ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 1 январь 2010

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора:
КЛЕЙЗЕР П.Е.
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
ГАНЖЕНКО А.Г.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Воронин Ю.Ф. Системный анализ светлых газовых раковин в отливках 3
Болдин А.Н., Власов А.А. Современные методы изготовления стержней и форм в машиностроении 8
Башурин А.В., Мастихин Е.Ю., Колмыков В.И. Диффузионная сварка пустотелых биметаллических панелей 13

Кузнечно-штамповочное производство

Семёнов И.Е., Рыженко С.Н., Поворов С.В. Управление течением металла при обратном выдавливании изделий сложной формы 16
Коновалов А.В., Арзамасцев С.В., Шалягин С.Д., Муйземнек О.Ю., Гагарин П.Ю. Интеллектуальная САПР технологических процессов ковки валов на молотах 20

Прокатно-волочильное производство

Гущин А.Н., Пачурин Г.В. Циклическая повреждаемость и механические свойства деформированной растяжением стали 08ЮА 24
Боков А.А., Кроль Б.О., Раздин В.Н., Сорокин А.В., Теренков Г.С. Комплекс профилегибочный 4...8×300...450 для изготовления лонжеронов автомобиля ЗИЛ 27

Материаловедение и новые материалы

Базылева О.А., Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А. Литейные сплавы на основе Ni_3Al и способ их выплавки 29
Беляков А.И. Бейнитный чугун с шаровидным графитом – материал 21-го века 36
Гостищев В.В. Получение композиционных наплавочных порошков W_2B_5–WC–Al_2O_3, W–WB из шеелитового концентрата 42
Гарибов Г.С., Кошелев В.Я., Шорошев Ю.Г., Востриков А.В. Исследование состава неметаллических включений в массе гранул жаропрочных никелевых сплавов 45

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", 2010

SCIENTIFIC
TECHNICAL
AND PRODUCTION
JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 1 January 2010

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

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

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

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
GANZHENKO A.G.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Voronin Yu.F. System analysis of light gas bowls in castings 3
Boldin A.N., Vlasov A.A. Modern methods of cores and moulds making in mechanical engineering 8
Bashurin A.V., Mastikhin E.Yu., Kolmykov V.I. Diffusion welding of hollow bimetallic panels 13

Forging and Stamping Productions

Semenov I.E., Ryzhenko S.N., Povorov S.V. Management of metal flow at backward extrusion of difficult form products 16
Konovalov A.V., Arzamastsev S.V., Shalyagin S.D., Muyzemnek O.Yu., Gagarin P.Yu. Intelligent automated designing systems of technological processes of shaft forging on hammers 20

Rolling and Drawing Productions

Gushchin A.N., Pachurin G.V. Cyclic damageability and mechanical properties of steel 08YuA deformed by stretching 24
Bokov A.A., Krol B.O., Razdin V.N., Sorokin A.V., Terenkov G.S. Complex profilebending 4...8×300...450 for production of car ZIL longerons 27

Physical Metallurgy and New Materials

Bazyleva O.A., Povarova K.B., Kazanskaya N.K., Drozdov A.A. Cast alloys based on Ni_3Al and their melting process 29
Belyakov A.I. Bainitic spheroidal graphite iron – material of 21 century 36
Gostishchev V.V. Reception of composite fillers W_2B_5–WC– Al_2O_3, W–WB from scheelite concentrate 42
Garibov G.S., Koshelev V.Ya., Shoroshev Yu.G., Vostrikov A.V. Investigations of composition of non-metallic inclusions found in Ni-base-superalloy powder bulk . . . 45

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", 2010

УДК 539.4.015.1

А.Г. Панов *(ООО "ИЦМ", г. Брянск),*
С.В. Давыдов *(Брянский государственный технический университет)*

Исследование влияния микроструктуры литых Fe–Mg–Ni-лигатур на их ударную вязкость

Предложено для снижения ударной вязкости модифицировать Fe–Mg–Ni-лигатуры поверхностно-активными элементами. Рассмотрены вопросы формирования микроструктуры и исследована ударная вязкость лигатур.

Inoculation of Fe–Mg–Ni-ligatures by surface-active elements for decrease of impact strength is offered. Questions of microstructure formation are considered and impact strength ligatures is studied.

Ключевые слова: ударная вязкость; модифицирование; поверхностно-активные элементы; микроструктура; микротвердость; диаметр Фере; графит; фосфид; карбид; аустенит; высокопрочный чугун; измельчение лигатуры.

Keywords: impact strength; inoculation; surface-active elements; microstructure; microhardness; diameter Fere; graphite; phosphide; carbide; austenite; high-strength cast iron; crushing modifier.

Основное преимущество литых Fe–Mg–Ni-лигатур состоит в их высокой плотности ($\rho_{лиг} \geq 7$ г/см^3), превышающей плотность расплава чугуна ($\rho_{чуг} \sim$ ~ 6 г/см^3) и позволяющей применять их наиболее простым и дешевым ковшовым способом обработки расплава, без каких-либо дополнительных приспособлений и расходных материалов. Однако одним из основных сдерживающих факторов их широкого использования до настоящего времени является сложность их дробления до фракций, необходимых для обработки расплавов в ковшах объемом менее 1 т.

Фактически данная лигатура используется в промышленности в виде кусков толщиной не менее 3 см и массой более 1 кг для обработки расплавов массой более 3 т (при изготовлении отливок прокатных валков). Поэтому одним из определяющих параметров качества литых Fe–Mg–Ni-лигатур является их уровень дробимости, который можно оценить через показатель ударной вязкости.

В данной работе исследовано влияние микроструктуры литой Fe–Mg–Ni-лигатуры с добавками РЗМ на ее ударную вязкость.

Центробежным способом изготовили три варианта отливок лигатуры из базового расплава, химический состав которого дан в табл. 1. Применяя различные режимы модифицирующей обработки поверхностно-активными элементами (ПАЭ) и кристаллизации [1], получили отливки лигатур:

1 – из базового расплава без модифицирующей обработки. Толщина слитка 3 см;

2 – с модифицированием расплава. Толщина слитка 3 см;

3 – с модифицированием расплава. Толщина слитка 0,3 см.

Затем были приготовлены металлографические образцы. Из отливок толщиной 3 см образцы вырезали из внешней средней по высоте части отливки. Визуальное исследование микроструктуры лигатур в плоскости, перпендикулярной к оси вращения отливок, проводили с помощью оптического микроскопа MT7500 фирмы Meiji Techno (Япония) и сканирующего электронного микроскопа JSM-6460 LV фирмы JEOL (Япония). Количественный анализ геометрических параметров элементов микроструктуры проводили с помощью анализатора изображения ImageExpert Pro 3. Распределение включений графита определяли

1. Химический состав, % мас., базового расплава лигатур Fe–Mg–Ni

C	Si	Ni	Mg	Ce	La	P	Fe
2,51	0,29	40,4	4,93	0,54	0,32	0,45	49,8

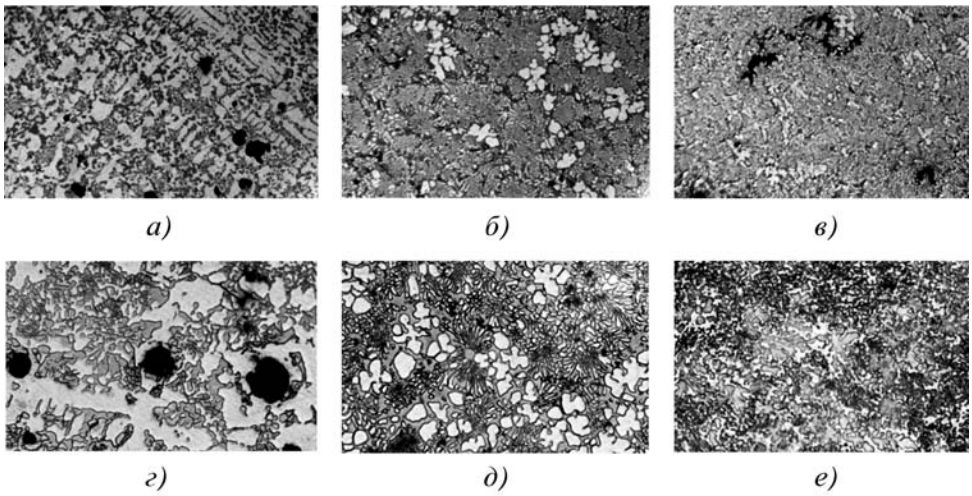


Рис. 1. Микроструктура литых лигатур:
не травлено, ×100: *а* – лигатура 1, *б* – лигатура 2, *в* – лигатура 3;
травление ниталем, ×200: *г* – лигатура 1, *д* – лигатура 2, *е* – лигатура 3

по максимальному диаметру Ферe, который соответствует линейному размеру частицы и является максимальной величиной проекции изображения включения графита в плоскости микрошлифа.

Микротвердость структурных и фазовых составляющих измеряли на приборе ПМТ-3М. Травили образцы 5%-ным раствором азотной кислоты (ниталем). Количественный химический анализ всех контролируемых элементов, кроме Ce и La, проводили химическими методами; Ce и La анализировали рентгеноспектральным методом на энергодисперсионном спектрометре QuanX фирмы INTERTECH (США).

Лигатура 1 имеет в своей структуре до 2,5 % компактного графита неправильной шаровидной формы с отдельными включениями правильной шаровидной формы размерами 0,5...55 мкм (рис. 1, *а*; 2, *а*). Количество включений графита составляет порядка 100 шт/мм^2. Расчет распределения углерода среди углеродсодержащих фаз лигатуры 1 показал следующее. При среднем содержании углерода в лигатуре 2,51 % (см. табл. 1), средней плотности графитовых включений в чугунах с шаровидным графитом $\rho_{гр}$ = = 2,25 г/см^3 [Ващенко К.И., Софрони Л. Магниевый чугун. М., 1960] и плотности лигатуры $\rho_{л}$ = 7,23 г/см^3 [1], во включениях графита содержится около 0,78 % С, а в твердом растворе никелевого аустенита и карбидных фазах – около 1,7 %.

В структуре отливки лигатуры 2 практически весь углерод находится в связанном виде и только 0,06 % об. (менее 0,019 % мас.) находится в виде компактного графита с размерами включений до 9 мкм, причем более 30 % графита имеет размеры менее 1 мкм (см. рис. 1).

В структуре отливки лигатуры 3 углерод в количестве менее 0,05 % об. (менее 0,016 % мас.) находится в виде компактного графита с размерами включений до 8 мкм, причем также более 30 % графита имеет размеры менее 1 мкм. Количество включений графита в лигатурах 2 и 3 примерно одинаково – 80 шт/мм^2. Однако в лигатуре 3 дополнительно наблюдается равномерно распределенная усадочная пористость (рис. 1, *в*).

Анализируя изображения микроструктур травленых шлифов лигатур, полученных с помощью оптического микроскопа при увеличениях ×100, ×500 и ×1000 по оттенкам серого, выявили, что матрицы лигатур состоят из трех фаз – светло-серой, серой и темно-серой (рис. 1, 3, 4).

Светло-серая фаза в зависимости от вида обработки меняет свою морфологию. Если в немодифицированной лигатуре 1 она наблюдается в виде сплошного каркаса с ярко выраженной дендритной структурой (см. рис. 1, *а*; 2, *а*), то в лигатуре 2, модифицированной ПАЭ, дендритная форма светло-серой фазы исчезает, уступая место изолированным дендридным конгломератам со сглаженной формой поверхности (см. рис. 1, *б*; 2, *б*; 3, *б*). С ростом скорости охлаждения в лигатуре 3 происходит интенсивное измельчение светло-серой фазы в 5–6 раз по сравнению с лигатурой 1 (табл. 2).

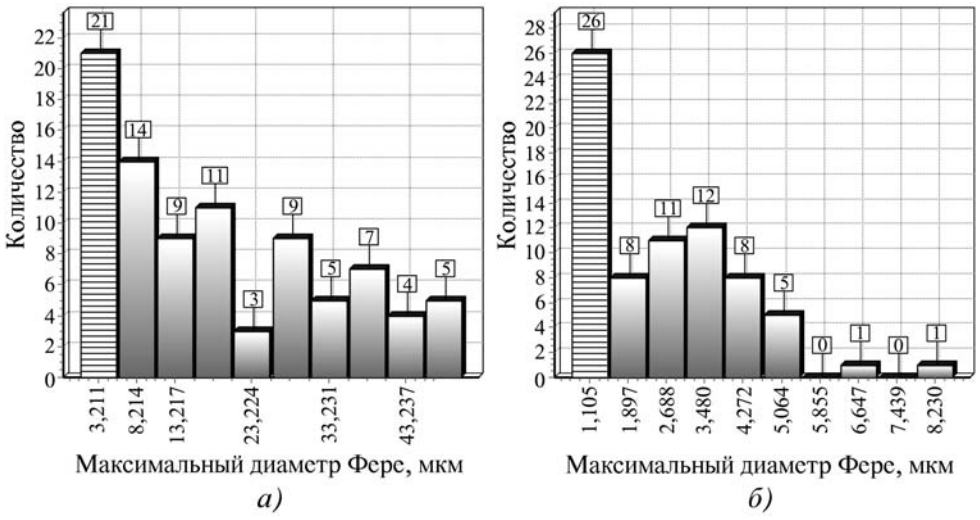


Рис. 2. Размерные характеристики графита лигатуры 1 (*а*), лигатур 2 и 3 (*б*) по максимальному диаметру Ферe

Серая фаза представляет собой структуру эвтектиче-

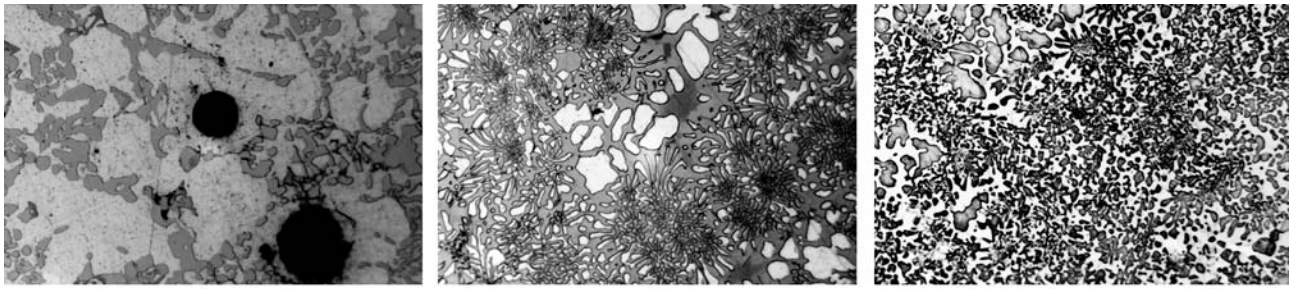


Рис. 3. Микроструктура матрицы лигатуры 1 (*а*), лигатуры 2 (*б*) и лигатуры 3 (*в*). Травление ниталем. ×500

ского типа, состоящую из собственно серой фазы в виде матрицы эвтектики и включений светло-серой фазы. В структуре лигатуры 1 эвтектические колонии располагаются в междуветвиях дендритного скелета и имеют грубую зернистую форму (см. рис. 1, *а*; 2, *а* и 3, *а*).

При модифицировании лигатуры 2 ПАЭ эвтектические колонии имеют классическую розеточную форму с тонко организованной пластинчатой структурой (рис. 3, *б*).

Дополнительное глубокое переохлаждение расплава в лигатуре 3 приводит к интенсивному дроблению эвтектических колоний (рис. 4, *б*), однако сохраняются эвтектические области с тонко дифференцированной перистой структурой (см. рис. 3, *в*).

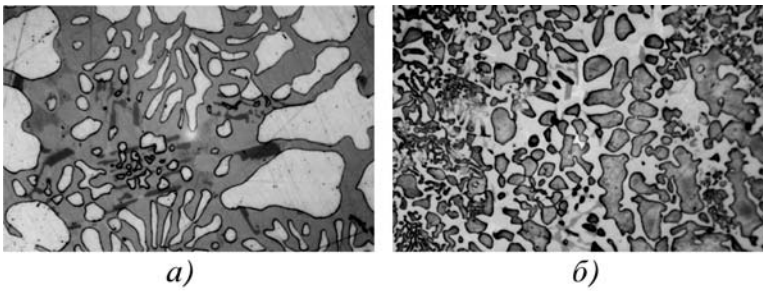


Рис. 4. Микроструктура матрицы лигатуры 2 (*а*) и лигатуры 3 (*б*). Травление ниталем. ×1000

Следует отметить, что и модифицирование, и глубокое переохлаждение расплава изменяют тип кристаллизации эвтектики с дендритного (лигатура 1, рис. 1, *а*; 2, *а*) на ячеистый (лигатура 2, рис. 1, *б*, *в*). Следствием этого процесса является увеличение доли эвтектических структур и уменьшение доли первичной дендритной фазы (см. табл. 2).

Темно-серая фаза в виде коротких и плоских пластинчатых включений присутствует в значительно меньших объемах (не более 4 %), причем она находится в эвтектических зонах.

В то же время морфология, расположение и размеры фаз в литой структуре лигатур всех вариантов имеют принципиальные отличия.

Большинство дендритов (светло-серая фаза) в плоскости шлифа лигатуры 1 взаимосвязаны и в объеме лигатуры образуют неоднородный сплошной каркас (см. рис. 1, *а*; 2, *а*). Дендриты не являются остроугольными, а имеют гладкую овальную поверхность (см. рис. 3, *а*). Количество сечений дендритов (изолированных включений светло-серой фазы) в плоскости шлифа около $2{,}0 \cdot 10^3$ шт/мм^2, суммарная площадь включений до 60 %.

Более 80 % включений имеют максимальный диаметр Фере до 10 мкм, отдельные включения – до 70 мкм и основная часть светло-серой фазы сосредоточена в осях дендритов III и IV порядка.

Собственно серая фаза, являющаяся матрицей эвтектики, включает в себя светло-серую фазу, которая в плоскости шлифа находится в виде изолированных включений, имеющих преобладающую выпуклую гладкую поверхность. Реже поверхность включений имеет гладкую вогнутость. Количество включений – около $7 \cdot 10^3$ шт/мм^2, занимаемая ими площадь – до 40 %. Более 80 % включений имеют максимальный диаметр Фере до 10 мкм, отдельные включения – до 100 мкм.

В плоскости шлифов лигатур 2 и 3 все сечения дендритов светло-серой фазы (рис. 3, *б*, *в*; 4, *а*) изолированы и эта фаза сплошного каркаса не образует.

Суммарная площадь сечений дендритов в плоскости шлифа модифицированных лигатур на порядок выше, чем немодифицированной (см. табл. 2). Для лигатуры 2 она составляет порядка $1{,}4 \cdot 10^4$ шт/мм^2, для лигатуры 3 – порядка $5{,}5 \cdot 10^4$ шт/мм^2. Эвтектика в мо-

2. Параметры дендритной фазы

Лигатура	Средний диаметр оси дендритов, мкм, порядок оси дендрита				Количество сечений дендритов, шт/мм^2	Доля площади, занимаемая сечениями дендритов, %
	I	II	III	IV		
1	70	25	8	2	$2 \cdot 10^3$	60
2	20	10	1,5	0,7	$1{,}4 \cdot 10^4$	50
3	17	4	1,4	0,4	$5{,}5 \cdot 10^4$	48

дифицированных лигатурах образует сплошную среду (матрицу), в которой располагаются изолированные включения дендритов и темно-серой фазы (рис. 4). Доли дендритной фазы и эвтектики в лигатуре 2 и лигатуре 3 составляют, соответственно, порядка 50, 46 % и 48, 48%.

Темно-серая фаза в лигатуре 1 в виде изолированных вытянутых прямоугольных включений (~$1{,}5 \cdot 10^3$ шт/мм^2) занимает площадь до 1 % (см. рис. 3, *а*). Более 90 % включений имеют максимальный диаметр Фере менее 5 мкм, отдельные включения – до 20 мкм.

В лигатурах, полученных с применением дополнительного модифицирования, темно-серая фаза присутствует также в виде изолированных вытянутых прямоугольных включений с приблизительно таким же характером распределения включений по размерам (см. рис. 3, *б*, *в*, 4, *а*). Более 90 % включений в них также имеют максимальный диаметр Фере менее 5 мкм, при этом отдельные включения имеют максимальный диаметр Фере до 10 мкм. Однако в модифицированных лигатурах на порядок увеличивается количество включений и, соответственно, занимаемая площадь темно-серой фазы. В лигатуре 2 включения (~$1{,}0 \cdot 10^4$ шт/мм^2) занимают площадь до 3,5 %, в лигатуре 3 (~$1{,}2 \cdot 10^4$ шт/мм^2) занимают площадь до 4 %, т.е. увеличивается в 4 раза с одновременным повышением степени дисперсности.

Таким образом, дисперсность составляющих структурных компонентов матрицы увеличивается в последовательности: немодифицированная → модифицированная с обычным охлаждением → модифицированная с высоким охлаждением.

Для исследования микросостава лигатур использовали метод растровой электронной микроскопии и рентгеновского флюоресцентного количественного микроанализа. Исследования проводили с помощью установки JSM-6460 LV фирмы JEOL (Япония).

Особенностью выбранного метода микроанализа состава является зависимость локальной точности анализа от физических свойств анализируемого элемента и его распределения в объеме образца. Эта особенность связана с тем, что даже при достаточно тонком электронном микрозонде возбуждения независимо от его диаметра область возбуждения характеристического рентгеновского излучения всегда превышает размеры диаметра зонда из-за диффузного рассеяния электронов в образце.

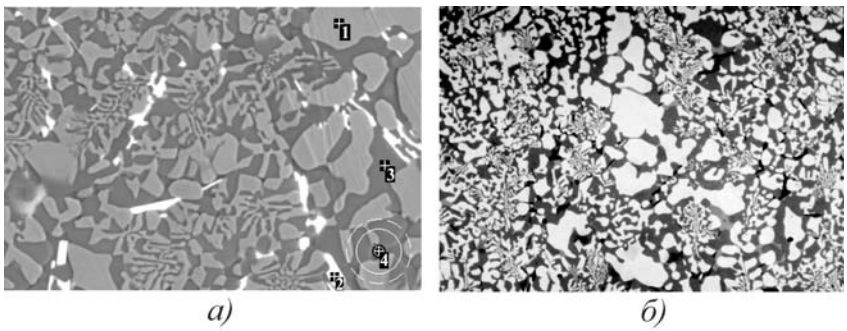
Область распространения электронов зависит, в частности, от атомного веса (A), атомного номера (Z) элемента и его плотности (ρ). Чем больше соотношение $A/(\rho Z)$, тем больше область распространения электронов. Таким образом, в расчет интенсивностей характеристического рентгеновского излучения элементов, обладающих большим соотношением $A/(\rho Z)$ (более легкие элементы), попадут излучения, возбужденные на большей площади, по сравнению с площадью возбуждения элементов, обладающих меньшим соотношением $A/(\rho Z)$ (более тяжелые элементы).

