проведены электронно-микроскопические исследования формы и размеров ее частиц. Исследование выполняли для ДО с $P = (14{,}75...15{,}25) \cdot 10^3$ с тройной вариацией времени выдержки. Использовали фрагменты ударных образцов из поковки стали 09Г2СА-А.

Тонкая структура стали до и после ДО с $P = 15 \cdot 10^3$ приведена на рис. 10 и 11. Видно, что структура стали 09Г2СА-А состоит из феррита (~90 % об.) и перлита, располагающегося на тройных стыках границ ферритных зерен. На границах зерен феррита встречаются отдельные частицы цементита. Эти карбиды имеют, как правило, вытянуто-эллиптическую форму.

Результаты структурного анализа показали, что длительность ДО с $P = (14{,}75...15{,}25) \cdot 10^3$ не оказывает существенного влияния на плотность дислокаций, которая составляет $(3...5) \cdot 10^9$ см$^{-2}$ в каждом из трех ис-

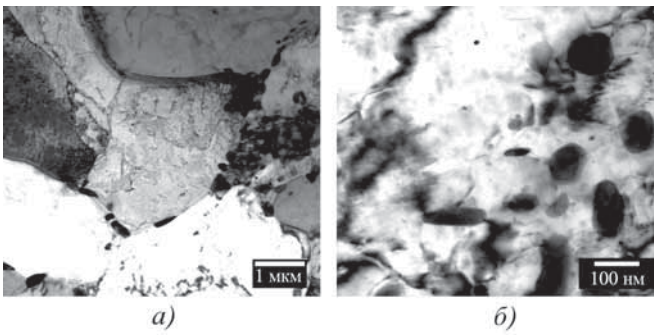


Рис. 10. Тонкая структура стали 09Г2СА-А в исходном состоянии с вытянуто-эллиптической формой карбидов цементитного типа:
а – ×10000; *б* – ×100000

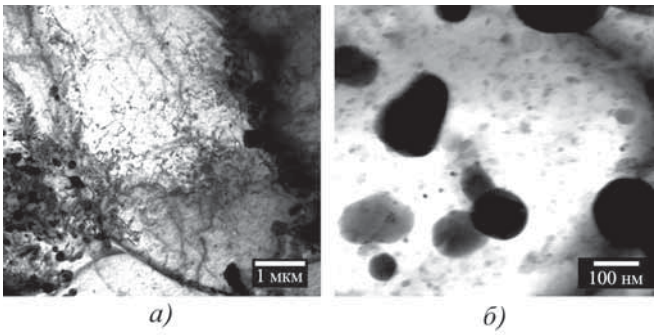


Рис. 11. Тонкая структура стали 09Г2СА-А после дополнительного отпуска с $P = 15 \cdot 10^3$ с округлой формой карбидов цементитного типа:
а – ×10000; *б* – ×100000

следованных образцов. Средний размер карбидов, измеренный при увеличении 10000, составляет 0,2...0,3 мкм и не зависит от времени ДО с P в интервале от $14{,}95 \cdot 10^3$ до $15{,}20 \cdot 10^3$. Вместе с тем, ДО влияет на форму карбидных частиц: их форма с увеличением длительности дополнительного отпуска из вытянуто-эллиптической постепенно трансформируется в априори сферическую. Сфероидизация формы выделений карбидов цементитного типа способствует повышению степени равновесности структуры в результате снижения концентрации напряжений на границе карбид–матрица, что приводит к значительному повышению энергоемкости разрушения стали [3].

Влияние дополнительного отпуска на структуру, механические свойства и хладостойкость крепежной стали 25Х1МФ (ЭИ10). Из опыта энергомашиностроения известно, что Cr–Mo–V-стали за счет образования термодинамически устойчивой карбидной фазы не склонны к разупрочнению при повторных отпусках и, соответственно, стабильны в части прочностных свойств в процессе длительной эксплуатации при повышенных температурах [4, 5].