В настоящих исследованиях для количественного анализа состава контролируемых фаз при увеличениях в 2000 раз использовали электронный микрозонд толщиной ~1 мкм. Генерация флуоресценции тяжелых элементов с плотностью $\rho \geq 7$ г/см^3 (Fe) осуществлялась в зоне, ограниченной окружностью радиуса ~3 мкм относительно центра воздействия микрозонда, элементов с плотностью $4 \leq \rho \leq 7$ г/см^3 (Ce, La) – окружностью радиуса ~5 мкм, элементов с плотностью $2 \leq \rho \leq 4$ г/см^3 (Al, Si) – окружностью радиуса ~8 мкм. Генерация флуоресценции легких элементов с плотностью $\rho < 2$ г/см^3 (Mg, Ca, O) осуществлялась в наиболее размытой зоне, ограниченной окружностью радиусом ~12 мкм.

В качестве объекта исследования был выбран образец лигатуры 3. На рис. 5 представлено поле зрения микрошлифа, по которому производилось сканирование. Результаты количественного химического анализа (КХА), полученные при сканировании всей поверхности поля зрения микрошлифа, а также отдельных фаз, обозначенных цифрами, представлены в табл. 3.

В зоне расположения фазы, обозначенной цифрой 4 на рис. 5, *а* окружностями показаны структурные области с генерацией флуоресценции, элементный состав которых вносит вклад в результаты КХА при сканировании. Генерация флуоресценции тяжелых элементов с плотностью $\rho \geq 10$ г/см^3 осуществляется во внутренней окружности, элементов с плотностью $2 \leq \rho \leq 10$ г/см^3 – в зоне средней окружности, а легких элементов с плотностью $\rho < 2$ г/см^3 – во внешней окружности.

Сравнение результатов КХА при сканировании поверхности поля микрошлифа при увеличении × 100 с результатами КХА образца, отобранного перед разливкой лигатуры, позволяет сделать вывод о том, что выбранная методика микроанализа является достаточно корректной по отношению к таким элементам, как Si, Ni, Fe, Mg, P. По отношению к элементам C, Ce, La выбранная методика позволяет только качественно оценить их присутствие. Причем, по всей видимости, при выбранной методике получаемые резуль-



а) *б)*

Рис. 5. Микроструктура лигатуры 3. ×2000:
а – не травлено; *б* – травлено

3. Результаты химического анализа фазового состава лигатуры 3 и их температуры плавления

Микрообъект (фаза)	Содержание, % мас.											$T_{пл}$, °С
	C	Mg	Si	P	Mn	Fe	Ni	La	Ce	Pr	Nd	
Поле зрения, ×100	5,10	5,46	0,28	0,60	–	45,06	43,50	–	–	–	–	–
1, аустенит	2,83	–	0,37	–	–	61,03	35,77	–	–	–	–	1300...1350
2, фосфид	3,33	–	–	11,9	–	3,46	24,21	13,49	34,12	2,99	6,48	>2000
3, магнид 1	7,80	9,39	–	–	–	31,93	50,89	–	–	–	–	1120...1160
4, магнид 2	2,90	15,7	0,83	6,60	0,43	10,74	62,81	–	–	–	–	

таты КХА углерода завышают реальное его содержание, Ce и La, соответственно, занижают.

Анализ показал, что дендриты (см. рис. 5, фаза 1) представляют собой никелевый аустенит с содержанием никеля порядка 40...50 % (см. табл. 3). Эвтектическая структура состоит из двух магнийсодержащих фаз (фазы 3 и 4, серые), названных нами по аналогии с авторами работы [2] "магнид 1" (рис. 5, фаза 3) и "магнид 2" (рис. 5, фаза 4).

Матрицей эвтектики является фаза 3 (она занимает более 80 % всей плоскости шлифа) и представляет собой сложное соединение, состоящее из никеля, железа, магния и углерода. Возможно также, что эта фаза представляет собой сложный карбид $(Ni, Mg, Fe)_3C$ [3]. Оставшуюся часть эвтектики составляет другая еще более сложная содержащая магний фаза 4, которая дополнительно состоит из никеля, фосфора и железа, а также содержит небольшие количества кремния, марганца и углерода.

Кроме того, в микроструктуре наблюдается достаточно большое количество (порядка 3 % площади изображения) многокомпонентной фазы 2 (белая на электронном изображении, темно-серая на изображении, полученном с помощью оптического микроскопа), представляющей собой сложное соединение РЗМ с фосфором и углеродом. Наблюдаемые в результатах КХА содержания в этой фазе железа и, отчасти, никеля, по всей видимости, являются погрешностями, возникшими при генерации флуоресценции в близлежащих к анализируемой фазе областях. Эта фаза названа условно "фосфидом". В поле зрения микрошлифа эта фаза представляет собой угловатые пластины длиной до 12 мкм, толщиной до 1 мкм.

С помощью диаграмм состояния двойных металлических систем [4–6] оценили температуры плавления фаз, составляющих лигатуры. При этом особую сложность в оценке представила фаза 2, поскольку данные по диаграммам состояния фосфидов РЗМ отсутствуют. Однако по имеющейся информации о том, что фосфиды неодима NdP имеют температуру плавления более 2500 °С [5], предположили, что наша фаза имеет температуру плавления по крайней мере более 2000 °С (см. табл. 3).

Микропоры, как правило, располагаются рядом с фазой 4, внутри эвтектики, редко – вблизи ветвей дендритов высокого порядка, имеют размеры до 3 мкм и носят усадочный характер. Во время кристаллизации равновесное количество магния в образующейся твердой фазе меньше количества магния, находящегося в кристаллизующемся расплаве. В силу того, что микропоры образуются рядом с наиболее богатой магнием фазой, не исключено, что они могут носить газоусадочный характер из-за перехода избыточного магния при температурах кристаллизации более 1100 °С в газообразное состояние.

Следует отметить, что фаза 2, как более тугоплавкая структура, кристаллизуется в первую очередь, однако "фосфид" не является ведущей фазой при кристаллизации из-за незначительного ее объема (менее 4 %). С возникновением в расплаве центров кристаллизации никелевого аустенита и их роста "фосфид" оттесняется в формирующиеся области ликвата. Под действием центробежных сил "фосфиды" свободно перемещаются в жидком ликвате, образуя строчечные зоны (см. рис. 4, *а*). В момент распада ликвата по эвтектической реакции они занимают произвольные положения в структуре эвтектики.

Распад эвтектического состава ликвата начинается с выделения высоконикелевой фазы 4 аустенитного типа, которая обогащает кристаллизующийся ликват углеродом, вызывая тем самым условие для образования матричной карбидной фазы 3.

Этот вывод подтверждается измерением микротвердости рассматриваемых фаз.

Микротвердость аустенита лигатуры 1 составила HV 0,05 = 251...296. Микротвердость аустенита лигатур 2 и 3 оказалась больше на 10...15 % и составила HV 0,05 = 299...325.

Микротвердость матрицы эвтектики лигатуры 1 (рис. 5, фаза 3) составила HV 0,05 = 341...383. Микротвердость аналогичной фазы лигатур 2 и 3 также оказалась больше на 5...10 % и составила HV 0,05 = 351...429.

Микротвердость фазы 2 в силу малых размеров пластин определить не удалось.

Таким образом, модифицирование лигатуры ПАЭ и достижение глубокого переохлаждения способствуют повышению твердости структурных компонентов лигатур как за счет их интенсивного диспергирования, так и за счет увеличения доли высокотвердой карбидной матричной эвтектической фазы.

Следовательно, рост твердости структурных компонентов лигатуры должен оказать существенное влияние и на показатель ударной вязкости, определяющей энергоемкость процесса дробления лигатуры.

Сравнение уровня дробления опытных модифицированных и немодифицированных лигатур проводили

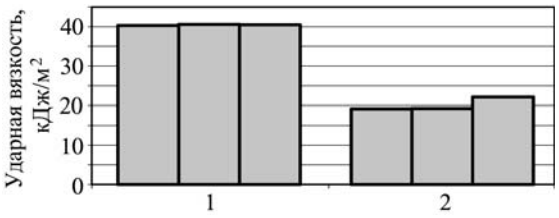


Рис. 6. Результаты испытаний на ударный изгиб образцов лигатуры, изготовленной по обычной (1) и опытной (2) технологиям

по их ударной вязкости. Для исследования ударной вязкости лигатур 1 и 2 из отливок изготовили по три стандартных образца размером 10×10×55 мм без надреза для испытаний на ударный изгиб (ГОСТ 9454–78). Результаты испытаний приведены в диаграмме на рис. 6. Лигатура 2, изготовленная с применением модифицирования расплава ПАЭ, имеет ударную вязкость в 2 раза меньше, чем лигатура, изготовленная по обычной технологии, что значительно улучшает показатели дробления.

Такое поведение ударной вязкости хорошо согласуется с результатами исследования строения лигатур. А именно, лигатура 1, имеющая в своей основе сплошной прочный и вязкий аустенитный каркас, обладает большей ударной вязкостью, чем лигатура 2, имеющая эвтектичекую матрицу из твердой карбидной фазы, в которой находятся изолированные дендриты аустенита. Лигатура 3, по всей видимости, должна иметь еще меньшую ударную вязкость по сравнению с лигатурой 2, поскольку дендриты аустенита в ней полностью раздроблены и находятся в виде изолированных глобулярных включений, не способных упрочнить сплав, а эвтектическая матрица, образующая сплошную среду сплава, имеет большую микротвердость и, следовательно, хрупкость.

При выплавке лигатур применение процесса модифицирования их расплава ПАЭ и глубокого переохлаждения при кристаллизации решает чрезвычайно важную производственную и научно-практическую проблему – расширение области применения литых Fe–Ni–Mg-лигатур при модифицирующей ковшовой обработке малых объемов расплава и внутриформенного модифицирования за счет возможности получения более мелких фракций лигатур и снижения энергоемкости их дробления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панов А.Г., Корниенко А.Э., Корниенко А.Э.** Совершенствование технологии модифицирования чугунов с шаровидным графитом Mg–Ni–Fe-лигатурой // Литейщик России. 2009. № 3. С. 27–30.

2. **Самсонов Г.В., Перминов В.П.** Магниды // Киев: Наукова думка, 1971. 430 с.

3. **Диаграммы** состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочник / О.А. Банных, П.Б. Будберг и др. М.: Металлургия, 1986. 440 с.

4. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.

5. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т.: Т. 2 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.

6. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т.: Т. 3. Кн. I / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. 872 с.

Алексей Геннадьевич Панов, канд. техн. наук;
Сергей Васильевич Давыдов, д-р техн. наук,
davidov69@tu-bryansk.ru

УДК 623.19.84

К.А. Маслов, И.О. Леушин *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева),*
А.Е. Миронычев *(ООО "Метмаш", г. Бор)*

Пути повышения технологичности жидкостекольных смесей

Предложено вводить в состав жидкостекольной смеси скоп – органическое соединение, представляющее собой продукт переработки древесины. Скоп способствует повышению технологичности смеси.

It is offered to introduce into the sand of organic compound, which is product of wood processing, increases the manufacturability sand.

Ключевые слова: жидкое стекло; смесь; технологичность; чугун; сталь.

Keywords: water glass; sand; manufacturability; cast iron; steel.

Перед литейным производством чаще всего ставятся задачи по снижению себестоимости, повышению качества и товарного вида отливок, а также по повышению экологической безопасности производства. Решение этих задач во многом связано с разработкой новых, более технологичных составов формовочных и стержневых смесей и с оптимизацией существующих способов их приготовления и упрочнения [1].

Это особенно актуально для небольших предприятий с серийным и индивидуальным производством отливок, к которым относится ООО "Метмаш".

В ООО "Метмаш" формовочная и стержневая смеси изготовляются по α-set-процессу и имеют высокие технологические свойства.

Под технологичностью смеси понимают ее способность формообразовывать внутреннюю полость отливки, отверждаться в определенный период времени, оставаться инертной по отношению к заливаемому сплаву, иметь необходимые податливость, газопроницаемость, хорошую выбиваемость и способность к регенерации, а также быть экологически безопасной.

Этим требованиям в значительной степени отвечают смеси на основе жидкого стекла. Однако эти смеси имеют недостатки: плохую выбиваемость, высокую пригораемость, относительно низкую живучесть, повышенную гигроскопичность, плохую регенерируемость, которые приводят к уменьшению их широкого применения.

Возможности жидкого стекла как связующего неисчерпаемы. Доказательством этого служит создание и широкое внедрение как в России, так и за рубежом смесей, отверждаемых сложными эфирами (преимущественно ацетатами глицерина и этиленгликоля) и содержащих до 3...5 % жидкого стекла. Если бы при использовании жидкостекольных смесей удалось повысить их общую и особенно поверхностную прочность при одновременном снижении содержания в них жидкого стекла, снизить их чувствительность к качеству песка, то можно было бы получить значительный экономический эффект.

Можно выделить три направления для улучшения свойств смесей: оптимизация режимов продувки (для CO_2-процесса); ввод добавок, разупрочняющих смесь после прогрева и последующего ее охлаждения; применение материалов, повышающих прочность смеси, в том числе при продолжительном хранении.

Одним из наиболее доступных путей улучшения выбиваемости является снижение содержания жидкого стекла в смеси. Теоретически этого можно добиться в результате повышения когезионной прочности пленок жидкого стекла, более полного ее отверждения и равномерного распределения в смеси. Когезионная прочность связующего зависит от его однородности, сплошности и толщины пленок, обволакивающих зерна наполнителя.

Важным направлением улучшения физико-химических свойств жидкого стекла является его модифицирование веществами, которые изменяют поверхностное натяжение, краевой угол смачивания и вязкость жидкого стекла.

Существует большое количество модифицирующих добавок для улучшения тех и или иных свойств жидкостекольных смесей (ЖСС), прочность которых в большей степени зависит от прочности силикагеля. Силикагель представляет собой гигантскую макромолекулу, кремнекислородный каркас которой состоит из аморфных шарообразных частиц (глобул), соединяющихся связями, которые образуются при поликонденсации кремниевой кислоты.

Следовательно, для изменения или регулирования технологических свойств жидкостекольной смеси необходимо внести в каркас глобул инородные частицы вещества (модификатора), которые изменят их.

На стадии смесеприготовления при правильной дозировке того или иного модификатора свойства смеси должны изменяться:

1) прочность смеси при разрыве обычно снижается незначительно и составляет до 0,18...0,20 МПа. Данной прочности смеси при разрыве достаточно для формовочной и даже стержневой смеси, так как излишняя прочность жидкостекольной смеси без модификаторов очень велика и на практике ее потенциал максимума не расходуется;

2) газопроницаемость смеси обычно возрастает до 200...300 ед. и находится в пределах нормы;

3) другие свойства смеси – газотворность, влажность, податливость – изменяются незначительно и свой интерес представляют лишь на стадии заливки.

На стадии заливки формы происходят так называемые изменения: в смеси происходят реакции между компонентами смеси и модификатором. В результате чего модификатор, находящийся в каркасе глобул макромолекулы силикагеля, начинает создавать концентраторы напряжений во всем объеме, которые впоследствии уменьшают остаточную прочность смеси и при охлаждении работа выбивки такой смеси составляет до 50...100 Дж.

Традиционно все модификаторы делят на два класса: органические и неорганические [2].

Неорганические добавки приводят к образованию тройной системы (кварцевый песок + жидкое стекло + неорганическая добавка) с более высокой температурой плавления либо образуют концентраторы напряжений. К неорганическим модифицирующим добавкам относятся: глина, гидрат оксида алюминия, доменный шлак, бентонит, феррохромовый шлак, пылевидные отходы, вермикулит и др.

Органические модифицирующие добавки образуют концентраторы напряжений. В качестве органических модифицирующих добавок используют древесный уголь, целлюлозу, крахмал, лигнин, патоку, каменноугольный пек, черный и серебристый графит, нефтяной и каменноугольный кокс, природные смолы, пульвербакелит и др.

Применение модифицирующих добавок из-за присутствия в них вредных веществ, выделяющихся при взаимодействии металла с формой, приводит к ухудшению экологической обстановки в литейном цехе. Однако модифицирующие добавки неорганического и органического происхождения не полностью удовлетворяют требованиям, предъявляемым к технологическим свойствам ЖСС [3]. Улучшая одни свойства, они могут ухудшать другие.

В настоящей работе предлагается вводить в состав адгезивной оболочки зерновой основы смеси: скоп, ацетат этиленгликоля, технологические присадки неорганического происхождения.

Скоп – органическое соединение, которое представляет собой продукт переработки древесины, при этом он является отходом целлюлозно-бумажной промышленности. Скоп содержит 90...95 % H_2O; 5...10 %

1. Технологические свойства смеси с модификатором скоп

Параметр	Базовая смесь	Исследуемая смесь
Скоп, %	0	1...2
Время перемешивания, мин	10...15	
Газопроницаемость, ед.	90...120	145...245
Прочность смеси при разрыве, МПа	0,24...0,22	0,18...0,20
Газотворность, $см^3/г$	Низкая	
Влажность, %	4,5...4,7	4,5...4,9
Работа выбивки, Дж	300	100
Живучесть смеси, мин	20...30	15...20

органических веществ (мелкие частицы древесины); до 0,5 % минеральных примесей.

Вследствие термодеструкции скопа под действием температуры при заливке металла происходит образование пиролитического углерода (в виде сажи) и газов CO_2 (продукты сгорания скопа). При температурах прогрева смеси до 400 °С выделяющиеся газы из смеси разрыхляют пленку силиката натрия, которая связывает зерна огнеупорного наполнителя. При температурах более 800 °С в условиях недостатка кислорода происходит неполное сгорание органической добавки, что способствует образованию инертной газовой прослойки, которая снижает адгезию пленок и уменьшает прочность смеси, а также препятствует пригару на границе металл–форма. В образовавшихся порах и трещинах осаждается пироуглерод, который препятствует спеканию пленки силиката натрия. В этом случае нарушается однородность структуры смеси и уменьшаются когезионные связи, что способствует увеличению податливости, газопроницаемости, выбиваемости, а также улучшению регенерируемости смеси.

Вводить скоп можно непосредственно как на стадии варки жидкого стекла (модифицирование), так и на стадии смесеприготовления.

3. Технологические свойства смеси с модификатором АЦЭГ

Параметр	Базовая смесь	Исследуемая смесь
Жидкое стекло, %	5	3,5
АЦЭГ, %	0	0,35
Время перемешивания, мин	10...15	
Газопроницаемость, ед.	90...120	200...250
Прочность смеси при разрыве, МПа	0,24...0,22	0,20...0,28
Газотворность, $см^3/г$	Низкая	
Влажность, %	4,5...4,7	3,5...4,0
Работа выбивки, Дж	300	100

Состав базовой смеси: сверх 100 % кварцевого песка 2К02; 5 % жидкого стекла с модулем 2,1...2,4. Состав исследуемой смеси идентичен базовой, но при этом в смесь добавлено 1...2 % скопа. Технологические свойства смеси с модификатором скоп приведены в табл. 1.

Ацетат этиленгликоля (АЦЭГ) – органическое соединение (горючая жидкость с температурой кипения 170 °С). Отвердитель АЦЭГ является эфиром уксусной кислоты и этиленгликоля, представляет собой смесь моноацетата и диацетата этиленгликоля. Химическая промышленность выпускает АЦЭГ пяти марок (ТУ 2332-016-05807977–2003) (табл. 2).

АЦЭГ добавляют в бегуны при смесеприготовлении, из полученной смеси изготовляют стержни. Состав смеси с АЦЭГ: сверх 100 % кварцевого песка 2К02; 3,5 % жидкого стекла; 0,35 % АЦЭГ [1]. Технологические свойства смеси с модификатором АЦЭГ приведены в табл. 3.

Принцип разупрочнения смеси с АЦЭГ, как и со скопом, аналогичен. Технологические свойства смеси на основе АЦЭГ можно регулировать с помощью марки, которая зависит от количества моноацетата этиленгликоля.

2. Характеристика АЦЭГ

Параметр	Марка АЦЭГ				
	1Б	2СБ	3СМ	4М	5ОМ
Внешний вид	Бесцветная жидкость, допускается желтоватый оттенок и наличие осадка				
Массовая доля моноацетата этиленгликоля, %	47...51	37...41	22...26	14...18	8...12
Массовая доля, %, не более:					
этиленгликоля	9,0	5,0	3,0	2,5	1,0
пропионатов этиленгликоля	2				
кислот	0,5				
воды	1				

Технологические присадки неорганического происхождения, такие как графит, оксид железа или сурик и сильный окислитель (селитра) добавляют при приготовлении жидкостекольной смеси. Из полученной смеси изготовляют стержни, после чего происходит их отверждение. Готовые стержни проставляются в форму и далее производят заливку. По мере прогрева смеси начинается реакция окисления молотого графита, оксида железа или сурика, в результате которой выделяется CO_2. Разупрочнение жидкостекольной смеси наблюдается при воздействии избытка CO_2 в единице объема смеси. Выделяющийся газ CO_2 разрушает пленку силиката натрия, которая связывает зерна огнеупорного наполнителя.

Преимущества смеси на основе присадок неорганического происхождения следующие:

- высокая регенерация смеси;
- высокая выбиваемость стержней.

Таким образом, для повышения технологичности жидкостекольных смесей в условиях ООО "Метмаш" можно предложить модификатор скоп, который является новым материалом в литейном производстве, что наряду с модификатором АЦЭГ можно использовать как альтернативу α-set-процессу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Формовочные** материалы и технология литейной формы: справочник / С.С. Жуковский, Г.А. Анисович, Н.И. Давыдов и др.; под общ. ред. С.С. Жуковского. М.: Машиностроение, 1993. 432 с.

2. **Илларионов И.Е., Васин Ю.П.** Формовочные материалы и смеси. Чебоксары: изд-во ЧГУ, 1995. Ч. 1. 250 с.

3. **Thompson P.** Быстротвердеющие стержневые смеси. England, 2001. 304 с.

Константин Александрович Маслов, аспирант;
Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук,
fmvt@nntu.nnov.ru;
Алексей Евгеньевич Миронычев, главный металлург

УДК 621.791.92

Н.Ю. Усикова *(Курский государственный технический университет)*

Разработка сплава и технологии объемного упрочнения зубьев ковшей карьерных экскаваторов

Разработаны износостойкая порошковая проволока и технология объемного упрочнения зубьев ковшей карьерных экскаваторов плазменной и вспомогательной дугами. Глубина упрочнения достигает 20 мм. Наплавленный металл отличается высокой склонностью к фазовому наклепу. Износостойкость зубьев ковшей карьерных экскаваторов увеличилась на 70...90 %

Wear-resisting powder wire and voluminous hardening technology using plasma and auxiliary arcs for scoop tooth of quarry excavators are developed. The hardening depth amounts to 20 mm. Surfacing metal highly inclined to phase hardening. Scoop tooth of quarry excavators wear-resistance increased for 70...90 %.

Ключевые слова: зубья ковшей карьерных экскаваторов; объемное упрочнение; плазменная дуга.

Keywords: scoop tooth of quarry excavators; voluminous hardening; plasma arc.

Важнейшим звеном технологической цепи открытой добычи является процесс экскавации, бесперебойность которого во многом определяется долговечностью сменных зубьев ковшей карьерных экскаваторов (ЗКЭ), испытывающих непосредственное взаимодействие с породой. При экскавации взорванного массива особо крепких и абразивных пород типа неокисленных железистых кварцитов они работают в экстремальных условиях абразивного изнашивания (высокие удельные давления, большое число благоприятно ориентированных режущих кромок на поверхности фрагментов взорванной высокоабразивной породы и т.п.) с доминирующей ролью микрорезания металла. Высокий уровень динамических нагрузок создает опасность поломки ЗКЭ при экскавации, в особенности при нарушениях технологии литья и термообработки.