Заготовки из стали 25Х1МФ (кольцевые поковки диаметром 120 мм и толщиной 30 мм) термообрабатывали по режиму: закалка от температуры 890 °С с охлаждением в масле и высокий отпуск при 625 °С с охлаждением на воздухе. В результате такой термической обработки в структуре стали формировался высокоотпущенный мартенсит, состоящий из ферритной и карбидной фаз.

Учитывая, что после высокого отпуска имело место пересыщение ферритной составляющей по углероду, для стабилизации структуры и повышения хладостойкости металла проводили дополнительный отпуск. Как было показано выше, ДО способствует выделению и коагуляции цементита из пересыщенного феррита в стали 09Г2СА-А с его сфероидизацией и, как следствие, повышению сопротивляемости стали хрупкому разрушению при достаточно высоком пределе текучести $\sigma_{0,2} \geq 400$ МПа. Можно предположить, что и для реакторно-крепежных сталей перлитного класса ДО с определенной интенсивностью температурно-временных параметров должен также благодаря выделению цементита из пересыщенной ферритной составляющей, его коагуляции и сфероидизации способствовать повышению "хрупкой" прочности Cr–Mo–V-сталей.

После закалки и высокого отпуска на предел текучести 1000 МПа образцы стали подвергали дополнительному отпуску с интенсивностью P от $14{,}8 \cdot 10^3$ до $15{,}2 \cdot 10^3$. Кратковременные механические и вязкопластические свойства металла после термоулучшения и ДО представлены на рис. 12.

Видно, что ДО с $P = 15 \cdot 10^3$ не оказывает существенного влияния на прочностные и пластические свойства стали (относительное изменение свойств составляет менее 5 %). Путем варьирования температурно-временных параметров ДО (и соответствующей трансформации карбидной фазы в структуре) можно более чем в 3,5 и 2,0 раза (по нижней и верхней границам разброса данных соответственно) повысить KCV^{-50} высокопрочной крепежной Cr–Mo–V-стали (рис. 13). При этом ее вязкая составляющая обеспечивает условие В ≥ 50 % волокна в изломе образца 11-го типа по ГОСТ 9454–78 при $T = -20$ °С, а при $T = -50$ °С – 25...30 % волокна.

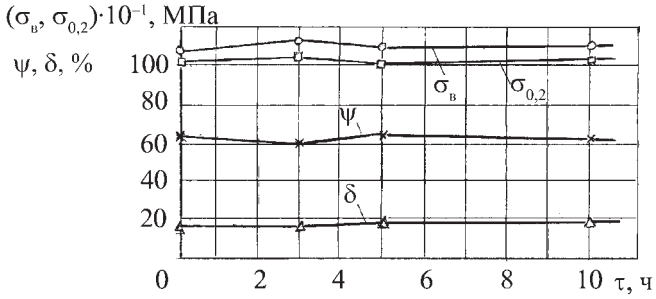


Рис. 12. Влияние длительности τ дополнительного отпуска с $P = (14{,}8...15{,}2) \cdot 10^3$ на механические свойства стали 25Х1МФ