ЗКЭ являются определяющим изделием-представителем целой группы деталей, изготовляемых из стали 110Г13Л (стали Гадфильда), закаленной на аустенит и имеющей уникальное сочетание износостойкости и вязкости. Сталь 110Г13Л не имеет в настоящее время достойных экономически целесообразных заменителей в качестве материала несущей конструкции цельнолитых ЗКЭ. Однако износостойкость рабочей части ЗКЭ явно недостаточна.

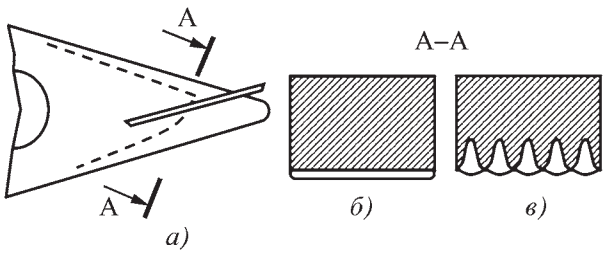


Рис. 1. Схема упрочнения ЗКЭ наплавкой:
а – схема изнашивания; *б* – поверхностная наплавка; *в* – объемное упрочнение плазменной дугой

Увеличить долговечность ЗКЭ позволяет применение наплавки износостойких сплавов с близкой к кварцу твердостью на участках, непосредственно контактирующих с абразивом. В этом случае достигается смягчение режима абразивного изнашивания в результате перехода от микрорезания к многократному пластическому деформированию. При этом необходимо соответствие объема износостойких участков общему объему изнашиваемого в процессе эксплуатации металла. При поверхностной наплавке это трудно достижимо из-за объемного износа металла режущей части ЗКЭ (рис. 1, *б*). Попытка увеличения объема износостойкого металла за счет роста толщины наплавленного слоя ведет к резкому увеличению вероятности хрупкого разрушения наплавленного слоя и падению несущей способности зубьев ковшей карьерных экскаваторов.

Применение принципа построения комбинированных наплавленных покрытий, основанного на разбиении общего объема хрупкого металла на отдельные участки, изолированные друг от друга прослойками вязкого металла (рис. 1, *в*), позволяет увеличить объем наплавленного металла при сохранении приемлемого уровня несущей способности наплавленных зубьев ковшей карьерных экскаваторов. Это возможно при использовании технологии [1] объемного упрочнения плазменной и вспомогательной дугами (УПВД).

Эта технология заключается в проплавлении основного металла на заданную (до 25 мм) глубину плазменной дугой (рис. 2). Ванна расплавленного металла легируется путем подачи в хвостовую часть порошковой проволоки. После кристаллизации образуются износостойкие валики, форма поперечного сечения которых соответствует зоне проплавления. Принудительное давление вспомогательной дуги, горящей между плавящимся электродом и изделием в хвостовой части ванны, позволяет затормозить высококинетичные потоки расплавленного металла, генерируемые в головной части ванны давлением плазменной дуги, и способствует образованию застойной зоны за вспомогательной дугой и бездефектному формированию износостойких участков. Одновременно решаются задачи полного усвоения присадки и механизации подачи легирующей порошковой проволоки.

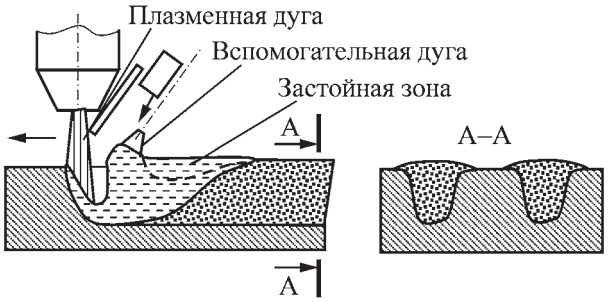


Рис. 2. Схема упрочнения плазменной и вспомогательной дугами

Для выбора сплава-прототипа в целях дальнейшей оптимизации состава наплавочного материала для объемного упрочнения ЗКЭ с учетом особенностей УПВД (повышенная доля основного металла, возможность легирования через плазмообразующий газ) была поставлена задача испытать на стойкость к микрорезанию сплавы-представители различных систем легирования и структурных групп, к которым предъявлялись следующие требования.

1. По характеру сопротивления микрорезанию с ударными нагрузками сплавы должны находиться на границе перехода от вязкого разрушения к хрупкому. Предполагается умеренное количество упрочняющих фаз. Этому условию вполне удовлетворяют доэвтектические сплавы, содержащие в микроструктуре дендриты первичного метастабильного аустенита и карбидную (карбоборидную, боридную) эвтектику, соотношение между которыми в основном определяет работоспособность сплавов в конкретных условиях эксплуатации. Желательным является получение тонкодисперсных карбидов, распределенных по объему первичных дендритов.

2. Сплав должен иметь систему легирования Fe–C–Cr–Mn. Она позволяет получить аустенитные сплавы с широким диапазоном свойств, определяемых степенью стабильности аустенита, способностью к фазовому и механическому наклепу и кинетикой $\gamma \rightarrow \alpha$- и $\gamma \rightarrow \varepsilon$-превращений. Дополнительное карбидное упрочнение должно определяться легированием сильными карбидообразующими элементами. Не последнее значение имеет экономичность легирования.

На основании указанных выше требований был составлен испытательный ряд сплавов, приведенный в табл. 1.

Сталь 45 нормализованная включена в испытательный ряд в качестве эталона, стали 45 закаленная и 110Г13Л – для сравнительного анализа.

Сплавы № 4, 6 и 7 были получены наплавкой способом УПВД образцов из стали 110Г13Л на экспериментальной установке, собранной на базе сварочного автомата АДГ-502, на котором смонтирован плазмотрон ПВР-1. Параметры режима упрочнения, приведенные в табл. 2, выбирали с расчетом получить глу-

1. Сплавы-представители системы легирования Fe–C–Cr–Mn

Номер сплава	Сплав	Технология получения	Тип наплавленного металла	Микроструктура
1	Сталь 45	Нормализация	–	Феррит + перлит
2	Сталь 45	Закалка (45 HRC)	–	Мартенсит
3	Сталь 110Г13Л	Закалка от 1050 °С	–	Стабильный аустенит
4	ПП-АН106 (10Х14Т)	УПВД на сталь 110Г13Л	80Х5Г9Т	Метастабильный аустенит
5	ПП-АН106 (10Х14Т)	Дуговая наплавка на сталь 110Г13Л	55Х7Г7Т	
6	ПП-АН125 (200Х15С1ГРТ)	УПВД на сталь 110Г13Л	140Х6Г9СР	Стабильный аустенит + карбиды
7	ПП-АН170 (80Х20Р3Т)		90Х7Г9СР1	Метастабильный аустенит + карбобориды
8	Электрод ВСН/ОЗН-7	Дуговая наплавка на сталь 45	100Х6Г6С3ФАР	

бину проплавления износостойких валиков около 20 мм.

Сплавы № 5 и 8 были получены электродуговой наплавкой на режиме, номинальном для используемых порошковых проволок. Для них доли основного и электродного металлов приблизительно одинаковы.

Микроструктуры наплавленного металла показаны на рис. 3.

Выбор состава сплавов № 4 и 5 был продиктован стремлением получить сплавы с хромомарганцевым метастабильным аустенитом с различной способностью к $\gamma \rightarrow \alpha$-превращению. Стали, близкие по составу к сплаву № 5, согласно данным [2] имеют активную кинетику образования мартенсита деформации. Увеличение в сплаве № 4 содержания углерода и марганца способствует растянутой кинетике $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения и повышенной прочности мартенсита [2]. Остаточный аустенит способствует сохранению пластичности и имеет более высокую склонность к механическому наклепу.

Сплав № 6 (рис. 3, *б*), полученный УПВД с применением порошковой проволоки ПП-АН125, является представителем группы доэвтектических сплавов со стабильным аустенитом и карбоборидным упрочнением. При дуговой наплавке ПП-АН125 дает структуру, близкую к эвтектической (рис. 3, *в*). Сплав № 7, полученный УПВД с применением порошковой проволоки ПП-АН170, представляет группу доэвтектических сплавов с метастабильным аустенитом и карбоборидным упрочнением. При дуговой наплавке ПП-АН170 дает заэвтектическую структуру с крупными боридами и карбоборидами (рис. 3, *г*).

Сплав ВСН/ОЗН-7 является сплавом-представителем доэвтектических сплавов с дендритами метастабильного аустенита с карбоборидной эвтектикой. В [3] этот сплав рекомендуется для наплавки на детали из углеродистых сталей, работающих в условиях абразивного изнашивания с ударами. Основное отличие от рассмотренных выше сплавов – легирование азотом, кремнием и ванадием. Кремний способствует вытеснению углерода из твердого раствора, что ведет к дестабилизации аустенита и росту количества

2. Параметры режима УПВД

Параметр режима	Значение
Ток плазменной дуги, А	380...400
Диаметр канала сопла, мм	4,0
Скорость перемещения автомата, м/ч	20
Состав плазмообразующего газа	70 % N_2 + 30 % CO_2
Расход плазмообразующего газа, $м^3/ч$	0,8...1,0
Скорость подачи порошковой проволоки, м/ч	250...280
Напряжение на вспомогательной дуге, В	24...26

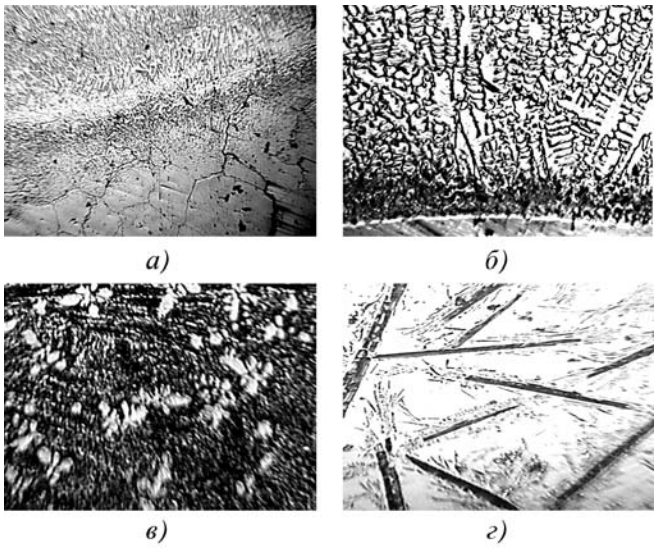


Рис. 3. Микроструктура наплавленного металла:
а – сталь 110Г13Л + сплав № 4, ×150; *б* – сплав № 6, ×220; *в* – ПП-АН125, дуговая наплавка, ×220; *г* – ПП-АН170, дуговая наплавка, ×220

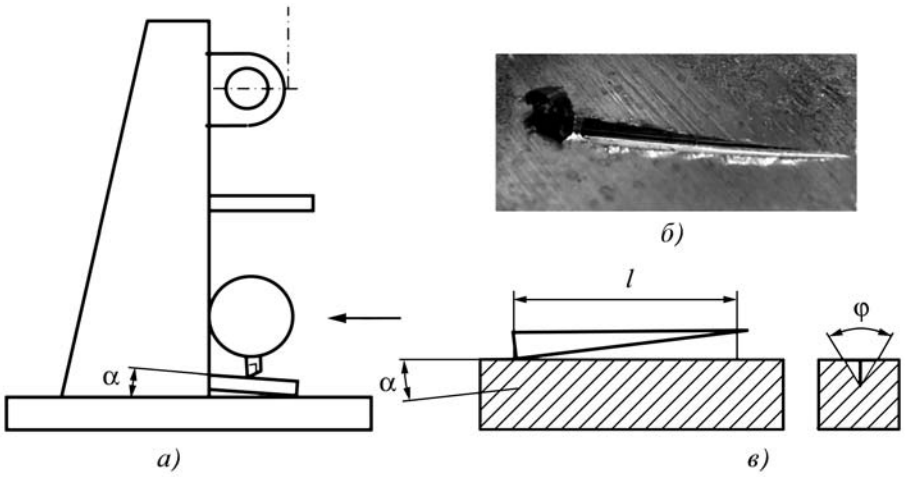


Рис. 4. Схема испытаний на стойкость к микрорезанию:
а – схема снятия стружки; *б* – внешний вид царапины; *в* – схема царапины

карбоборидной фазы. Наличие ванадия совместно с азотом способствует образованию тонкодисперсных карбонитридов, равномерно распределенных по объему дендритов аустенита.

В процессе испытаний определяли относительные удельные работы микрорезания как сплавов непосредственно после наплавки, так и после ударного воздействия с внедрением абразивных частиц. В качестве эталона использовали нормализованную сталь 45.

Схема испытаний приведена на рис. 4. Испытания проводили на маятниковом копре, на котором был смонтирован стандартный твердосплавный резец для нарезания метрической резьбы (угол в плане $\varphi = 60°$). При ударе резец снимал стружку вплоть до исчерпания энергии маятника, при этом на поверхности образца образовывалась царапина длиной *l*. Работа, затраченная на снятие стружки при каждом ударе, равнялась потенциальной энергии, запасенной маятником (энергии удара). Удельную работу микрорезания A_μ определяли по формуле

$$A_\mu = n W_p / \Delta m, \qquad (1)$$

где n – число повторений удара, n = (8...12); W_p – энергия удара; Δm – потеря массы образца после n ударов.

На рис. 5 представлена диаграмма результатов испытаний, на которую вынесены значения относительной удельной работы микрорезания в исходном состоянии сплава $\varepsilon_{\mu 0}$ и после ударного внедрения абразивных частиц $\varepsilon_{\mu f}$.

Полученные данные позволяют разделить сплавы по чувствительности к ударному внедрению абразива на испытывающие разупрочнение ($\varepsilon_{\mu f}/\varepsilon_{\mu 0} < 1{,}0$) и упрочнение ($\varepsilon_{\mu f}/\varepsilon_{\mu 0} > 1{,}0$). Сплавы № 6 и 7 с большим количеством карбидной фазы при ударно-абразивном воздействии интенсивно растрескиваются и их сопротивление микрорезанию резко снижается. Установлено, что в сплавах № 4 и 5 при ударно-абразивном воздействии наблюдается появление α-мартенсита, что способствует увеличению стойкости к микрорезанию. Доэвтектический сплав № 8 со структурой метастабильного аустенита с дополнительным карбидным упрочнением показал наилучшие результаты. Сплавы № 5 и 8 были выбраны для дальнейшей оптимизации в качестве прототипов. Они имеют недостатки, определяющие необходимость дальнейших работ по оптимизации состава наплавочного материала.

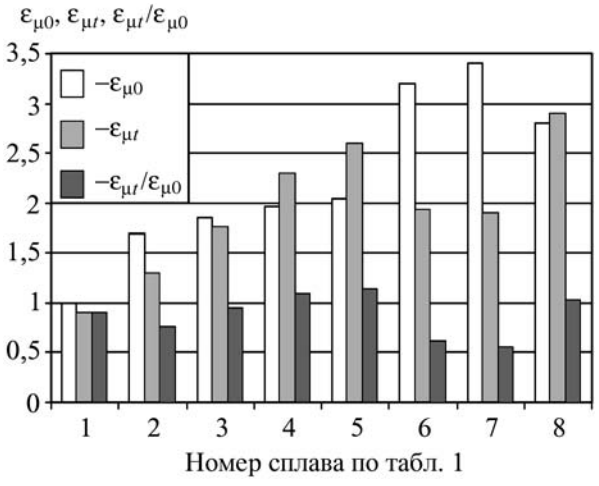


Рис. 5. Диаграмма результатов испытаний

1. Сплав 55Х7Г7Т имеет неудовлетворительные прочностные характеристики. Активная кинетика фазового наклепа ведет к увеличению стойкости к микрорезанию, однако не способствует сохранению ресурса пластичности при дополнительном ударно-абразивном воздействии. Оптимизацию следует вести в направлении получения растянутой кинетики с сохранением остаточного аустенита благодаря содержанию углерода в твердом растворе. Повышение количества карбидной фазы для увеличения износостойкости без ущерба прочностным характеристикам возможно, как отмечалось ранее, путем легирования ванадием в целях замены карбидов хрома тонкодисперсными специальными карбидами VC. Дополнительным резервом является модифицирование наплавленного металла силикокальцием для измельчения и дезориентации дендритной структуры. Положительный пример использования силикокальция в качестве модификатора при наплавке порошковой проволокой описан в работе [4].

2. Сплав 100Х6Г6С3ФАР отличается неоправданно сложной системой легирования. Целесообразно огра-

ничиться дополнительным легированием ванадием для начального карбидного упрочнения и исключить бор, так как дополнительное упрочнение боридами ведет к охрупчиванию сплава без заметного прироста износостойкости. Легирование азотом возможно за счет азотосодержащего плазмообразующего газа [1]. Необходима корректировка содержания кремния. С одной стороны, он вытесняет углерод из твердого раствора, что способствует дестабилизации аустенита и ускорению кинетики $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения, а также увеличению количества карбидной фазы. С другой стороны, он охрупчивает твердый раствор, а также повышает склонность к образованию горячих трещин при наплавке.

По итогам анализа результатов испытаний сплавов-представителей была поставлена задача разработать присадочную порошковую проволоку для УПВД рабочей части ЗКЭ с оптимизацией химического состава наплавленного металла на основе хромомарганцевого метастабильного аустенита с дополнительным легированием ванадием и кремнием и модифицированием силикокальцием с применением аппарата теории планирования экстремальных экспериментов. В качестве основных требований к наплавленному металлу были выставлены максимально достижимые износостойкость в режиме микрорезания с дополнительным ударно-абразивным воздействием в сочетании с достаточным уровнем прочностных свойств. Немаловажным параметром является совместимость основного и наплавленного металлов.

Исследуемые сплавы получали путем упрочнения образцов из стали 110Г13Л плазменной дугой с присадкой порошковой проволоки ПП-АН106 (ПП10Х14Т), которая являлась источником хрома в наплавленном металле в пределах 5...7 %. В процессе многофакторного эксперимента параметры режима упрочнения выдерживали постоянными в целях получения глубины проплавления 20 мм и ширины валиков 18 мм (см. табл. 2). Содержание марганца при этом составляло 7...9 %. Дополнительное легирование ванны расплавленного металла осуществляли путем переплава керамического стержня прямоугольного сечения 10×5 мм, состоящего из порошков ферросплавов и графита, связанных жидким стеклом наподобие электродного покрытия. Шихту керамического стержня составляли в соответствии с матрицей полностью насыщенного плана Рехтшафнера, позволяющего получить при минимальном числе опытов полиномиальную квадратичную модель [5]. В качестве независимых переменных выбрали содержание по массе в шихте силикокальция марки СК 15 (фактор X_1), ферросилиция ФС 50 (фактор X_2), графита ЗТ (фактор X_3) и феррованадия Вд 1 (фактор X_4), являющихся компонентами-носителями соответствующих элементов. До 100 % шихта дополнялась железным порошком марки ПЖ-1с.

По результатам реализации и обработки матрицы эксперимента получили оптимальный по составу наплавленный сплав типа 130Х6Г8С2АФ2. Микроструктура наплавленного сплава представляет собой дендриты метастабильного аустенита в ледебурите, причем карбонитридные выделения располагаются также по объему дендритов (рис. 6). При ударно-абразивном воздействии в микроструктуре появляется мартенсит деформации. Микротвердость матрицы увеличивается от 5,5 до 9,8 ГПа.

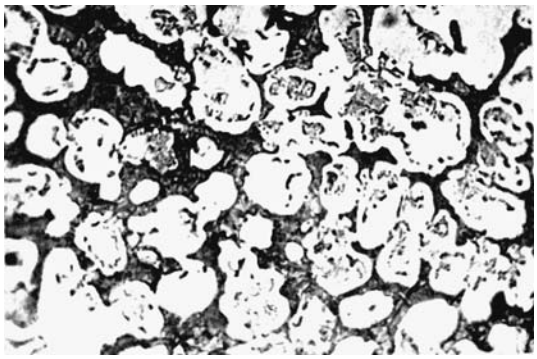


Рис. 6. Микроструктура наплавленного сплава, ×650

Для реализации технологии упрочнения зубьев ковшей карьерных экскаваторов на глубину до 20 мм плазменной дугой разработана порошковая проволока, в шихту которой входят графит, феррохром, ферросилиций, феррованадий и силикокальций. Носителем марганца при плазменной наплавке является основной металл, а дополнительное легирование азотом до 0,05 % обеспечивается плазмообразующим газом.

Для проведения опытно-промышленных испытаний результатов работы были упрочнены восемь комплектов зубьев ковшей экскаваторов ЭКГ-4,6, работающих в карьере Михайловского ГОКа при добыче взорванного забоя неокисленных железистых кварцитов. Упрочнение осуществляли на специализированной установке для УПВД, на базе сварочного автомата ТС-36 со смонтированным на нем плазмотроном. Внешний вид установки приведен на рис. 7. Упрочняемый зуб устанавливается в кантователь, конструкция которого предусматривает установку зуба в двух положениях для двусторонней наплавки. Автомат перемещается по направляющим, которые могут передвигаться по раме кантователя в поперечном направлении.

В процессе упрочнения опытной партии ЗКЭ параметры режима выдерживали постоянными в целях получения глубины проплавления 20 мм и ширины валиков 18...22 мм. Для проверки возможности получения самозатачивания упрочнение четырех комплектов ЗКЭ проводили по задней грани режущей части ЗКЭ продольными валиками длиной 200...220 мм с шагом 30 мм. Остальные комплекты упрочняли по обеим граням. Поперечный макрошлиф системы упрочняющих валиков приведен на рис. 8.

Для оценки эффективности применения разработанной технологии упрочнения в ходе испытаний

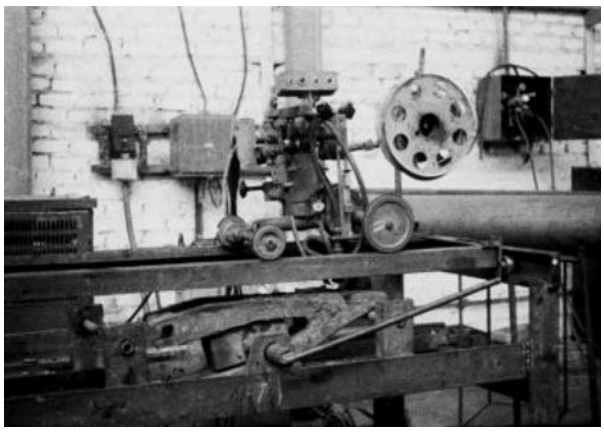


Рис. 7. Установка для упрочнения ЗКЭ

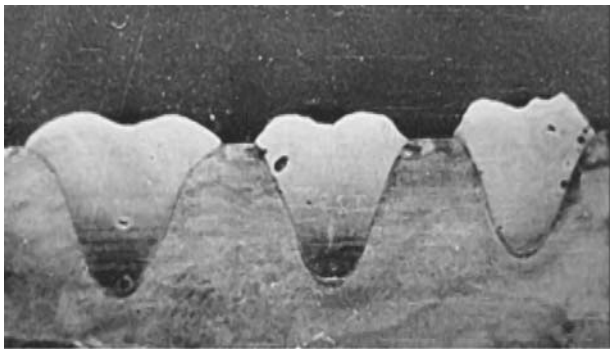


Рис. 8. Макрошлиф системы упрочняющих валиков

опытные и серийные комплекты ЗКЭ устанавливали на один и тот же экскаватор в случайной последовательности. При испытаниях контролировали линейное укорочение ЗКЭ в зависимости от количества добытой породы. Установили, что укорочение зуба практически пропорционально количеству добытой породы.

Из анализа полученных результатов следует, что упрочнение рабочих поверхностей с применением разработанного сплава способствует увеличению срока службы ЗКЭ в 1,7–1,9 раз. Наблюдается тенденция увеличения продолжительности работы для зубьев с упрочнением только задней грани в результате самозатачивания. С учетом того, что односторонняя наплавка требует меньших затрат, ей было отдано предпочтение.

Выводы

1. Получен оптимальный по составу наплавочный сплав типа 130Х6Г8С2АФ2 и разработана порошковая проволока для упрочнения плазменной и вспомогательной дугами. Микроструктура наплавленного металла представляет собой дендриты метастабильного аустенита в ледебурите, причем карбонитридные выделения располагаются также по объему дендритов. Сплав отличается высокой склонностью к фазовому наклепу и хорошей совместимостью с основным металлом.

2. Оптимизированы параметры режима упрочнения зубьев ковшей карьерных экскаваторов плазменной и вспомогательной дугами, позволяющие достичь глубины упрочнения до 20 мм при бездефектном формировании износостойких участков.

3. Производственные испытания упрочненных зубьев ковшей карьерных экскаваторов показали высокую эффективность упрочнения. Применение разработанной технологии позволяет повысить долговечность зубьев ковшей карьерных экскаваторов в 1,7–1,9 раз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Повышение** эффективности поверхностного упрочнения наплавкой путем формирования комбинированных твердых покрытий / Ф.Н. Рыжков, В.Я. Воротников, Н.Ю. Усикова и др. Курск: Курский ГТУ, 2000. 143 с.

2. **Филиппов М.А., Луговых В.Е., Попцов М.Е.** Деформационные мартенситные превращения и упрочнение углеродистых метастабильных аустенитных сталей // Изв. АН СССР. Металлы. 1989. № 2. С. 82–83.

3. **Гринберг Н.А., Арабей А.Б.** Износостойкие наплавочные материалы для упрочнения трущихся поверхностей в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания // Сварочное производство. 1992. № 5. С. 7–9.

4. **Любич А.И., Пустовгар А.В.** Влияние силикокальция на структуру и свойства наплавленного металла // Сварочное производство. 2002. № 6. С. 46–47.

5. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии машиностроения методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение. София: Техника, 1980. 304 с.

Наталья Юрьевна Усикова, канд. техн. наук,
naplavka48@mail.ru

УДК 621.774.63

О.Ю. Давыдов, В.Г. Егоров, А.И. Кочегаров *(ОАО "Научно-исследовательский институт автоматизированных средств производства и контроля", г. Воронеж)*

Определение параметров штамповки раздачей крутоизогнутых и ступенчатых патрубков

Проведен теоретический анализ формовки раздачей сверхтонкостенных патрубков с криволинейной осью. Рассмотрен конечный момент формообразования. Получены выражения для определения интенсивности деформаций и величины внутреннего давления наполнителя.

The theoretical analysis of forming by distribution of super thin-walled branch pipes with curvilinear axis is made. The final moment of intermutation is considered. Expressions for definition of deformations intensity and internal pressures size of filler are received.

Ключевые слова: сверхтонкостенный, крутоизогнутый, ступенчатый, патрубок; формообразование раздачей.

Key words: super thin-walled, steeply curved, stepped, branch pipe; intermutation by distribution.

В ряде изделий машиностроения применяются трубопроводы с изогнутыми участками, имеющие толщину стенки $t = 0{,}4...0{,}6$ мм из алюминиевых, титановых сплавов и коррозионно-стойких сталей с наружным диаметром $D = 50...120$ мм. Эти трубные элементы относятся к сверхтонкостенным ($D/t > 130$). Традиционные способы гибки проталкиванием с внутренним давлением наполнителя [1] не позволяют получить качественные крутоизогнутые и ступенчатые патрубки из сверхтонкостенных труб из-за возникновения в процессе формообразования дефектов:

– для крутоизогнутых патрубков – поперечные гофры в зонах контакта трубы с пуансоном проталкивания и малого радиуса изгиба;

– для ступенчатых патрубков – недоформовка наружного контура и поперечные гофры в зоне малого радиуса изгиба.

Гофры снижают циклическую долговечность трубопровода из-за увеличения гидравлического сопротивления при движении рабочей среды и концентрации напряжений.

Конструктивные особенности, применяемые материалы, а также требования приближения ресурса трубопровода к ресурсу изделия вызывают необходимость внедрения специальных методов формообразования. К ним относится гибка крутоизогнутых и ступенчатых патрубков раздачей трубных заготовок внутренним давлением в штампах, имеющих разъем в вертикальной плоскости (рис. 1).

Криволинейный канал штампа имеет тороидальный участок и цилиндрические полости для формообразования раздачей под действием внутреннего давления эластичной среды патрубков с прямыми участками под аргонодуговую сварку кольцевых стыков (рис. 2). К зоне минимального радиуса изгиба патрубка примыкают полости в виде сегментов сферы диаметром, равным диаметру криволинейного канала.

Благодаря наличию сферических полостей в процессе деформации трубной заготовки возникают меридинальные напряжения растяжения. Таким образом формуется полуфабрикат патрубка с одинаковой длиной образующих в любом продольном сечении и минимальной разнотолщинностью. При этом зоны минимального и максимального радиусов изгиба формуются в одинаковых условиях радиальной разда-

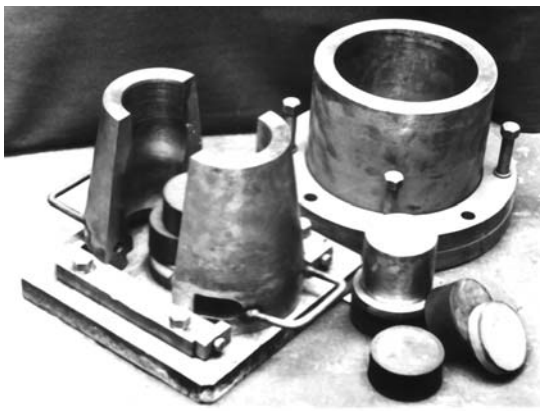


Рис. 1. Штамп для гибки крутоизогнутых патрубков раздачей

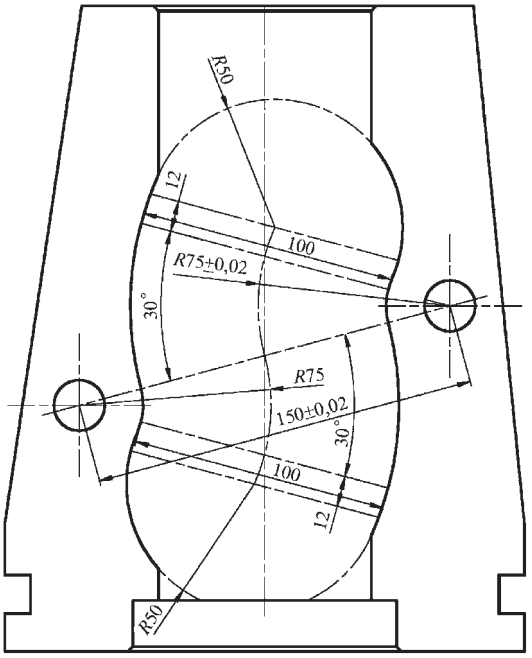


Рис. 2. Полуматрица для формообразования раздачей ступенчатых патрубков

чи. По окончании процесса штамповки отформованный полуфабрикат патрубка извлекают из криволинейного канала и вырезают из него требуемую деталь (крутоизогнутый или ступенчатый патрубок).

Исследования указанных процессов штамповки сверхтонкостенных деталей эластичной средой находятся в начальной стадии. В работе [2] был дан теоретический анализ формообразования тороидальной части полуфабриката патрубка без учета влияния цилиндрических и сферических участков, поэтому полученные результаты по определению энергосиловых параметров процесса могут быть использованы лишь в первом приближении.

Рассмотрим конечную стадию формообразования, как наиболее важную с точки зрения обеспечения необходимого качества детали. Схема процесса формообразования в конечный момент приведена на рис. 3.

В силу наличия поперечной плоскости симметрии будем рассматривать левую часть патрубка. Для моделирования кинематики в пределах этой части выделим четыре зоны, показанные на рис. 3. Зона 4 является частью исходной трубной заготовки и расположена вне основного очага деформации. Деформации в данной зоне мало влияют на величину потребного для гибки внутреннего давления q, поэтому при анализе процесса формообразования эту зону рассматривать не будем.

1. Построение кинематически возможного поля перемещений. Для описания геометрии зоны 1 используем тороидальную систему координат r, θ, φ. Поле перемещений, моделирующее пластическое течение в этой зоне, должно удовлетворять условию несжимаемости и кинематическим краевым условиям.

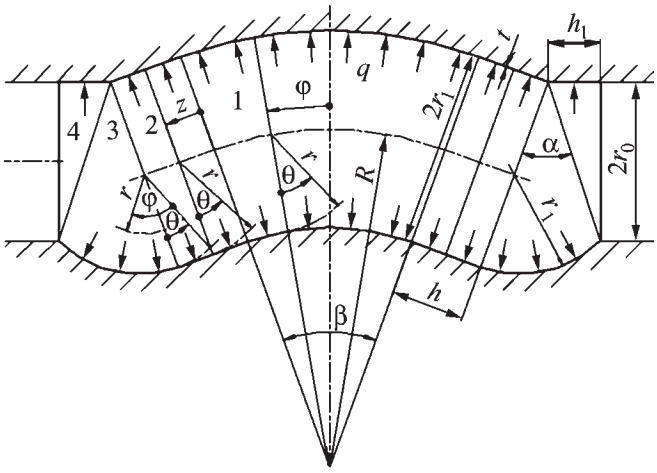


Рис. 3. Расчетная схема формообразования крутоизогнутого патрубка

Кинематические краевые условия определяются соотношениями:

$$v_r^{(1)}\Big|_{r=r_1}=0;\ \ v_\varphi^{(1)}\Big|_{\varphi=0}=0, \qquad (1)$$

где $v_r^{(1)}$, $v_\varphi^{(1)}$ – компоненты вектора перемещения в зоне 1. В связи с тем, что при гибке раздачей перемещения поперечного сечения в окружном направлении отсутствуют, примем, что $v_\theta^{(1)}=0$.

В работе [3] получено, что поле перемещений в зоне 1, удовлетворяющее условиям (1), имеет вид:

$$v_r^{(1)}=\frac{r_1^2}{r}-r;\ \ v_\theta^1=0;$$

$$v_\varphi^{(1)}=\left[2R+\left(\frac{r_1^2}{r}-3r\right)\cos\theta\right]\varphi. \qquad (2)$$

Геометрию зоны 2 будем описывать в цилиндрической системе координат r, θ, z (см. рис. 3). Кинематические условия для данной зоны имеют вид:

$$\begin{aligned} &v_r^{(2)}\Big|_{r=r_1}=0;\ \ v_z^{(2)}\Big|_{z=0}=v_\varphi^{(1)}\Big|_{\varphi=\frac{\beta}{2}};\\ &v_r^{(2)}\Big|_{z=0}=v_r^{(1)}\Big|_{\varphi=\frac{\beta}{2}}. \end{aligned} \qquad (3)$$

Поле перемещений зоны 2, удовлетворяющее (3), определяется выражениями [3]:

$$\begin{aligned} &v_r^{(2)}=\frac{r_1^2}{r}-r;\ \ v_\theta^2=0;\\ &v_z^{(2)}=2z+\left[2R+\left(\frac{r_1^2}{r}-3r\right)\cos\theta\right]\frac{\beta}{2}. \end{aligned} \qquad (4)$$

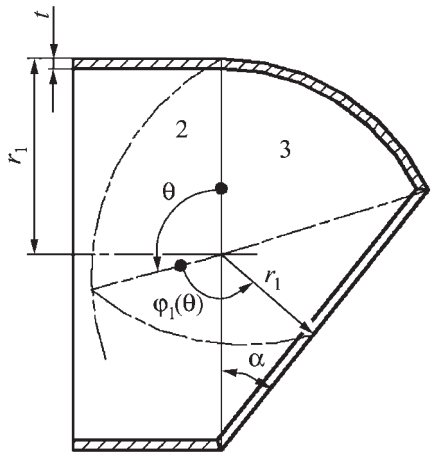


Рис. 4. Геометрические параметры зоны 3

Зона 3 представляет собой часть полусферы радиусом r_1, центр которой расположен на оси в крайнем сечении цилиндрического участка 2. Для описания геометрии данной зоны используем сферическую систему координат r, θ , φ (рис. 4).

Границы зоны 3 определяются неравенствами:

$$r_1 - t \le r \le r_1;\ \ 0 \le \theta \le 2\pi;\ \ 0 \le \varphi \le \varphi_1(\theta), \qquad (5)$$

где $\varphi_1(\theta) = 8{,}96\cdot 10^{-3}\,\theta^4 - 0{,}167\theta^2 + 0{,}772$ (при $\beta = \pi/6$), $\varphi_1(\theta) = 0{,}012\theta^4 - 0{,}236\theta^2 + 1{,}186$ (при $\beta = \pi/4$).

Кинематические краевые условия определяются соотношениями:

$$v_r\big|_{r=r_1} = 0;\ \ v_\varphi^{(3)}\big|_{\varphi=0} = v_z^{(2)}\big|_{z=h};\ \ v_r^{(3)}\big|_{\varphi=0} = v_r^{(2)}\big|_{z=h}. \qquad (6)$$

Удовлетворяя условию несжимаемости, а также кинематическим краевым условиям (6) с учетом (5), получаем кинематически возможное поле перемещений для зоны 3:

$$v_r^{(3)} = \frac{r_1^2}{r} - r;\ \ v_\theta^{(3)} = 0;$$
$$v_\varphi^{(3)} = \left(3r - \frac{r_1^2}{r}\right)\mathrm{tg}\,\varphi + \qquad (7)$$
$$+ \frac{1}{\cos\varphi}\left\{2h + \left[2R + \left(\frac{r_1^2}{r} - 3r\right)\cos\theta\right]\frac{\beta}{2}\right\}.$$

2. Определение внутреннего давления раздачи. Для определения внутреннего давления q раздачи используем уравнение баланса работ:

$$A_{сж} + A_q = A_{пл} + A_{тр}, \qquad (8)$$

где $A_{сж}$ – работа, совершаемая при сжатии наполнителя; A_q – работа внутреннего давления наполнителя; $A_{пл}$ – работа пластической деформации; $A_{тр}$ – работа сил трения между наружной поверхностью патрубка и стенками полуматриц.

В зоне 1 работа пластической деформации $A_{пл}$ определяется по формуле

$$A_{пл}^{(1)} = k\int_V H^{(1)}\,dV, \qquad (9)$$

где k – предел текучести при сдвиге, осредненный по объему тела; $H^{(1)} = \sqrt{2\left((\varepsilon_r^{(1)})^2 + (\varepsilon_\theta^{(1)})^2 + (\varepsilon_\varphi^{(1)})^2 + (\gamma_{\theta\varphi}^{(1)})^2 + (\gamma_{r\varphi}^{(1)})^2\right)}$ – интенсивность деформаций сдвига; V – объем области пластической деформации.

Компоненты тензора деформаций $\varepsilon_r^{(1)}$, $\varepsilon_\theta^{(1)}$, $\varepsilon_\varphi^{(1)}$, $\gamma_{\theta\varphi}^{(1)}$, $\gamma_{r\varphi}^{(1)}$ определим по известным соотношениям на основании принятого поля перемещений (2) в зоне 1:

$$\varepsilon_r^{(1)} = -\left(1 + \frac{r_1^2}{r^2}\right),\ \ \varepsilon_\theta = \frac{r_1^2}{r^2} - 1,\ \ \varepsilon_\varphi = 2;$$

$$\gamma_{r\theta}^{(1)} = 0,$$
$$\gamma_{\theta\varphi}^{(1)} = \frac{\left(1 - \dfrac{r_1^2}{r^2}\right)R\varphi\sin\theta}{R - r\cos\theta}, \qquad (10)$$
$$\gamma_{r\varphi}^{(1)} = \frac{\left[2\,\dfrac{r_1^2}{r}\cos\theta - R\left(1 + \dfrac{r_1^2}{r^2}\right)\right]}{R - r\cos\theta}.$$

Подставляя (10) в (9), имеем:

$$A_{пл}^{(1)} = 2k r_1^2 t k_1, \qquad (11)$$

где $k_1 = 6{,}6$ при $\beta = \pi/6$; $k_1 = 9{,}9$ при $\beta = \pi/4$.

Работа внутреннего давления $A_q^{(1)}$ равна

$$A_q^{(1)} = \int_S q\,v_r^{(1)}\big|_{r=r_1-t}\,dS, \qquad (12)$$

где S – площадь внутренней поверхности патрубка.

Из (2) имеем

$$v_r^{(1)}\big|_{r=r_1-t} = \frac{r_1^2}{r_1 - t} - (r_1 - t). \qquad (13)$$

Подставляя (13) в (12) и интегрируя в пределах границ зоны 1, получаем:

$$A_q^{(1)} = 2\pi q\beta R r_1 t. \qquad (14)$$

Определим работу сил трения как

$$A_{тр}^{(1)} = \int_S \tau_k\,|v_\tau|\big|_{r=r_1}\,dS, \qquad (15)$$

где τ_k – напряжение контактного трения; v_r – компонента перемещения, касательная к контактной поверхности.

Для особо- и сверхтонкостенных патрубков можно принять, что $\sigma_k = q$, где σ_k – нормальное напряжение на контактной поверхности.

Тогда, согласно закону трения Кулона

$$\tau_k = \mu q, \qquad (16)$$

где μ – коэффициент трения.

Для зоны 1 $v_\tau = v_\varphi^{(1)}$, а

$$v_\varphi^{(1)}\Big|_{r=r_1} = 2(R - r_1\cos\theta)\varphi. \qquad (17)$$

Подставляя (17) в (16), а полученный результат в (15), имеем

$$A_{\text{тр}}^{(1)} = 7{,}1\,\mu q r_1^3 \beta^2. \qquad (18)$$

Используя формулы (11), (14), (18) и проводя аналогичные рассуждения для зон 2 и 3 с применением для вычисления работ выражений, подобных (9), (12), (15), будем иметь для штампуемого патрубка в целом:

$$A_{\text{пл}} = k r_1 t[r_1(2k_1 + k_3) + h k_2]; \qquad (19)$$

$$A_{\text{тр}} = \mu q r_1 [r_1^2(7{,}1\beta^2 + k_4) + 2\pi h(h + \beta R)]; \qquad (20)$$

$$A_q = 2\pi q r_1 t [\beta R + 2h + k_5 r_1]. \qquad (21)$$

В выражения (19)–(21) входят коэффициенты $k_1 ... k_5$, которые определяются в зависимости от угла гиба β:

β	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
$\pi/6$	6,6	25,7	13,6	4,2	0,75
$\pi/4$	9,9	26,3	29,2	9,6	1,1

Работа, совершаемая при сжатии наполнителя, равна:

$$A_{\text{сж}} = \pi q r_0^2 l, \qquad (22)$$

где r_0 – радиус трубной заготовки; l – перемещение нажимного пуансона.

Подставляя (19)–(22) в уравнение баланса работ (8), получаем

$$q = \frac{k r_1 t [r_1(2k_1 + k_3) + h k_2]}{\pi r_0^2 l + 2\pi t r_1 (\beta R + 2h + k_5 r_1) - \mu r_1 [r_1^2(7{,}1\beta^2 + k_4) + 2\pi h (h + \beta R)]}. \qquad (23)$$

В уравнение (23) для определения внутреннего давления наполнителя q входит предел текучести при сдвиге k материала патрубка, который должен определяться с учетом деформационного упрочнения металла.

Для учета упрочнения служат соответствующие кривые $\sigma_и = f(e_и)$ ($\sigma_и$ – интенсивность напряжений, $e_и$ – интенсивность деформаций), полученные по результатам испытаний стандартных образцов на растяжение или сжатие. Использование кривых упрочнения возможно при наличии информации об интенсивности деформаций в пластической области.

3. Определение интенсивности деформаций. Для приближенного подсчета средней по объему интенсивности деформаций e_m в работе [4] рекомендована следующая зависимость:

$$e_m = \frac{1}{2\sqrt{3V}}\left(\int_V H_1 dV_n + \int_V H_0 dV_n\right)\Delta T, \qquad (24)$$

где H_0, H_1 – интенсивность деформаций сдвига соответственно на начальной и конечной стадиях деформирования; ΔT – изменение характерного геометрического параметра изделия в ходе деформирования.

Так как деформация раздачей сопровождается утонением стенки трубной заготовки, в (24) следует принять, что:

$$\Delta T = t_0 - t = \Delta t, \qquad (25)$$

где t_0 – толщина стенки исходной трубной заготовки.

В ходе предыдущих исследований по определению необходимого для реализации раздачи внутреннего давления наполнителя для конечной стадии деформирования было получено:

$$\int_V H_1 dV = r_1 t [r_1(2k_1 + k_3) + h k_2]. \qquad (26)$$

Проводя аналогичные рассуждения для начальной стадии деформирования, получаем:

$$\int_V H_0 dV = \frac{8\pi l_0 t_0^2}{r_0}, \qquad (27)$$

где r_0 – радиус трубной заготовки; l_0 – длина трубной заготовки; $l_0 = (\beta R + 2h + k_6 r_1) r_1 / r_0$, $k_6 = 0{,}745$ при $\beta = \pi/6$, $k_6 = 1{,}105$ при $\beta = \pi/4$.

Подставляя (25)–(27) в (24), имеем

$$e_m = \frac{1}{4\pi\sqrt{3}}\left[\frac{r_1(2k_1 + k_3) + h k_2}{2t_0(\beta R + 2h + k_6 r_0)} + \frac{8\pi t_0}{r_0^2}\right]\Delta t. \qquad (28)$$

На рис. 5, 6 представлены зависимости $e_m = e_m(t)$, построенные в соответствии с (28) для $R = 2r_1$ и $R = 3r_1$ при углах изгиба $\beta = \pi/6$ и $\beta = \pi/4$.

В работе [5] получены кривые упрочнения в координатах $\sigma_и - e_и$ по результатам испытаний кольцевых образцов, которые аппроксимируются следующими зависимостями:

$$\sigma_и = 462{,}6\, e_и^{0{,}316} \text{ – для сплава АМг3М;}$$

$$\sigma_и = 1046{,}6\, e_и^{0{,}187} \text{ – для сплава ВТ1-0;} \qquad (29)$$

$$\sigma_и = 1209{,}7\, e_и^{0{,}262} \text{ – для стали 12Х18Н10Т.}$$

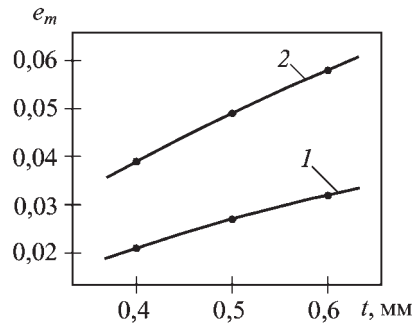


Рис. 5. Зависимость $e_m = e_m(t)$ при $R = 2r_1$:
1 – β = π/6; *2* – β = π/4

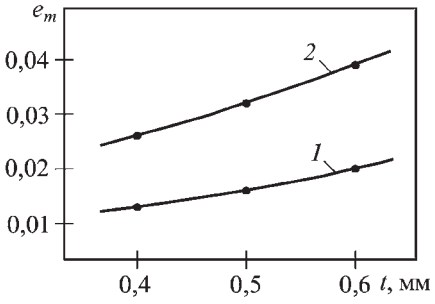


Рис. 6. Зависимость $e_m = e_m(t)$ при $R = 3r_1$:
1 – β = π/6; *2* – β = π/4

На рис. 7–9 представлены зависимости давления q наполнителя от радиуса патрубка r_1 при различных углах β, радиусах изгиба патрубка R и толщины стенки t, построенные по уравнениям (23), (28), (29).