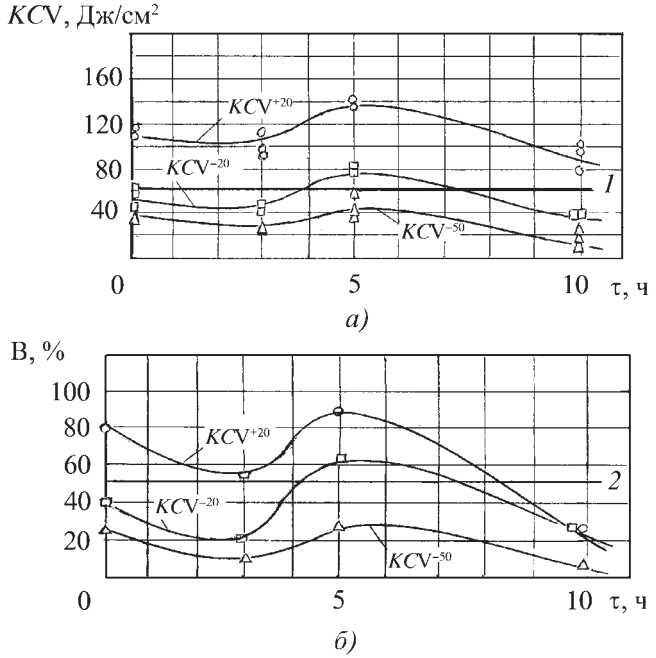


Рис. 13. Влияние длительности дополнительного отпуска с $P = (14{,}8...15{,}2)\cdot 10^3$ на ударную вязкость *KC*V (*а*) и процент волокна В в изломе (*б*) стали 25Х1МФ с $\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа:
1, *2* – соответственно нормы *KC*V и В при определении критической температуры хрупкости стали 25Х1МФ по ГОСТ 23304–78

На рис. 13 также видно, что сталь 25Х1МФ с $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа имеет KCV^{-20} на уровне 59 Дж/см^2, который является предельным для термоулучшенной стали 25Х1МФ с $\sigma_{0,2} = 784$ МПа при $T = -10$ °С по ГОСТ 23304–78. Следовательно, трансформация карбидной фазы в структуре высокопрочной стали 25Х1МФ позволяет значительно превысить требования по подтверждению *критической температуры хрупкости* (КТХ), исходя из нормированного условия превышения *KC*V в 1,5 раза для стали с $\sigma_{0,2}$ ниже 665 МПа.

Таким образом, используя жесткие условия оценки и, особенно, в случае подтверждения КТХ, видно, что трансформация карбидной фазы в результате применения дополнительного отпуска даже на этапе его предварительной апробации позволяет существенно снизить склонность металла к хрупкости, причем и в случае значительного относительного прироста (на 40...45 %) уровня прочности перлитных сталей.

Выводы

1. Целенаправленное варьирование температурно-временных параметров дополнительного отпуска (после термоулучшения) обеспечивает коагуляцию и трансформацию карбидов типа цементита из вытянутой формы в практически сферическую в структуре перлитных сталей 09Г2СА-А и 25Х1МФ (ЭИ10), что приводит к повышению их хладостойкости без существенного изменения прочности и пластичности. При этом стали могут иметь значительно более высокую прочность (особенно 25Х1МФ – на 40 %) по сравнению с нормами технических требований.

2. Листовой прокат толщиной 25 мм из стали 09Г2СА-А после дополнительного отпуска с интенсивностью $P = 15\cdot 10^3$ (по Холломону) имеет KCV^{-60} более 450 Дж/см^2. При этом образцы при прохождении через опоры копра при испытании на ударный изгиб имеют деформацию под углом 40...45°, т.е. находятся практически в ударно-сверхвязком состоянии. Это свидетельствует об очень высокой деформационной способности стали и, соответственно, о низкой чувствительности к концентрации напряжений.

3. Предложен способ повышения сопротивляемости деформированию и разрушению термоулучшенных конструкционных низколегированных сталей за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филимонов Г.Н.** Высоконадежные материалы для судовых валопроводов: сб. "По пути созидания". СПб.: Изд-во ЦНИИ КМ "Прометей", 1999. С. 161–185.

2. **Ларионов В.П.** Сварка и проблемы вязко-хрупкого перехода. Новосибирск: Изд-во РАН, 1998. 593 с.

3. **Энгель Л., Клингеле Г.** Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справочник. М.: Металлургия, 1986. 230 с.

4. **Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С.** Ресурс материалов низкотемпературных конструкций. СПб.: Химиздат, 2006. 236 с.

5. **Солнцев Ю.П., Титова Т.И.** Стали для Севера и Сибири. СПб.: Химиздат, 2002. 352 с.

Владимир Игоревич Горынин, д-р техн. наук;
Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,
z1dehy97@mail.wplus.net;
Михаил Иванович Оленин, канд. техн. наук

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 13.12.2012 г. Подписано в печать 29.01.2013 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.