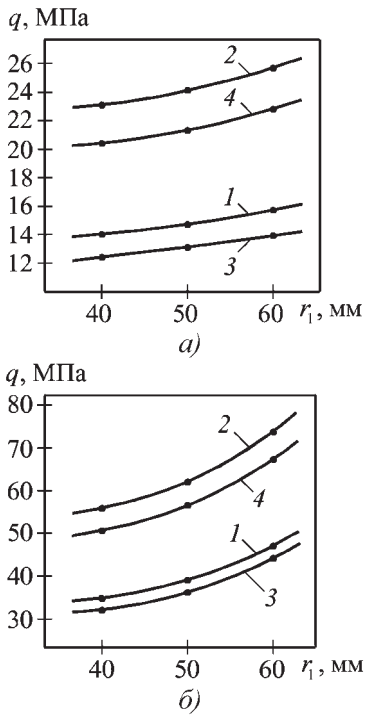


Рис. 7. Зависимость q от r_1 сплава АМг3М для углов гиба:
а – β = π/6; *б* – β = π/4; *1* – $R = 2r_1$, t = 0,4 мм; *2* – $R = 2r_1$, t = 0,6 мм; *3* – $R = 3r_1$, t = 0,4 мм; *4* – $R = 3r_1$, t = 0,6 мм

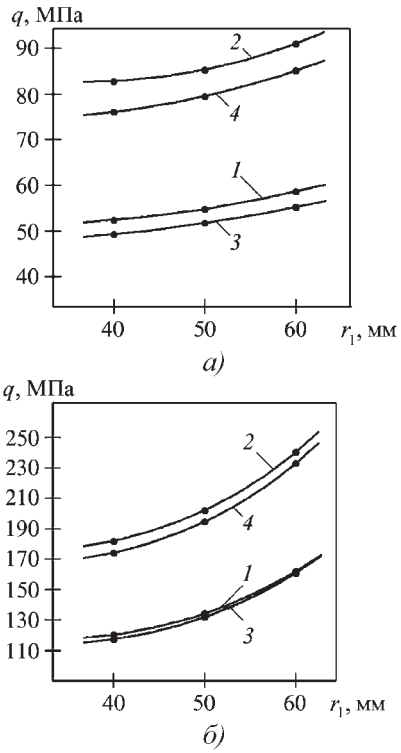


Рис. 8. Зависимость q от r_1 сплава ВТ1-0 для углов гиба:
а – β = π/6; *б* – β = π/4; *1* – $R = 2r_1$, t = 0,4 мм; *2* – $R = 2r_1$, t = 0,6 мм; *3* – $R = 3r_1$, t = 0,4 мм; *4* – $R = 3r_1$, t = 0,6 мм

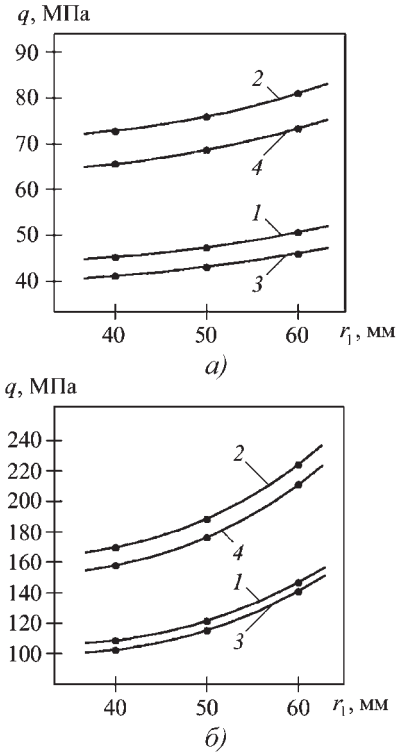


Рис. 9. Зависимость q от r_1 сплава 12Х18Н10Т для углов гиба:
а – β = π/6; *б* – β = π/4; *1* – $R = 2r_1$, t = 0,4 мм; *2* – $R = 2r_1$, t = 0,6 мм; *3* – $R = 3r_1$, t = 0,4 мм; *4* – $R = 3r_1$, t = 0,6 мм

Полученные зависимости справедливы и при формообразовании ступенчатых патрубков, так как оформление всех его зон происходит одновременно (как бы формуются одновременно сразу два крутоизогнутых патрубка).

Выводы

Установлены основные закономерности протекаемого процесса формообразования патрубков в штампах, а именно:

– с увеличением r_1 при прочих равных условиях потребное давление q возрастает, так как пластическая область становится более обширной;

– для формообразования патрубка с большей толщиной стенки требуется большее давление, так как жесткость поперечного сечения возрастает;

– формообразование патрубков с большим углом гиба происходит в более стесненных условиях, поэтому потребное давление раздачи возрастает;

– с увеличением радиуса изгиба по средней линии R давление q уменьшается, так как пластическое течение металла стенки трубной заготовки будет менее затруднено.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Руководящий** технический материал РТМ 1.4.1638–86. Конструктивно-технологическая отработка трубопроводных коммуникаций, изготовление и контроль труб и патрубков. НИАТ, 1988. 576 с.

2. **Егоров В.Г.** Штамповка сверхтокостенных патрубков с криволинейной осью // КШП. 1996. № 3. С. 16–20.

3. **Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Кочегаров А.И.** Определение зон пластического течения при гибке патрубков раздачей // Наука и технологии: Краткие сообщения XXIX Российской школы, посвященной 85-летию со дня рождения академика В.П. Макеева. Екатеринбург: УрО РАН, 2009. С. 264–266.

4. **Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Зубарев В.Ю., Кочегаров А.И.** Моделирование упрочнения при формообразовании элементов трубопровода летательных аппаратов // Матер. 9-й Междунар. науч.-техн. конф. "АИВА–2009". Киев, 21–23 сентября 2009. Т. 1. С. 4.91–4.93.

5. **Егоров В.Г., Захарченко Н.Д., Чудаков Л.Д., Макаров Н.М.** Определение кривых упрочнения материалов особотонкостенных труб методом осадки кольцевых образцов // Авиационная промышленность. 1988. № 1. С. 43–44.

Олег Юрьевич Давыдов, канд. техн. наук;
Владислав Геннадьевич Егоров, д-р техн. наук,
akvapaskal@intercon.ru;
Александр Иванович Кочегаров, заведующий сектором

УДК 621.735.32; 621.882

В.В. Галкин, С.А. Кудрявцев, Е.Г. Терещенко
(Нижегородский государственный технический университет)

Развитие микроструктурного метода исследования конечных пластических деформаций

Предложено развитие микроструктурного метода исследования конечных пластических деформаций в направлении применения программных продуктов для снижения трудоемкости замеров линейных размеров структурных составляющих металла, расчетов компонентов деформированного состояния и расширения технологических возможностей в выявлении наиболее характерных зон деформированной структуры и прослеживание их перемещений по переходам штамповки.

Development of microstructural research method of final plastic deformations in direction of software products application for the purpose of decrease in labour input of linear sizes gaugings of metal structural components, calculations of the deformed condition components and expansion of technological possibilities in revealing of the most typical zones of the deformed structure and procaking of their movings on punching transitions is offered.

Ключевые слова: микроструктурный метод; конечные пластические деформации; программные продукты; размеры структурных составляющих.

Keywords: microstructural method; final plastic deformations; software products; sizes of structural components.

В настоящее время развитие расчетных методик в получении количественных результатов описания структуры и свойств металлических материалов является наиболее перспективным направлением развития методологии научных исследований пластических деформаций, в частности в процессах многооперационной объемной штамповки.

Из применяемых методик исследования конечных пластических деформаций в реальном материале одной из основных является микроструктурный ме-

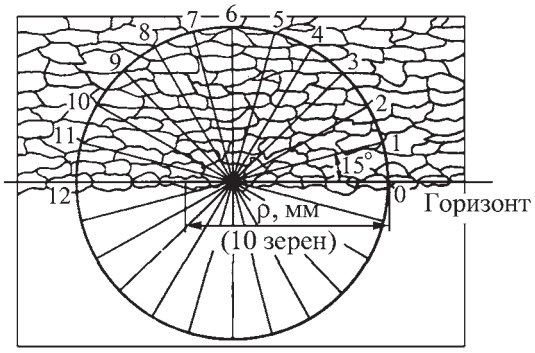


Рис. 1. Сетка-транспарант разметки линий замеров искаженной деформацией микроструктуры [1]

тод Г.А. Смирнова-Аляева, обеспечивающий определение всех компонентов деформированного состояния: направлений главных осей, их значений и индексаций, вида и степени деформированного состояния [1]. Метод основан на положении механики сплошной среды, при котором материальная точка твердого тела, имевшая сферическую форму, при деформации преобразуется в эллипсоид. Согласно параметру ориентации зерен по А.А. Ильюшину (Ильюшин А.А., Ленский В.С. Сопротивление материалов. М., 1959.) в качестве микроструктурного объема, рассматриваемого как сплошное тело и к которому применимо положение деформированного состояния материальной частицы, выбирается сфера радиусом ρ_0, пересекающим 8,5...10 зерен.

На практике метод включает в себя изготовление микрошлифов путем реза штампованных заготовок в установленных зонах, их фотографирование и обработку. На фотографиях микрошлифов для каждой исследуемой точки, как из центра окружности, проводятся отрезки через постоянное число градусов (рис. 1).

В базу измерений входят значения длин отрезков ρ, пересекающих установленное число деформированных зерен. При расчетах компонентов деформированного состояния полученные значения ρ сравниваются с длиной отрезка ρ_0, пересекающего установленное число зерен недеформированной структуры.

В базу расчетов входят:

• построение зависимости изменения начальной длины отрезка ρ_0 по направлениям согласно выражению

$$\frac{\rho_0^2}{\rho^2} = K + A\cos\theta,$$

где $K = \dfrac{Q_k\,(n + C_2) - 2Q_A C_1}{n(n + C_2) - 2C_1^2}$; $A = \dfrac{Q_k - nK}{C_1}$;

$Q_k = Q_A = \sum\limits_{i=1}^{n}\left(\dfrac{\rho_0^2}{\rho^2}\right)\cos 2\cos\theta_i$; $C_1 = \sum\limits_{i=1}^{n}\cos 2\,\theta_i$;

$C_2 = \sum\limits_{i=1}^{n}\cos 4\theta_i$; n – число отрезков, исходящих из центра точки микрошлифа через постоянное число градусов θ; θ – угол между отрезками, $\theta = 360°/n$;

• определение главных компонентов ε_a, ε_b, ε_N с простановкой их индексации по выражениям

$$\varepsilon_a = -0{,}5\ln\left(\frac{\rho_0^2}{\rho_i^2}\right)_{\min};\quad \varepsilon_b = -0{,}5\ln\left(\frac{\rho_0^2}{\rho_i^2}\right)_{\max};$$

$$\varepsilon_N = -(\varepsilon_a + \varepsilon_b);$$

• расчет характеристики вида деформированного состояния ν_ε (коэффициент В. Лоде) и его интенсивности ε_i по выражениям

$$\nu_\varepsilon = \frac{2\,\varepsilon_2 - \varepsilon_1 - \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3};$$

$$\varepsilon_i = \frac{2}{3}\sqrt{\frac{1}{2}(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + \frac{1}{2}(\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + \frac{1}{2}(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2}.$$

Метод характеризуется большой трудоемкостью процесса замеров линейных размеров зерен недеформированной и деформированной структуры и расчетов компонентов деформированного состояния.

Современное развитие компьютерной техники позволяет устранить данный недостаток, а также одновременно расширить технологические возможности применения метода, к которым можно отнести: выбор наиболее характерных объемов деформированной структуры, прослеживание без предварительной отметки на шлифе перемещений исследуемых областей по переходам. Для этого должны применяться программные продукты по двум направлениям: возможностью математического моделирования процессов обработки металлов давлением заготовок в твердотельных моделях технологической оснастки и оценкой напряженно-деформированного состояния материала и выполнения замеров линейных размеров зерен с автоматизированным расчетом компонентов деформированного состояния.

На примере четырехпереходного процесса холодной высадки фланцевого болта из стали 20 рассмотрим предложения по развитию методики.

По первому направлению, аналогично высадке фланцевого болта с головкой типа "TORX" [2], приведено математическое моделирование процесса в *программном комплексе DEFORM* с использованием твердотельных моделей технологической оснастки (пуансонов и матриц), созданных в программном пакете Solid Works 2007, выделены наиболее характерные объемы деформированной структуры с прослеживанием их перемещения по переходам. Для перехода предварительной формовки результаты математического моделирования представлены на рис. 2.

На микрошлифах разрезанных заготовок в соответствующих зонах сделаны электронные снимки микроструктуры (рис. 3).

По второму направлению для выполнения замеров линейных размеров зерен и автоматизированного расчета компонентов деформированного состояния наиболее целесообразно применение программ, основанных на оптических замерах. В настоящей работе использовано программное обеспечение NI Vision и среда разработки LabVIEW фирмы National Instruments.

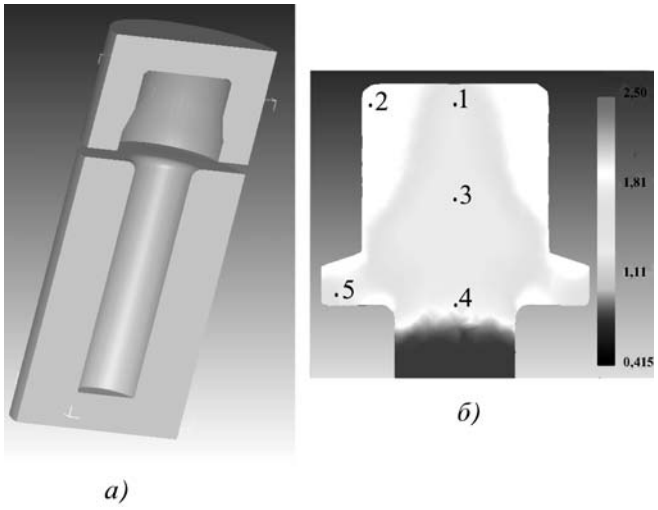


Рис. 2. Результаты математического моделирования перехода предварительной формовки:
а – твердотельная модель инструмента; *б* – картина эквивалентных деформаций

На первом этапе обсчета исходное изображение микроструктуры, полученное с микроскопа (рис. 4, *а*), подвергается бинаризации, в результате которой элементы изображения разделяются на объекты – зерна и фон. Далее производится дополнительная сегментация изображения в целях разделения частично перекрывающихся объектов – зерен. Для этого используется встроенная функция пакета NI Vision, основанная на многократном применении операции эрозии к объектам изображения, в ходе которого узкие перешейки,

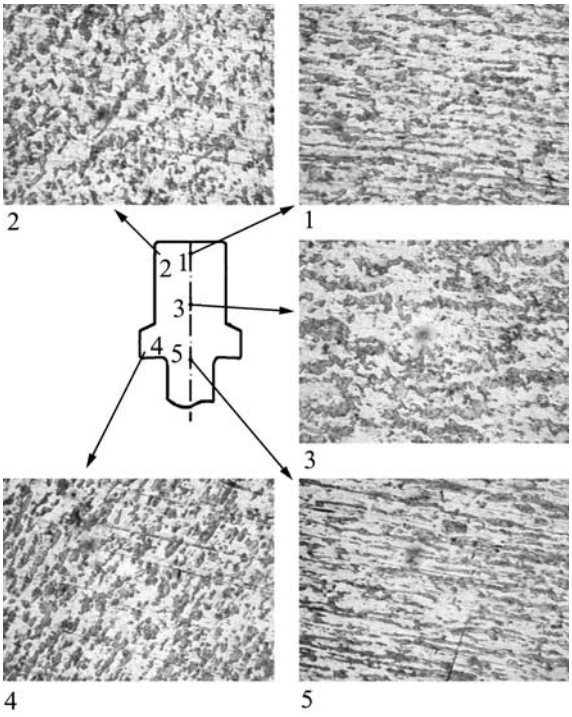


Рис. 3. Микроструктура характерных зон на переходе предварительной формовки

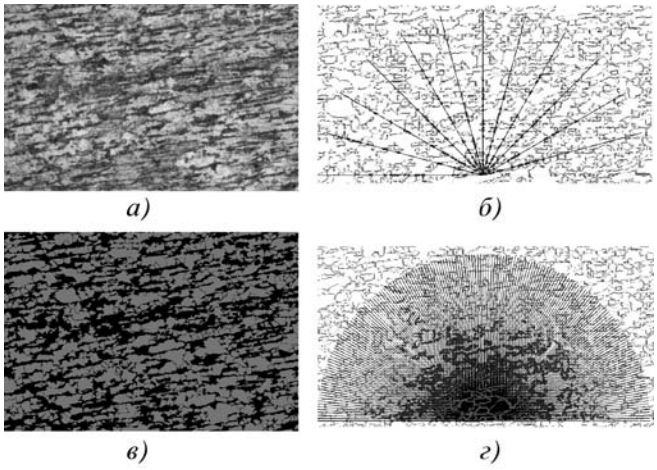


Рис. 4. Результаты автоматизированной обработки данных:
а – микроструктура, ×340; *б* – бинаризованное изображение; *в*, *г* – нахождение пересечений с границами зерен с угловым шагом 15 и 1° соответственно

соединяющие отдельные зерна, исчезают. Для исключения шумов осуществляется дополнительная фильтрация, включающая в себя удаление зерен, с площадью ниже заданного порога, и заполнение "пустоты" внутри зерен. Полученное результирующее бинаризованное изображение, показанное на рис. 4, *б*, достаточно хорошо соотносится с результатами визуальной оценки исходного изображения микроструктуры (см. рис. 4, *а*).

При построении сетки по методу Г.А. Смирнова-Аляева указывается точка на изображении, для которой выполняется анализ. Разработанная программа автоматически строит из указанной точки-центра серию радиус-векторов с заданным угловым шагом (рис. 4, *в*) и находит заданное число *k* точек пересечения этих векторов с границами зерен. Угловой шаг при измерениях может быть достаточно малым (рис. 4, *г*), что позволяет повысить точность расчетов метода по сравнению с ручными вычислениями, когда число секторов задается не более 15 [1].

Вывод

Применение программных продуктов при микроструктурном методе исследования позволяет автоматизировать процедуру замеров линейных размеров структурных составляющих металла, расчетов компонентов деформированного состояния и расширить технологические возможности метода в выявлении наиболее характерных зон деформированной структуры и прослеживания их перемещений по переходам штамповки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Смирнов-Аляев Г.А.** Сопротивление материалов пластическому деформированию. Л.: Машиностроение, 1978. 368 с.

2. **Деформация** материала в головке болта при холодной высадке / О.С. Кошелев, В.В. Галкин, С.А. Кудрявцев, Е.Н. Хохлов, Е.Г. Терещенко // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 1. С. 24–27.

Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук,
omd@nntu.nnov.ru;
Сергей Александрович Кудрявцев, канд. техн. наук;
Елена Григорьевна Терещенко, ст. преподаватель

УДК 621.7.044

В.В. Трухачёва, И.А. Чечета *(Воронежский государственный технический университет)*

Безмашинное вакуумирование емкости, заполненной разнородными газами, применительно к штамповке взрывом

Проанализированы скорость безмашинного вакуумирования емкости, заполненной разнородными газами, и его способ, основанный на «ликвидации» парциальных давлений газов, находящихся в этой емкости. Представлен расчет скорости реакции химического связывания углекислого газа щелочью.

The velocity of nomashine vacuum processing of the capacity filled heterogeneous gases are analyzed and its way based on "liquidations" of the gases pressures situated in this capacity. The calculation of reaction velocity of the chemical collecting of carbon dioxide by alkali is presented.

Ключевые слова: вакуум; безмашинное вакуумирование; "ликвидация" давлений.

Keywords: vacuum; nomashine vacuum processing; "liquidations" of the pressures.

Высокий вакуум приобретает все большее значение в науке и новой технике, применяется в промышленности. Примером служат такие области науки, как физика твердого тела, физика плазмы, ядерная физика, исследование космического пространства, электроника, в которых дальнейший прогресс без использования вакуумной техники вообще невозможен.

Высокий или очень высокий вакуум имеет место, когда соответствующее ему давление газа значительно или весьма значительно ниже атмосферного давления. Научные основы высокого вакуума базируются на соответствующих разделах физики и химии, описывающих газы и протекающие в них явления, а также взаимодействия между газообразной фазой и другими фазами вещества (Грошевский Я. Техника высокого вакуума. Пер. с польск. В.А. Булата. М.: Мир, 1975. 623 с.).

Указанные уровни вакуума обеспечиваются вакуумными системами, в составе которых непременно присутствуют специальные или специализированные вакуумные насосы. Однако в ряде случаев применение вакуумных насосов оказывается экономически нецелесообразным, а достаточный уровень вакуумирования представляется возможным получать безмашинным способом. Например, анализ используемых для обработки давлением высокоскоростных молотов (ВСМ) показывает следующее. Привод этих молотов действует по принципу тепловых двигателей, а именно: в рабочей камере сжигают заряд горючей газовой смеси, накапливая газ высокого давления и удерживая энергетически активные массы, оснащенные обрабатывающим инструментом, в исходном положении. Затем сжатому газу дают возможность расширяться, преобразуя работу расширения в кинетическую энергию инструмента [1].

Эффективность ВСМ существенно повышается, если в системах очистки камеры сгорания и по следующей нейтрализации продуктов сгорания применяют процесс безмашинного вакуумирования. Аналогичное повышение эффективности благодаря использованию безмашинного вакуумирования наблюдается и в случае его применения в установках для термоимпульсного удаления заусенцев, возникающих на пересечениях поверхностей тех деталей, которые подвергались обработке резанием лезвийным инструментом [2]. В таких установках тоже сжигают горючую газовую смесь. Но в отличие от ВСМ инструментом для удаления заусенцев термоимпульсным способом является возникающий в процессе горения топлива фронт пламени, который, омывая детали, сжигает заусенцы.

Основой безмашинного вакуумирования является возможность химического связывания газообразных продуктов сгорания с переводом их в конденсат или солевой осадок.

Это предопределено тем, что для энергетического привода, как ВСМ, так и установки для термоимпульсной зачистки заусенцев, наиболее рациональным горючим компонентом сжигаемого в камере топливного заряда является пропан-бутан (обычно в соотношении 50 % + 50 % по массовому составу или 56,95 % C_3H_8 и 43,05 % C_4H_{10} – по объему; в рассматриваемом случае анализируется первый вариант). Смесь этих газов практически не содержит балласта ядовитых примесей. Именно этим обусловлено широкое применение пропан-бутана в производственной и бытовой технике.

При горении топливной смеси в атмосфере кислорода образуется углекислый газ и вода, которая из-за высокой температуры, сопровождающей горение, превращается в перегретый пар. В закрытой емкости возможно конденсировать пар, а углекислый газ преобразовывать в солевой осадок под воздействием щелочи. Таким образом, химические реакции протекающих превращений на этапе горения пропан-бутана имеют вид:

$$C_3H_8 + 5O_2 \rightarrow 3CO_2 + 4H_2O;$$

$$C_4H_{10} + 6{,}5O_2 \rightarrow 4CO_2 + 5H_2O.$$

Для выявления наиболее эффективного процесса горения необходимо оценить процессы, протекающие как при чистом (балонном) кислороде, так и при кислороде воздуха, т.е. в присутствии азота.

Горение в чистом кислороде происходит гораздо интенсивнее, чем в воздухе. Хотя при этом выделяется такое же количество теплоты, как и при горении в воздухе, но процесс протекает быстрее и выделяющаяся теплота не расходуется на нагревание азота, находящегося в воздухе; поэтому здесь температура горения значительно выше [3].

Количество образующегося в ходе реакции вещества составляет:

$$\nu = \frac{m}{M}, \qquad (1)$$

где m – масса вещества; M – молярная масса вещества.

Таким образом, $\nu_{C_3H_8} = 50/44 = 1{,}136$ моль; $\nu_{C_4H_{10}} = 50/58 = 0{,}862$ моль.

После сгорания образуются:

$$\nu_{CO_2} = 3\nu_{C_3H_8} + 4\nu_{C_4H_{10}} =$$
$$= 3\cdot 1{,}136 + 4\cdot 0{,}862 = 6{,}857 \text{ моль};$$
$$\nu_{H_2O} = 4\nu_{C_3H_8} + 5\nu_{C_4H_{10}} =$$
$$= 4\cdot 1{,}136 + 5\cdot 0{,}862 = 8{,}856 \text{ моль}.$$

Общий объем вступающих в реакцию веществ определяется по формуле

$$V_{\Sigma 1} = V_м (\nu_{C_3H_8} + \nu_{C_4H_{10}} + \nu_{O_2}), \qquad (2)$$

где $V_м$ – молярный объем вещества, равный 22,4 л/моль.

Тогда $V_{\Sigma 1} = 22{,}4\,[1{,}136 + 0{,}862 + 5\cdot 1{,}136 + 6{,}5\cdot 0{,}862] = 297{,}5$ дм^3.

Общий объем продуктов сгорания определяется как

$$V_{\Sigma 2} = V_м (\nu_{CO_2} + \nu_{H_2O}), \qquad (3)$$

следовательно, объем равен 352 дм^3 (при $P = 1$ атм и $T = 273$ К).

Объемные доли CO_2 и H_2O составляют 43,6 и 56,4 % соответственно, а для C_3H_8, C_4H_{10} и O_2 – 8,6; 6,5 и 84,9 % соответственно.

Давление перегретого пара (H_2O) после окислительно-восстановительной реакции:

$$p_{H_2O} = V_{H_2O}\, p/(V_{CO_2} + V_{H_2O}) = \nu_{H_2O}\, p/(\nu_{CO_2} + \nu_{H_2O}), \qquad (4)$$

где V_{H_2O}, V_{CO_2} – объем воды и углекислого газа соответственно; p –давление в системе; если $p = 5$ атм, то давление пара 2,818 атм ($2{,}855\cdot 10^5$ Па).

В обычных условиях различные газы смешиваются друг с другом в любых соотношениях. При этом каждый газ, входящий в состав смеси, характеризуется своим парциальным давлением $p_п$, т.е. давлением, которое осуществляло бы имеющееся в смеси количество данного газа, если бы оно одно занимало при той же температуре весь объем, заполняемый смесью.

1. Остаточное давление при конденсации пара при отсутствии азота

Температура, °С	Остаточное давление пара, Па (атм)	Доля конденсации пара, %, от начального давления $2{,}855\cdot 10^5$ Па
30	$4{,}2417\cdot 10^3$ ($4{,}187\cdot 10^{-2}$)	98,5
40	$7{,}3449\cdot 10^3$ ($7{,}251\cdot 10^{-2}$)	97,4
60	$19{,}919\cdot 10^3$ ($19{,}66\cdot 10^{-2}$)	93,0
80	$47{,}359\cdot 10^3$ ($46{,}75\cdot 10^{-2}$)	83,4

В соответствии с законом Дальтона о парциальных давлениях давление смеси газов, химически не взаимодействующих друг с другом, равно сумме парциальных давлений газов, составляющих смесь, следовательно, в рассматриваемом примере $p_{CO_2} = 2{,}182$ атм.

На втором этапе химических преобразований газообразных продуктов сгорания (к концу рабочего хода ВСМ) идет выброс продуктов сгорания, который сопровождается их контактом с водным раствором щелочи. Это обеспечивает быструю конденсацию водяного пара и химическое преобразование углекислого газа в солевой осадок.

При химическом связывании поглощается весь CO_2 и конденсируется практически вся вода. Пример возможных численных соотношений параметров приведен в табл. 1.

Аналогично рассмотрен вариант сгорания топливного заряда в воздухе (смесь газа с воздухом, т.е. 20 % O_2).

Объемные доли исходной газовой смеси N_2, O_2, C_3H_8 и C_4H_{10} до сгорания 77,25; 19,31; 1,96 и 1,48 % соответственно; те же доли N_2, CO_2 и H_2O после сгорания 74,16; 11,26 и 14,58 % соответственно. При этом учтено, что в случае стехиометрии между кислородом и пропан-бутаном и величиной возникающей температуры азот не успевает вступать в реакцию окисления. Изменение доли конденсации пара в присутствии N_2 представлено в табл. 2.

Остаточное давление после химического связывания CO_2 и H_2O равно 3,708 атм ($3{,}756\cdot 10^5$ Па), остаточное давление после химического связывания CO_2 – 4,432 атм ($4{,}49\cdot 10^5$ Па). Остаточные давления других

2. Остаточное давление при конденсации пара в присутствии азота

Температура, °С	Доля конденсации пара, %, от начального давления $2{,}855\cdot 10^5$ Па
30	94,25
40	89,93
60	73,00
80	35,80

компонентов те же, так как они равновесны с температурой.

Процесс химического связывания CO_2 соответствует реакции:

$$2NaOH + CO_2 = Na_2CO_3 + H_2O.$$

Известно, что в основе химической кинетики лежит закон действующих масс, согласно которому скорость реакции, т. е. изменение концентрации реагирующего вещества за единицу времени, пропорционально произведению концентраций реагирующих веществ в соответствующих степенях. Применительно к рассматриваемому случаю, если считать представленную реакцию (5) необратимой, а температуру – постоянной [2], то скорость реакции определяется по формуле:

$$\vartheta = k[NaOH]^2[CO_2], \quad (5)$$

где [NaOH], [CO_2] – концентрация NaOH и CO_2 соответственно; k – константа реакции.

Таким образом, сведения о концентрации впрыскиваемой щелочи позволяют рассчитывать скорость реакции.

Скорость реакции определяется количеством вещества, вступающего в реакцию или образующегося при реакции за единицу времени в единице объема:

$$\vartheta = (\Delta n / V)t, \quad (6)$$

где Δn – количество вещества; V – объем вещества; t – время.

Тогда из формул (5) и (6) следует, что длительность химических преобразований продуктов сгорания, обусловливающая безмашинный вакуум в закрытом объеме, составляет:

$$t = (\Delta n / V)[NaOH]^2[CO_2]. \quad (7)$$

Безмашинный вакуум реализуется в соответствующей технологической системе, принципиальная схема которой приведена на рисунке, где приняты следующие обозначения: *1*, *2* – баллоны горючего газа Г и окислителя О; *3*, *4* – электроуправляемые клапаны, способные по команде перекрывать тракты; *5*, *6* – электроконтактные манометры, обеспечивающие дозирование как газа, так и окислителя; *7* – камера сгорания горючей газовой смеси. Порядок работы представленной технологической системы следующий.

1. Настраивают электроконтактные манометры *5* и *6* на расчетную величину начального давления газов Г и О. Величина начальных давлений определяется предварительным тепловым расчетом горения стехиометрической смеси горючего и окислителя.

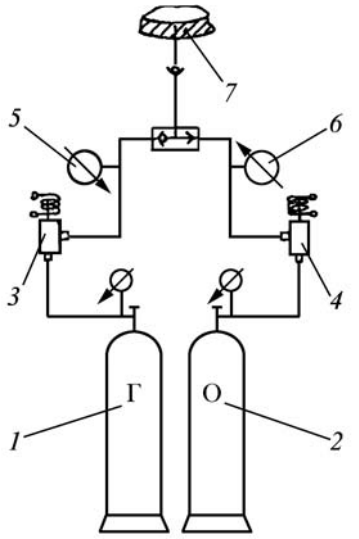
2. Открывают баллоны Г и О имеющимися на них вентилями. При этом клапаны *3* и *4* находятся в положении "Закрыто".

3. Клапан *3* электрической командой переводят в положение "Открыто", и газ сквозь имеющиеся на тракте клапаны одностороннего действия поступает в камеру *7*.

4. По достижении в камере *7* назначенного манометром *5* давления имеющийся на манометре электрический контакт замыкается и этим подается команда на перевод клапана *3* в положение "Закрыто", а клапана *4* – в положение "Открыто".

5. В положение клапана *4* "Открыто" окислитель поступает в камеру *7*, а манометр *6* отслеживает подачу окислителя в камеру *7*.

6. По достижении в камере *7* назначенной величины давления электроконтакт манометра *6* передает команду на закрытие клапана *4* и последовательно на систему зажигания (к электросвече), предназначенную для воспламенения в камере *7* образовавшейся там горючей газовой смеси. Система зажигания на рисунке не показана.



Принципиальная схема, реализующая процесс безмашинного вакуумирования

Определение величины отрезков времени, необходимых для выполнения перечисленных операций анализируемой технологической системы, дает представление об общей величине вспомогательного времени $t_в$. Тогда время, затрачиваемое на безмашинное вакуумирование, составляет:

$$t_{б.в} = t + t_в. \quad (8)$$

Полученные расчетные формулы для вычисления скорости и времени, затрачиваемого на безмашинное вакуумирование, дают основание для числовой оценки производительности этого процесса. Кроме того, следует учитывать, что сопутствующим положительным эффектом здесь являются:

– полная очистка рабочего места и окружающей среды от выбросов углекислого газа;

– ликвидация шумового эффекта, обычно сопровождающего работу существующих тепловых двигателей. Это обеспечено тем, что в результате конденсации пара и химического связывания углекислого газа исчезают резкие перепады давления в газовой среде, а именно такие перепады и являются источником шума.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кононенко В.Г.** Высокоскоростное формоизменение и разрушение металлов. Харьков: Вища школа, 1980. 232 с.

2. **Чечета И.А.** Резание материалов: учеб. пособие / И.А. Чечета, В.И. Гунин, О.Н. Кириллов; под ред. И.А. Чечеты. 2-е изд., перераб. и доп. Воронеж: ГОУ ВПО "Воронежский государственный технический университет", 2007. 194 с.

3. **Общая** химия: учеб. пособие для вузов. 26-е изд. / Под ред. В.А. Рабиновича. Л.: Химия, 1987. 704 с.

Валерия Владимировна Трухачёва, инженер,
g1425@mail.ru;
Иван Алексеевич Чечета, д-р техн. наук

УДК 621.77.4:621.762.4

И.А. Бурлаков, И.А. Боровских, С.В. Морозов *(ФГУП "ММПП "Салют", Москва)*

Расчет технологических параметров изотермической раскатки дисков газотурбинных двигателей

Рассмотрен процесс изотермической раскатки дисков газотурбинных двигателей и приведена методика расчета силовых параметров процесса на основе анализа трехмерного очага деформации.

Isothermal jet engine disks rolling is considered and the procedure for force parameters of the process is given based upon the analysis of the 3-D zone of plastic deformation.

Ключевые слова: изотермическая раскатка; диск ГТД; классификация дисков; очаг деформации; силы раскатки.

Keywords: isothermal rolling; jet engine disk; disk classifier; deformation zone; rolling force.

Особенностью технологии раскатки является ее широкая универсальность, позволяющая одним комплектом инструмента раскатывать заготовки различной конфигурации и размеров.

Необходимую форму диск приобретает в процессе вращения вокруг собственной оси под воздействием инструмента – приводных консольных роликов, перемещающихся в радиальном и осевом направлениях относительно заготовки и образующих в каждый момент калибр заданного профиля (рис. 1). Управление процессом раскатки, включая процессы загрузки и выгрузки заготовок, осуществляется программируемой системой.

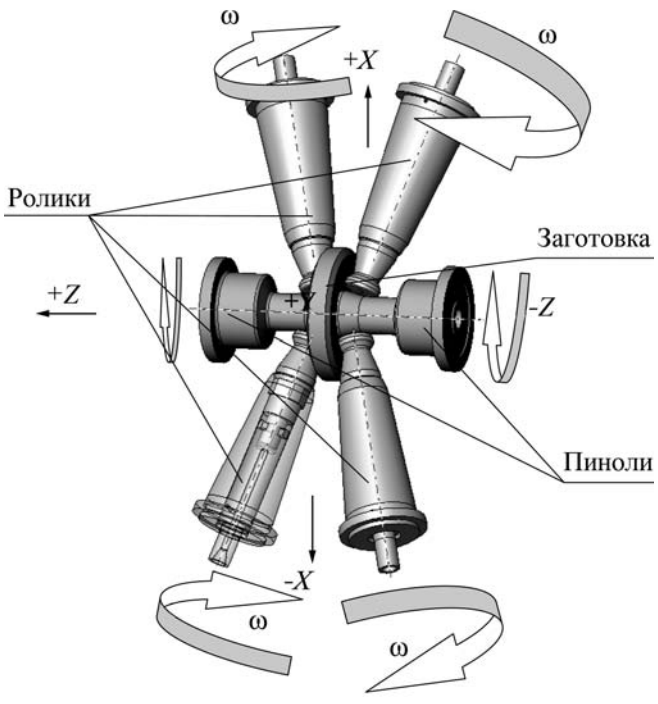


Рис. 1. Схема изотермической раскатки

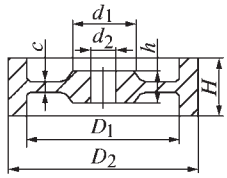
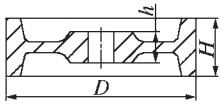
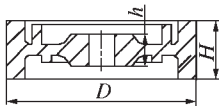
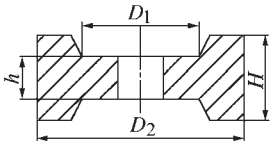
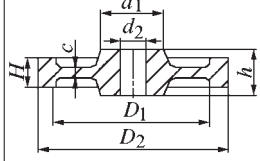
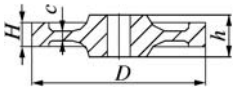
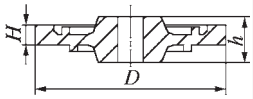
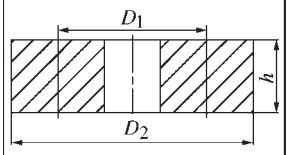
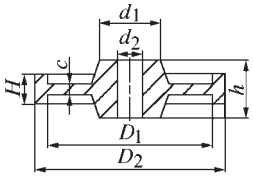
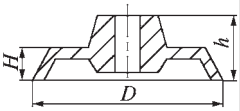
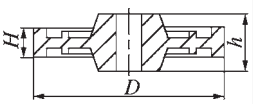
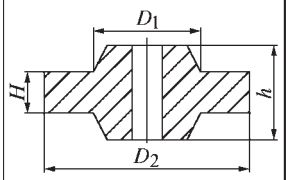
Раскаткой в изотермических условиях можно изготовлять различные диски за счет варьирования размеров и формы исходных заготовок и инструмента, а также программы рабочих перемещений инструмента (роликов).

Анализ применяемых в ГТД дисков позволил разработать для них технологический классификатор типовых конструкций с учетом возможности их изготовления раскаткой. Типовые конструкции дисков приведены в табл. 1, а процентное соотношение применяемых дисков – на рис. 2.

Виды сформированы по подобию геометрических форм, в частности, вид *А* характеризуется симметричным контуром относительно продольной и поперечной осей, с полотном без гребней и реборд. Вид *В* отличается несимметричным расположением отдельных элементов относительно продольной и поперечной осей, с полотном без гребней и реборд, а вид *С* объединяет диски с наиболее сложным профилем.

На группы диски разбиты по соотношению толщин ступицы и обода. Так, в группу 1 входят диски, у которых высота ступицы существенно меньше высоты обода *Н*, а в группе 2 объединены диски с толщиной ступицы, равной или незначительно отличающейся (на 10...15 %) от толщины обода, к группе 3 принадлежат диски, у которых толщина ступицы существенно больше обода.

1. Классификация дисков

Группы дисков	Виды дисков			Основные особенности заготовок	Тип исходной заготовки
	A	*B*	*C*		
1				$H > h$ $D_2 = 350...450$ мм $D_2/D_1 < 3$	
2				$h > H$ $D_2 = 350...450$ мм $D_2/D_1 < 3$	
3				$h > H$ $D_2 = 350...450$ мм $D_2/D_1 < 3$	

П р и м е ч а н и е. D_1 – диаметр пинолей.

В правой части таблицы приведены типовые формы исходной заготовки под раскатку, необходимые для раскатки дисков, относящихся к заданной группе. Анализ номенклатуры дисков ГТД по размерам основных элементов – ступицы, полотна и обода – показывает, что при подборе заготовок под раскатку возможна их унификация, обеспечивающая изготовление различных дисков из заготовок с одинаковыми геометрическими параметрами.

Рациональный выбор технологических параметров изотермической раскатки связан с изучением кинематических и силовых параметров процесса [1, 2]. Для определения сил деформирования и силовых условий на контактных поверхностях необходимо знать форму и размеры очага деформации, площадь соприкосновения заготовки с инструментом и расположение их в пространстве. Важным фактором процесса является выбор исходной заготовки и геометрических параметров деформирующего инструмента (роликов), оказывающих влияние на распределение деформаций в материале.

Подобный раскатке дисков процесс производства цельнокатаных колес и бандажей принято рассматривать как специальный вид проката [1, 4]. Процесс прокатки колес характеризуется локальной деформацией между парой наклонных роликов, расположенных в одной вертикальной плоскости $П_0$ (рис. 3).

Ролики (валки), поверхность которых в плоскости $П_0$ образует некоторый угол α к горизонтальной плоскости раскатки, обжимают внутреннюю $П_д$ и боковые $П_н$ поверхности обода заготовки. В процессе деформирования наклонными роликами происходит непрерывное увеличение поверхности полотна $П_h$, обусловленное перемещением роликов в радиальном направлении от оси заготовки.

Оказывая давление на внутреннюю поверхность обода $П_д$, наклонные ролики прокатывают его, перемещая металл заготовки вдоль дуги захвата. Поскольку при раскатке вращение заготовки как целого осуществляется с угловой скоростью $\omega_п$, задаваемой вра-

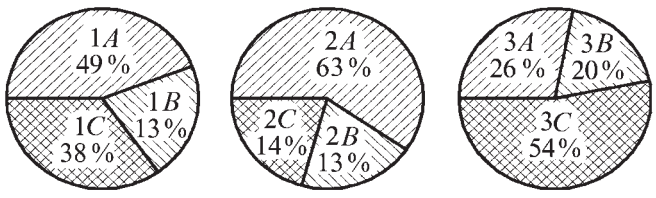


Рис. 2. Распределение дисков по размерам, видам и группам

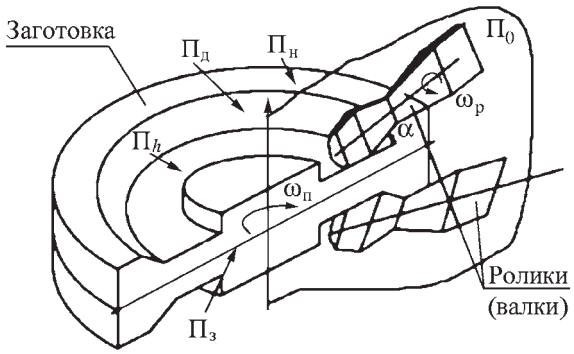


Рис. 3. Схема раскатки дисков

щением пинолей, в зоне контакта металла заготовки с поверхностью роликов (в очаге деформации) происходит изменение вектора скорости перемещения частиц металла. При этом компоненты линейной скорости частиц заготовки, зависящие от координат частицы и параметров дуги захвата, будут различны на входе и выходе из очага деформации, т.е. распределение компонент – векторов линейной скорости перемещения частиц заготовки будет неравномерным как на контактной поверхности, так и в глубине очага деформации.

Кроме того, на контактной поверхности скорости частиц будут отличаться от линейной скорости на поверхности роликов, вращающихся с угловой скоростью $\omega_р$. В результате этого силы трения на поверхности контакта роликов и заготовки будут различными как по величине, так и по направлению. Следуя представлениям о различных зонах изменения интенсивности сил трения, введенным в теорию прокатки А.И. Целиковым [1], можно предположить, что, помимо зон отставания и опережения, в которых частицы металла и поверхность роликов перемещаются с различными скоростями, существует нейтральное сечение (область), в котором эти скорости равны.

В окрестностях нейтральной области существует переходная зона (зона прилипания), в которой перемещение металла относительно поверхности инструмента незначительно или вовсе отсутствует. На протяженность зоны прилипания оказывает влияние неравномерность деформации по высоте. При этом неравномерность деформации увеличивается с уменьшением отношения длины дуги захвата к средней высоте очага деформации.

Перемещая металл вдоль контактной поверхности наклонных роликов по направлению к полотну, силы трения не оказывают влияния на глубинные слои металла, где деформация происходит по схеме неравномерного всестороннего сжатия [2, 5]. Напряженное состояние и характер течения металла в роликах определяют давление на роликовый инструмент и силы раскатки.

Анализ краевой задачи вязкопластического течения металла заготовки при изотермической раскатке показал, что напряженно-деформированное состояние в очаге деформации является трехмерным, при этом граничные условия, связанные с заданием напряжений и/или скоростей перемещений на границе очага деформации, из-за недостаточной изученности процесса могут быть заданы весьма приближенно.

В таких условиях решение трехмерной задачи с использованием известных численных методов является нецелесообразным. В связи с этим для определения технологических параметров использовали приближенный подход, основанный на оценке характеристик очага деформации известными инженерными методами. При этом принимаемые упрощающие допущения сверяли и сопоставляли с известными решениями для процессов продольной, поперечно-клиновой и винтовой прокатки, выдавливания и прокатки колес.

Предложенная ниже методика распространяется на технологические режимы изотермической раскатки плоских дисков (т.е. дисков, полученных раскаткой цилиндрической заготовки роликами, расстояние между которыми в процессе раскатки не изменяется). Материал заготовки предполагается изотропным. Такое допущение является обоснованным для титановых сплавов с исходной глобулярной структурой. При использовании материалов с анизотропией реологических свойств в плоскости заготовки $П_з$ возможно введение дополнительных эмпирических поправочных коэффициентов.

Трение при раскатке предполагается малым в связи с обязательным использованием защитно-смазочных покрытий (эмалей) для защиты материала заготовки от окисления в условиях высокотемпературной изотермической деформации.

Алгоритм расчета технологических параметров изотермической раскатки дисков отражает основные этапы расчета технологии: определение очага деформации, расчет площади контакта и ее проекций на координатные плоскости, определение скоростей перемещений по очагу деформации, вычисление интенсивности скоростей деформации и напряжения течения, вычисление коэффициентов сопротивления деформации и среднего давления на ролики и сил деформации.

Геометрические параметры заготовки и поковки. Для описания геометрических параметров заготовки и поковки, геометрии очага деформации и пятна контакта введены следующие системы координат (рис. 4):

1) $O_0x_0y_0z_0$ – параллельна $Oxyz$ с центром в центре окружности сечения рабочего ролика с максимальным радиусом;

2) $O_рx_рy_рz_р$ – система координат с центром в т. O_0 (совпадает с $O_р$), ось $O_рz_р$ совпадает с осью ролика, ось $O_рx_р$ лежит в плоскости $П_0$.

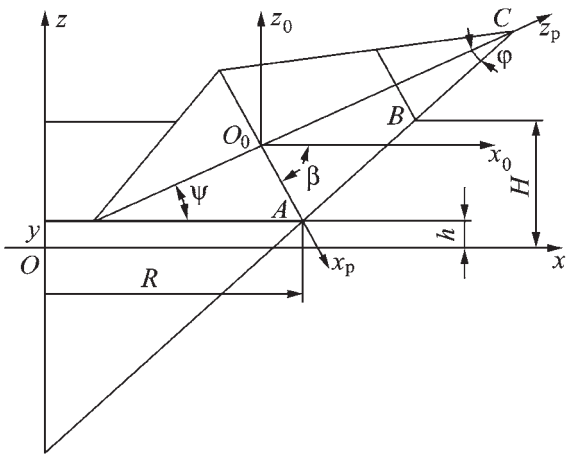


Рис. 4. Системы координат при раскатке диска

Все системы координат правые, оси Oy, O_0y_0, $O_рy_р$ перпендикулярны плоскости чертежа (плоскости $П_0$) и направлены от наблюдателя. Система $Oxyz$ неподвижная, системы перемещаются в плоскости $П_0$ вместе с роликом (заготовка вращается в плоскости $П_з$ против часовой стрелки).

Переход от одной системы координат описывается следующими матричными уравнениями:

$$\begin{Bmatrix} x \\ y \\ z \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} x(O_0) \\ 0 \\ z(O_0) \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} x_0 \\ y_0 \\ z_0 \end{Bmatrix}, \quad \begin{Bmatrix} x_0 \\ y_0 \\ z_0 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} x \\ y \\ z \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} x(O_0) \\ 0 \\ z(O_0) \end{Bmatrix}, \quad (1)$$

где $x(O_0)$, $z(O_0)$ – координаты т. O_0 в системе $Oxyz$ ($y(O_0) = 0$),

$$\begin{bmatrix} \cos\beta & 0 & -\sin\beta \\ 0 & 1 & 0 \\ \sin\beta & 0 & \cos\beta \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} x_0 \\ y_0 \\ z_0 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} x_р \\ y_р \\ z_р \end{Bmatrix}, \quad (2)$$

$$\begin{bmatrix} \cos\beta & 0 & \sin\beta \\ 0 & 1 & 0 \\ -\sin\beta & 0 & \cos\beta \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} x_р \\ y_р \\ z_р \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} x_0 \\ y_0 \\ z_0 \end{Bmatrix}.$$

Геометрические параметры заготовки. Рассмотрим раскатываемую заготовку с упрощенными геометрическими параметрами (рис. 5). Реальная исходная заготовка представляет собой цилиндрическое тело диаметром $2R_2$ и толщиной $2H$, в центре которой выполнена осесимметрично расположенная ступица для зажима заготовки пинолями и примыкающая к ней концентричная канавка для начального сведения роликов. Ролик в начальном положении касается внутренней поверхности AB (см. рис. 4) обода, положение которой определяется начальным радиусом R_1. Будем считать, что центральная часть заготовки до цилиндрической поверхности, образованной радиусом R_1, в процессе раскатки не деформируется (ползучестью под действием растягивающих напряжений пренебрегаем).

Объем заготовки равен сумме объемов центральной недеформируемой части V_I (до радиуса R_1) и раскатываемой части V_{II} (от радиуса R_1 до радиуса R_2). Объем V_I определяется из чертежа заготовки, объем V_{II} по формуле

$$V_{II} = 2\pi[H(R_2^2 - R_1^2) - \rho_\alpha(H - h)(R_1 - \rho_\alpha/3)]. \quad (3)$$

Здесь $\rho_\alpha = (H - h)/\operatorname{tg}\alpha$. Для всех объемов принят закон постоянства объема.

Исходя из этого для текущего радиуса R_i на i-м шаге деформирования наружный радиус раскатываемой поковки R_{ki} вычисляется по формуле

$$R_{ki} = \sqrt{R_2^2 + \frac{H - h}{H}(R_i - R_1)(R_i + R_1 + \rho_\alpha)}. \quad (4)$$

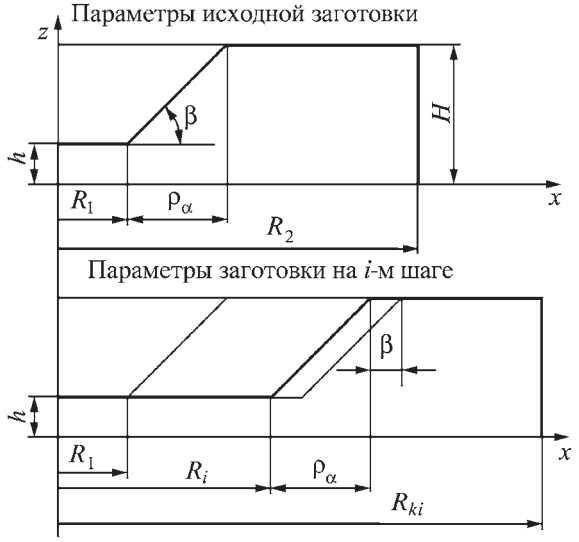


Рис. 5. Основные геометрические параметры исходной заготовки и заготовки (поковки) на *i*-м шаге деформирования

Очаг деформации при раскатке осесимметричных дисков формируется в области контакта роликов с деформируемым диском и занимает объем заготовки, ограниченный пятном контакта. Пятно контакта представляет собой часть конической поверхности ролика, которая ограничена линиями пересечения с рабочим конусом ролика плоскостей $П_н$, $П_h$, $П_0$ и поверхности $П_д$ (см. рис. 4).

Уравнение поверхности рабочего конуса ролика в системе координат $O_рx_рy_рz_р$ имеет вид

$$\frac{x_р^2}{a^2} + \frac{y_р^2}{a^2} - \frac{(z_р - c)^2}{c^2} = 0, \quad (5)$$

где $a = x_р(A) = R_в$, $c = z_р(C) = O_рC$.

Точное решение задачи об определении геометрических параметров пятна контакта (координаты точек, уравнения линий) можно получить, решая системы уравнений поверхности конуса ролика и плоскостей $П_i$ в соответствующих системах координат. Эта задача достаточно просто реализуется на ЭВМ, точное аналитическое решение приводит к слишком громоздким формулам. Однако, если ввести упрощающие допущения, можно получить расчетные формулы координат точек пятна контакта и размеры площадей проекций на координатные оси с точностью, достаточной для инженерных расчетов (рис. 6).

Допустим, что линия DE образуется пересечением поверхности ролика плоскостью, перпендикулярной Oxz и проходящей через точки D и F. Координаты точек A, B, D, E, F в системе координат $O_рx_рy_рz_р$ определяются по формулам, приведенным в табл. 2. Полу-

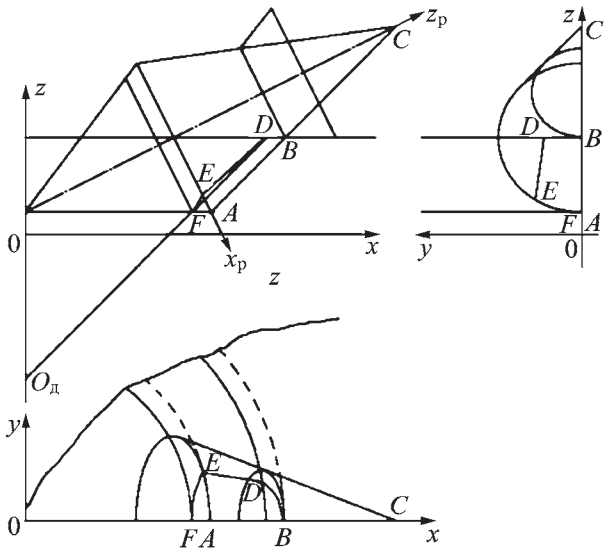


Рис. 6. Геометрия очага деформации и пятна контакта

ченные значения координат в системе $O_р x_р y_р z_р$ пересчитываются в координаты системы $Oxyz$ по формулам:

$$\begin{aligned} x &= R_i - R_в \cos\beta + x_р \cos\beta + z_р \sin\beta; \\ y &= y_р; \\ z &= h + R_в \sin\beta - x_р \sin\beta + z_р \cos\beta, \end{aligned} \qquad (6)$$

где $\beta = 90^o - \psi$.

Площади проекций пятна контакта на координатные плоскости S_x, S_y, S_z (принято обозначение по индексу оси, перпендикулярной к проекции) определяем в соответствии со схемой (рис. 7) по формулам:

$$\begin{aligned} S_x &= \frac{1}{2}[(y(D) - y(A))(z(B) - \\ &- z(E)) + (y(E) - y(A))(z(B) - z(A))], \\ S_y &= (x(A) - x(F))(z(B) - z(A)), \\ S_z &= \frac{1}{2}[(y(D) - y(A))(x(B) - x(E)) + \\ &+ (y(E) - y(A))(x(D) - x(F))], \end{aligned} \qquad (7)$$

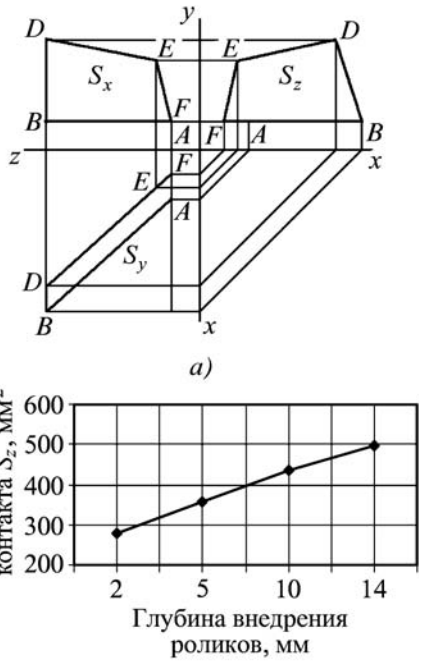


Рис. 7. Схема к расчету площадей проекций пятна контакта между роликом и заготовкой (*а*) и зависимость площади контакта от глубины внедрения роликов (*б*)

где $x(...)$, $y(...)$, $z(...)$ – координаты соответствующих точек в системе $Oxyz$.

В связи с тем, что форма проекций пятна контакта принята упрощенной (элементы кривых второго порядка BD, DE и EF аппроксимированы прямыми линиями) значения площадей проекций будут меньше, чем его реальное значение. Поэтому величину геометрического коэффициента $K_s \geq 1$ оценим исходя из площади пятна контакта.

Чтобы учесть этот фактор, введем поправочный коэффициент отношения площадей боковых поверхностей кругового конуса и вписанной в него пирамиды ($K_s < 1{,}05$). Примем $K_s = 1{,}05$. Площадь пятна контакта и его проекций зависит только от радиуса ролика $R_в$, его конусности φ и угла наклона к плоскости за-

2. Координаты точек пятна контакта в системе координат $O_р x_р y_р z_р$

Точка	Координаты точек		
	$x_р$	$y_р$	$z_р$
A	$R_в$	0	0
B	$R_в - \Delta H \sin\varphi / \sin\alpha$	0	$\Delta H \cos\varphi$
D	$x_р(B) - \delta \sin\psi$	$\sqrt{(z_р(D)\operatorname{tg}\varphi - R_в)^2 - x_р^2(D)}$	$z_р(B) - \delta\cos\psi$
E	$x_р(D) + z_р(D)\operatorname{tg}\varphi$	$\sqrt{R_в^2 - x_р^2(E)}$	0
F	$x_р(A) - \delta\sin\psi$	0	$-\delta\cos\psi$

Примечание. Здесь $\Delta H = H - h$; $\alpha = \varphi + \psi$; $R_в$ – радиус рабочего ролика в максимальном сечении.

готовки ψ, подачи в радиальном направлении δ и высоты ступеньки обода ΔH и не зависит от радиуса раскатки R_i. Поэтому площади целесообразно рассчитывать на первом шаге деформирования.

Рассмотрим влияние глубины внедрения ролика на площадь контакта S_z:

$$S_z = 1/2\ [(y(D)\,(\Delta H\cos\varphi\sin\beta + \delta\sin\psi\cos\beta + (\Delta H\cos\varphi - \delta\cos\psi)\,\mathrm{tg}\,\varphi\cos\beta) + y(E)\,(\Delta H\,(\cos\varphi\sin\beta - \frac{\sin\varphi\cos\beta}{\sin\alpha})))], \quad (8)$$

где

$$y(D) = \sqrt{((\Delta H\cos\varphi - \delta\cos\psi)\,\mathrm{tg}\,\varphi - R_в)^2 - ((R_в - \Delta H\sin\varphi/\sin\alpha) - \delta\sin\psi)^2},$$
$$y(E) = \sqrt{R_в^2 - ((R_в - \Delta H\sin\varphi\sin\alpha - \delta\sin\psi) + (\Delta H\cos\varphi - \delta\cos\psi)\,\mathrm{tg}\,\varphi)^2}.$$

Определение скоростей перемещений в очаге деформации. Примем, что радиус кривизны поверхности $П_д$ несоизмеримо больше изменения размеров очага деформации по оси *Ox*. Такое допущение правомерно, поскольку величина подачи, в пределах которой изменяются геометрические характеристики пятна контакта вдоль оси *Ox*, почти на два порядка меньше радиуса раскатки (например, R_i), $\delta/R_i = 0{,}01$ размеров. Тогда, аналогично положениям теории поперечно-клиновой прокатки Целикова, примем сечения заготовки на входе и выходе из очага деформации плоскими и параллельными координатной плоскости *Oxz* (рис. 8).

Рассмотрим поток вещества заготовки через очаг деформации (перпендикулярно к координатной плоскости *Oxz*). На входе в очаг деформации (сечение, проходящее через линию *D′DF′*, параллельно плоскости *Oxz*) поток вещества в единицу времени будет пропорционален площади трапеции, ограниченной линиями *DF′*, вертикалями из этих точек и осью *x*.

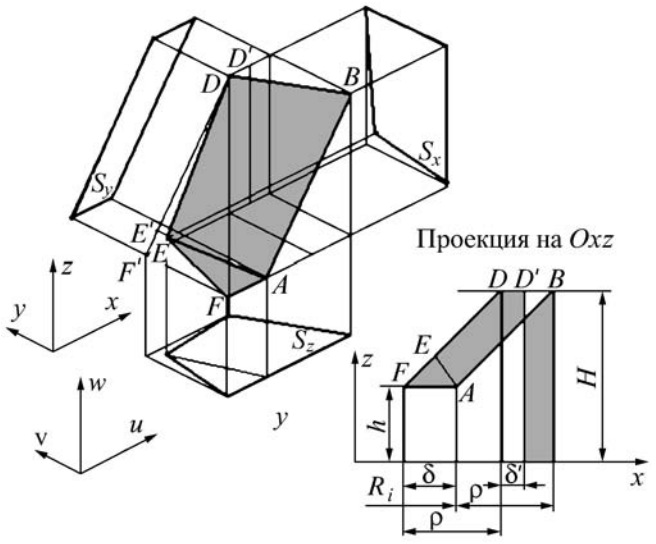


Рис. 8. Схема очага деформации

На выходе поток пропорционален площади фигуры, ограниченной линией *FAB*, вертикалями из точек *F* и *B* и осью *x*. В отличие от процессов прокатки, где скорости на входе и выходе обусловлены скоростью вращения роликов, при раскатке вращение заготовки задается скоростью вращения пинолей. Поэтому вне очага деформации компоненты скорости $v = \omega R$, остальные компоненты *u* и *w* равны нулю, т.е. заготовка движется как жесткое целое. Приравнивая средние скорости потоков на входе и выходе (с точностью до 1 %), получаем требование равенства площадей очага деформации на входе и выходе:

$$S_{F'D} = \frac{H+h}{2}\rho,$$
$$S_{FAB} = \frac{H+h}{2}\rho + h\,\delta. \quad (9)$$

Очевидно, что площади различаются на величину $h\,\delta$.

Определим добавочную площадь на входе, уравнивающую потоки материала,

$$S_{DD'} = H\,\delta' = h\,\delta, \quad (10)$$

откуда $\delta' = h\,\delta/H$.

Скорости перемещений до входа в очаг деформации и после выхода из него определяются компонентой v, остальные компоненты $u = w = 0$.

Значения компоненты v составляют:

$$v_{F'} = v_F = \omega R_{i-1},$$
$$v_{E'} = v_E = \omega(R_{i-1} + \delta\,\mathrm{tg}\,\varphi/(\mathrm{tg}\,\alpha - \mathrm{tg}\,\psi)),$$
$$v_A = \omega R_i,\ \ v_D = \omega(R_{i-1} + \rho),$$
$$v_B = \omega(R_i + \delta),\ v_{D'} = \omega(R_{i+1} + \rho + \delta h/H). \quad (11)$$

Определение деформаций, скоростей деформации и напряжений течения в очаге деформации. Среднее приращение деформации по оси *x* (радиальная деформация) в очаге деформации составляет

$$\Delta\varepsilon_x = \frac{\Delta l_x}{l_x} \approx \frac{\delta - \delta'}{\rho + \delta'} = \frac{\frac{H}{h} - 1}{\frac{\Delta H\,H}{h\,\delta\,\mathrm{tg}\,\alpha} + 1}, \quad (12)$$

где $\Delta\,l_x$ – приращение длины l_x очага деформации.

Накопленная радиальная деформация может быть оценена из следующих соображений. Поскольку в процессе раскатки материальная частица получает приращение деформации только при прохождении через очаг деформации, а остальной путь до следующего входа в очаг деформации (по некоторой окружности) происходит без деформации, то суммарная деформация будет пропорциональна числу проходов через очаг деформации. Так как в формуле (12) приращение $\Delta\varepsilon_x$ рассчитано для длины очага деформации, а

количество входов в очаг деформации равно ρ/δ, получаем

$$\varepsilon_x = \Delta\varepsilon_x \, \rho/\delta. \qquad (13)$$

Пренебрегая приращением окружной деформации (за оборот заготовки она составляет δ/R_i), с учетом постоянства объема можно положить

$$\Delta\varepsilon_x = -\Delta\varepsilon_z .$$

Скорость деформации в очаге деформации составит

$$\dot{\varepsilon} = \Delta\varepsilon_x / \Delta t, \qquad (14)$$

где Δt – время прохождения очага деформации,

$$\Delta t = \frac{y(D) - y(B)}{\omega(R_i + \rho - \delta)} = \frac{\sqrt{[(\Delta H \cos\varphi - \delta\cos\psi)\,\mathrm{tg}\,\varphi - R_в]^2 - (R_в - \Delta H \sin\varphi/\sin\alpha - \delta\sin\psi)^2}}{\omega(R_i + \rho - \delta)}. \qquad (15)$$

Напряжение течения определим по формуле

$$\sigma = K \, \dot{\varepsilon}^m , \qquad (16)$$

где реологические параметры находят из приведенных экспериментальных данных.

Определение сил деформирования. Среднее давление на ролики, по данным А.И. Целикова, может быть определено по формуле

$$p_{уд} = \sigma \, n_\sigma \, n_н \, n_v , \qquad (17)$$

где n_σ – коэффициент напряженного состоянии, учитывающий влияние напряженно-деформированного состояния, внешнего трения и натяжения, при прокатке; принимается равным по разным данным 1,1...2,5 (рекомендуется 2); $n_н$ – коэффициент наклепа, при изотермической деформации $n_н = 1$; n_v – скоростной коэффициент, при горячей деформации $n_v = 1$.

Сила давления металла на ролики будет равна

$$P = p_{уд} \, S_z . \qquad (18)$$

В качестве примера для определения температурно-скоростных режимов деформации основных титановых сплавов (ВТ9 и ВТ18У) был рассмотрен интервал рабочих температур 800...1000 °С, а для сплава ВТ18У рассмотрены также температуры до 1200 °С. Изучение реологических характеристик материала при температурах ниже 900 °С проводили для определения влияния деформации на структурные параметры материала, обеспечения возможности варьирования режимами деформирования в целях повышения эксплуатационных свойств раскатанной заготовки. Исследуемый скоростной интервал составлял $10^{-4}...10^{-1}$ $с^{-1}$, что соответствует скоростному интервалу сверхпластичности и изотермической раскатки для титановых сплавов.

Для сплава ВТ18У рассмотрены также скорости деформации выше 1 $с^{-1}$. Сравнение расчетных и экспериментальных данных показало их удовлетворительное совпадение.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

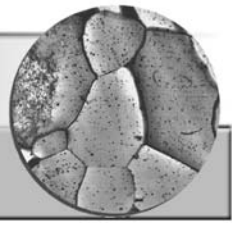
1. **Целиков А.И., Гришков А.И.** Теория прокатки. М.: Металлургия, 1970. 358 с.

2. **Патент США № 2993393**, Edge Roll Control For Wheel Rolling Mills, Edgar Homer Kendall, Alliance, Ohio. Filed May 29.1957, Ser. No. 662540 2 claims (CL 72-86).

3. **Суворов И.К.** Обработка металлов давлением. М.: Высшая школа, 1980. 368 с.

4. **Клименко В.М., Онищенко А.М.** Кинематика и динамика процессов прокатки. М.: Металлургия, 1984. 232 с.

Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук,
burlakov@salut.ru;
Ирина Александровна Боровских, заместитель начальника отдела ОМД;
Сергей Викторович Морозов, ведущий инженер-конструктор



УДК 621.762

Г.Н. Гаврилов, В.К. Сорокин *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Производство пористых листовых заготовок для фильтроэлементов

Рассмотрены требования к фильтровальным элементам, предназначенным для тонкой очистки рабочих жидкостей и газов в различных системах машин, аппаратов, приборов. Приведена технологическая схема изготовления пористых листовых заготовок из порошков высоколегированных сталей. Представлены результаты исследований по оптимизации фракционного состава исходного порошка одним из методов математического планирования экспериментов.

In this article attempt is made to consider the requirements concerning the filtering elements the assigned for delicate cleaning of working liquids and gases in various systems of machine, apparatus and instruments. The flow sheet of manufacturing of porous sheet blanks from high alloy steels powders is introduced here. The results of the research of the optimization of the fractional compound of the initial powder received by one of the methods of mathematical experimental planning are presented.

Ключевые слова: листовые заготовки; порошок стали; прокатка порошка; спекание пористых листов; оптимизация гранулометрического состава порошков.

Keywords: sheet blanks; steel powder; powder rolling; porous sheets sintering; optimization of powders granulometric composition.

Пористые материалы со сквозными извилистыми поровыми каналами широко используются в виде листовых перегородок (фильтрующих элементов) в фильтровальных устройствах для механической очистки жидких и газообразных сред от частиц примесей [1–3]. Такая очистка, особенно от мелких частиц размером менее 5...10 мкм, является необходимым условием обеспечения долговечности и надежности работы изделий в процессе их эксплуатации.

Пористые перегородки изготовляют из различных фильтровальных материалов: тканей, бумаги, сеток, полимеров, керамики и др. [3]. В настоящей работе приведены обзорные данные о промышленном производстве пористых заготовок для фильтроэлементов из порошка хромоникелевой стали марки ПХ18Н15 аустенитного структурного класса. Порошки такого химического состава по ГОСТ 13084–88 имеют структуру аустенита с небольшим содержанием (3...4 %) α-фазы. Типичный гранулометрический состав по размеру частиц и насыпная плотность порошка, выпускаемого промышленностью, приведен ниже:

Фракция порошка, мкм	–315+200	–200+160	–160+100	–100+63	–63
Содержание фракции, %	2...4	10...14	25...30	37...38	29...24
Насыпная плотность, г/см^3	2,5...2,8				

Данный порошок получают совместным восстановлением смесей оксидов железа и железного порошка гидридом кальция. Частицы такого порошка, особенно более крупных фракций, являются пористыми конгломератами из спекших мелких частиц и имеют развитую удельную поверхность.

При изготовлении пористых заготовок для фильтроэлементов исходный металлический порошок, как правило, разделяют на отдельные фракции по размеру с помощью просеивающих машин. Порошки различного размера отличаются по своим технологическим свойствам, в частности, по насыпной плотности и сыпучести (текучести) (табл. 1).

С уменьшением размера частиц порошка возрастает насыпная плотность. Это приводит к снижению формуемости порошков и максимально достижимой пористости листов на этапе прокатки.

Наибольшую сыпучесть имеет порошок "средней" фракции –70+56 мкм. Увеличение размера частиц порошка приводит к уменьшению сыпучести. Порошки мелких фракций с особенно низкой сыпучестью подавали в зону уплотнения при прокатке с использованием полированных валков, имеющих меньшую шероховатость поверхности. При необходимости применяли вибрацию с частотой 5...10 Гц регулируемой пластины устройства для равномерной подачи порошка в раствор между прокатными валками.

1. Технологические свойства порошков ПХ18Н15 разных фракций

Фракция порошка, мкм	–40	–56+40	–70+56	–100+71	–160+100	–200+160
Насыпная плотность, г/см^3	2,62	2,58	2,49	2,29	1,95	1,69
Сыпучесть (текучесть), г/с	–	–	1,58	1,15	0,75	0,60

Рассеянные на фракции порошки после усреднения разных партий в смесителях вибрационного типа поступают на прокатку в двухвалковых станах с горизонтальным расположением валков. В производстве используют станы со сменными рабочими клетями, имеющими прокатные валки диаметром 70...350 мм с длиной бочки 110...650 мм.

Предварительные экспериментальные исследования показали, что на формуемость при прокатке порошков и конечные характеристики пористых материалов оказывают большое влияние размер частиц фракции порошка, диаметр рабочих валков прокатного стана, скорость прокатки.

Для регулирования толщины и пористости проката используется метод ограничения угла подачи порошка в зону уплотнения с помощью регулирующего устройства. Это позволяет одновременно снижать толщину ленты до 0,13...0,15 мм и повышать пористость до 38...42 % при прокатке в валках диаметром 70...75 мм с малой скоростью прокатки (частота вращения валков 2...3 мин$^{-1}$; фракция –56+40 мкм).

Ограничительным необходимым условием является следующее эмпирическое правило: минимальная толщина листов должна быть в 3–3,5 раза больше среднего размера частиц порошка принятой фракции во избежание образования крупных сквозных поровых каналов.

Прокатка мелких порошков, например, –40 мкм в валках диаметром 300 мм без применения регулировки угла подачи в сторону уменьшения не позволяет получить качественную ленту. Порошковый прокат расслаивается и разламывается. Скорость прокатки малая 2...3 м/мин.

Наоборот, порошки более крупного размера –160+100 мкм, –200+160 мкм и т.д. хорошо формуются в прокатных валках диаметром 200...300 мм при повышенных скоростях прокатки. Прокатка в этом случае позволяет обеспечить толщину листов до 1,8...2,5 мм [4].

При серийном производстве получаемая пористая лента с помощью специализированной тележки с поддоном, периодически перемещающейся вперед и назад, при возникающем перегибе разделяется на отдельные листы. Эти листы автоматически укладываются на стальной поддон пачкой в несколько десятков штук.

Поддон с пачкой листов подается на участок спекания и помещается в герметичный контейнер, загружаемый в камерную печь. Контейнер заполняется проточным осушенным водородом. Загрузка и выгрузка контейнеров осуществляется напольной загрузочной машиной, движущейся по рельсам вдоль фронта печей.

Спекание ведется в два этапа: предварительное при температурах 900...1100 °С и окончательное при 1100...1250 °С с пересыпкой листов мелким порошком электрокорунда для предотвращения их припекания. Более высокие температуры применяются при использовании порошков крупных фракций.

Из порошков более мелких фракций изготовляют пористые листы марок ФНС-2, ФНС-5, ФНС-10, ФНС-20 толщиной 0,10...0,25 мм с пористостью до 38 %. Крупные фракции порошка применяют для получения листов толщиной 0,5...3,0 мм.

Для оптимизации фракционного состава исходных порошков в производственных условиях были проведены исследования влияния гранулометрического состава смесей трех мелких и трех крупных фракций на характеристики пористых листов. Данные о фракциях и листах представлены в табл. 2.

Исследования были выполнены методом симплекс-решетчатого планирования экспериментов (табл. 3) [5].

На основе опытных данных получили математические модели:

$$Y = a_1 x_1 + a_2 x_2 + a_3 x_3 + a_{12} x_1 x_2 + \\ + a_{13} x_1 x_3 + a_{23} x_2 x_3 + a_{123} x_1 x_2 x_3 ,$$

где Y – параметр оптимизации.

Для листов из смесей мелких фракций оптимизировали параметры структуры поровых каналов и тон-

2. Исходные фракции порошка ПХ18Н15 и характеристики получаемых пористых листов

Фракции порошка			Пористые листы	
Размер частиц, мкм	Обозначение		Толщина, мм	Пористость, %
	кодированное	буквенное		
Листы из смеси мелких фракций				
–40	x_1	М	0,23	36...38
–56+40	x_2	С		
–70+56	x_3	К		
Листы из смеси крупных фракций				
–160+100	x_1	М	0,55	35...37
–200+160	x_2	С		
–315+200	x_3	К		

3. Матрица симплекс-плана проведения экспериментов из семи опытов

Кодовое обозначение шихты	Гранулометрический состав шихты					
	Кодированный, доли			Содержание фракции, %		
	X_1	X_2	X_3	М	С	К
x_1	1	0	0	100	0	0
x_2	0	1	0	0	100	0
x_3	0	0	1	0	0	100
x_{12}	1/2	1/2	0	50	50	0
x_{13}	1/2	0	1/2	50	0	50
x_{23}	0	1/2	1/2	0	50	50
x_{123}	1/3	1/3	1/3	33,3	33,3	33,3

кость фильтрации. Анализ показал, что получение пористой ленты ФНС-5 с номинальной тонкостью фильтрации 5 мкм обеспечивается при использовании следующего состава шихты: 50...60 % фракции –40 мкм, 15...45 % фракции –56+40 мкм, остальное фракция –70+56 мкм.

Применение такого состава повысило коэффициент использования порошка ПХ18Н15 с 8...10 до 20...25 % от исходного (авторское свидетельство СССР № 1036448).

Для пористых листов из крупных фракций для повышения газопроницаемости при сохранении тонкости фильтрации разработан следующий гранулометрический состав из трех фракций: –315+200 мкм – 17...30 %; –200+160 мкм – 17...27 %; –160+100 мкм – остальное (авторское свидетельство СССР № 1344511). Пористые листы имеют скорость фильтрации по воздуху 6,95...7,70 м/с при перепаде давлений 0,1 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жужиков В.А.** Фильтрация: теория и практика разделения суспензий. М.: Химия, 1980. 398 с.

2. **Белянин П.Н., Данилин В.М.** Промышленная чистота машин. М.: Машиностроение, 1982. 221 с.

3. **Тимиркеев Р.Г., Сапожников В.М.** Промышленная чистота и тонкая фильтрация рабочих жидкостей летательных аппаратов. М.: Машиностроение, 1986. 152 с.

4. **Производство** пористого проката / В.К. Сорокин, Л.С. Шмелев, Б.Ф. Антипов и др.; под ред. В.К. Сорокина. М.: Металлургиздат, 2002. 296 с.

5. **Новик Ф.С.** Планирование эксперимента на симплексе при изучении металлических систем. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

Геннадий Николаевич Гаврилов, д-р техн. наук, gavrilov@nntu.nnov.ru;
Всеволод Константинович Сорокин, д-р техн. наук

ШЛИФОВАНИЕ ВЫСОКОПОРИСТЫМИ КРУГАМИ

В.К. Старков **Цена 550 р.**

688 с.: ил. ISBN: 978-5-217-03386-7

Приведены рецептурные составы, технология изготовления и их влияние на эксплуатационные свойства высокопористого абразивного инструмента, достижения в создании и применении высокопористых кругов на основе эльбора, алмаза, монокристаллического корунда и традиционных абразивных материалов. Даны рекомендации по назначению характеристик кругов и режимов маятникового и глубинного шлифования. Изложены способы предотвращения шлифовочных прижогов и трещин, а также результаты исследований и примеры практической реализации шлифования зубчатых колес, фасонного инструмента, замков лопаток, обработки со скоростями до 100 м/с, в том числе без охлаждения и др.

Для инженерно-технических и научных работников, специалистов промышленности, полезна преподавателям и студентам вузов.

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

УДК 378.147:621.365.22

Е.А. Чернышов, Е.В. Сиднева *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Использование информационных технологий в учебном процессе при поиске новых технических решений

Приведена методика поиска новых технических решений с использованием информационных технологий. Рассмотрены конкретные технические решения, касающиеся электродуговых печей постоянного тока, их сущность, новизна и отличительные конструктивные признаки.

Methods of searching new technical solutions with the application of information technologies is presented. Concrete technical solutions referring to DC electric arc furnaces, there essence, novelty and specific structural traits are considered.

Ключевые слова: электродуговая печь постоянного тока; патентный поиск; база данных; изобретение; магистерская диссертация; дипломный проект.

Keywords: DC electric arc furnace; patent search; data base; invention; master's thesis; diploma project.

В настоящее время интерес к электродуговым печам постоянного тока (ЭДППТ) объясняется следующими их преимуществами по сравнению с электродуговыми печами, работающими на переменном токе:

- более устойчивым горением дуги;
- уменьшением удельного расхода электродов на 50...60 % (на большинстве зарубежных печей он составляет 1,1...1,3 кг/т);
- увеличением производительности печи (~ на 5 %) и снижением расхода электроэнергии (на 5 %) и угара металла при плавлении;
- облегчением процесса плавки в связи с тем, что протекание тока по объему ванны вызывает электромагнитное перемешивание металла;
- снижением уровня создаваемого дугами шума (на 10...15 дБ) благодаря отсутствию перерывов в горении дуги;
- при наличии одного верхнего электрода, располагаемого по оси печи, обеспечивается равномерный износ футеровки стенки по ее периметру и снижение расхода огнеупоров (~ на 10 %);
- почти нет вибрации электродов, вызываемой перерывами горения дуг на печах, питаемых переменным током; такая вибрация передается механическому оборудованию и вызывает поломки электродов;
- уменьшением примерно вдвое обратного отрицательного воздействия печи на питающую сеть (работа мощных печей переменного тока вызывает мерцание тока и напряжения в питающих печь электросетях, что ведет к нарушению нормальной работы других потребителей энергии);
- упрощением конструкции печи в связи с наличием одного электрода.

В Нижегородском государственном техническом университете студенты, обучающиеся по направлению "Металлургия", по программе магистров изучают курс "Теория и практика поиска новых технических решений". Кроме теоретического материала при изучении этого курса студенты знакомятся с основами патентных исследований и выполняют курсовую работу, составляя учебную заявку на изобретение. В качестве объектов изобретения могут быть устройство, способ или вещество, как правило, из области литейного производства или металлургии.

Для выполнения курсовой работы в соответствии с выданным заданием необходимо провести патентные исследования, которые можно осуществить в так называемом "бумажном" варианте или используя компьютерные технологии. Первый вариант – традиционный поиск и просмотр патентной документации. К недостаткам этого варианта можно отнести большие временные затраты и низкий коэффициент полезного действия, к тому же не во всех высших учебных заведениях имеется патентная документация (бюллетени, описания изобретений и др.), которой могли бы свободно воспользоваться студенты. Информационные возможности существующей базы данных (БД) Федерального института промышленной собственности (ФИПС) Российского агентства по патентам и товарным знакам (РОСПАТЕНТа) через интернет значительно ускоряет и снижает трудоемкость

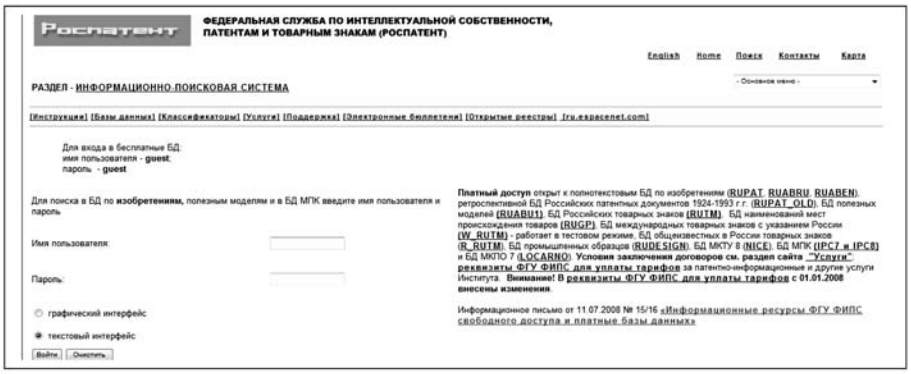


Рис. 1. Окно "Информационно-поисковая система"

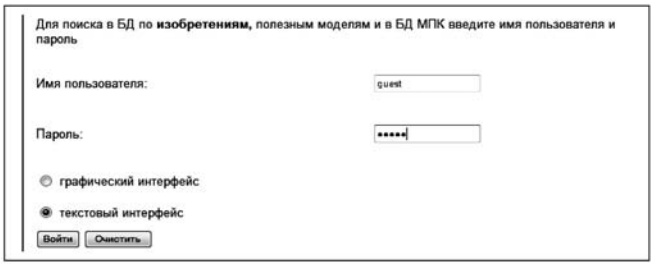


Рис. 2. Окно для введения имени и пароля пользователя

патентных исследований, что особенно важно в учебном процессе из-за ограниченного времени (продолжительности семестра).

В Российской Федерации, как и в других промышленно развитых странах мира, существует Международная патентная классификация (МПК), в соответствии с которой все изобретения подразделяются на 8 разделов, каждый из которых состоит из классов и подклассов, групп и подгрупп.

Особая интенсивность патентования по ЭДППТ отмечается по группам и подгруппам:

3/00 – электродуговые печи; 3/08 – с электронагревом; 3/10 – конструктивные элементы, принадлежности и оборудование, например пылеуловители; 3/12 – рабочие камеры или кожухи, опоры для них; 3/14 – устройство футеровки; 3/16 – стенки, своды; 3/18 – размещение загрузочных устройств; 3/19 – размещение разгрузочных устройств; 3/20 – оборудование нагревателей; 3/22 – оборудование воздухо- и газоподводящих устройств; 3/24 – охладители; 3/28 – размещение устройств для управления, наблюдения, сигнализации и т.п. устройств.

Ниже приведены основные этапы и регламенты патентного мониторинга через интернет www.fips.ru с использованием бесплатного доступа к БД ФИПС на примере ЭДППТ.

Патентный поиск начинается с раздела "Информационно-поисковая система" (рис. 1) – пункт "Информационные ресурсы".

Для поиска в БД по изобретениям, полезным моделям в БД МПК вводятся имя пользователя – guest и пароль – guest (рис. 2).

При выборе базы данных патентов используются рефераты российских патентных документов за 1994–2008 гг. (рис. 3) и задается формулировка запроса – Электродуговая печь постоянного тока (рис. 4).

Полученный список рефератов с номерами патентов по запросу представлен на рис. 5.

Из найденного списка выбираются необходимые рефераты и их номера.

Для этого необходимо зайти в "открытые реестры российских патентных документов" (см. рис. 1) и выбрать "реестр российских изобретений". В реестре нужно указать номер изобретения, например 2013892 (рис. 6).

Реферат изобретения к патенту Российской Федерации № 2013892 показан на рис. 7.

Рассмотрим конкретные технические решения, найденные в базе данных, касающиеся устройства ЭДППТ.

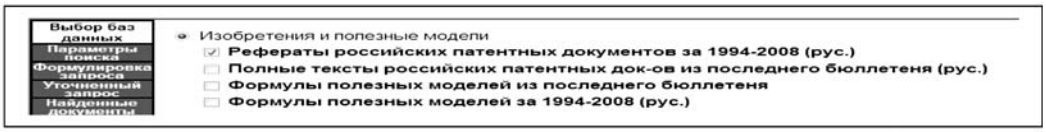


Рис. 3. Окно для выбора баз данных

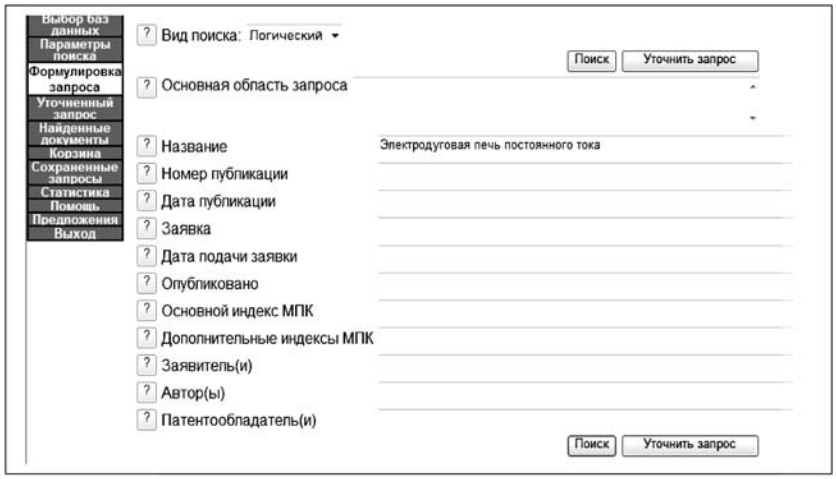


Рис. 4. Окно для ввода запроса

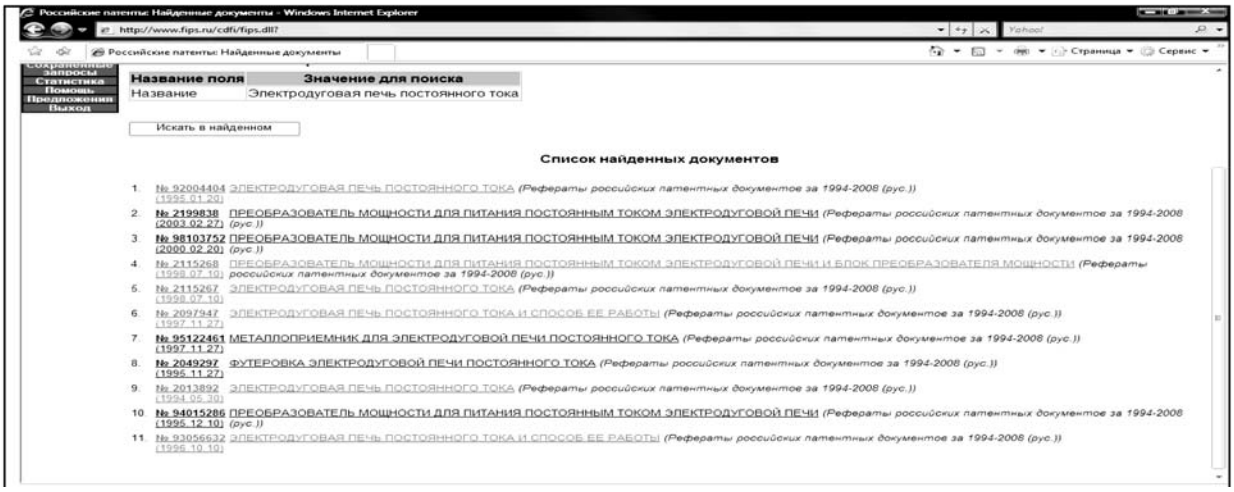


Рис. 5. Фрагмент списка найденных документов

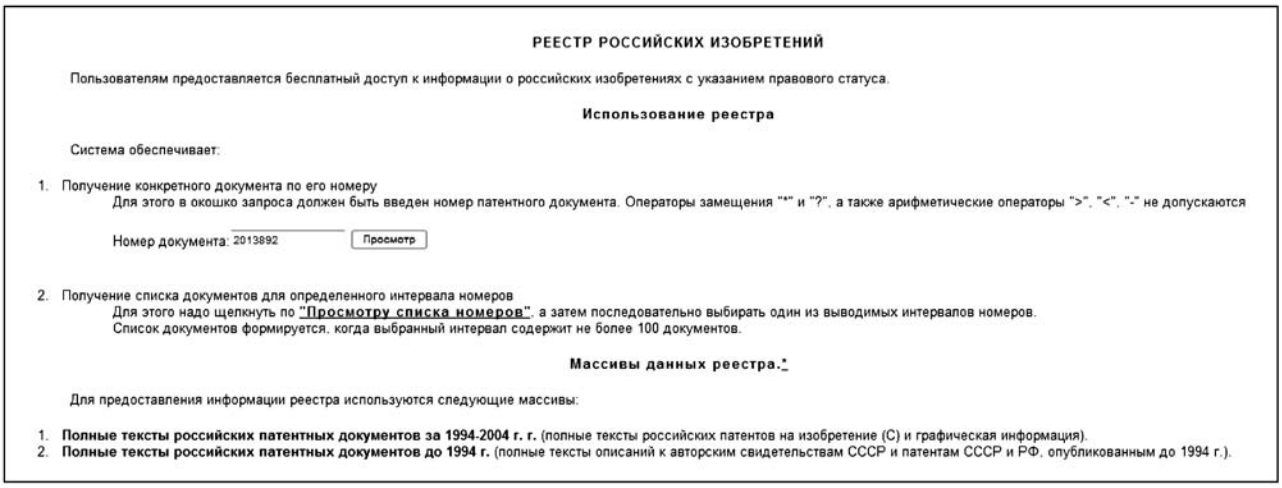


Рис. 6. Окно реестра изобретений

Сущность изобретения № 1464639 сводится к следующему: дуговая печь постоянного тока, содержащая кожух, футерованную подину, контур заземления, подключенный к рабочей поверхности подины и кожуху, не менее одного токоведущего подового электрода, подключенного к источнику электропитания печи и имеющего датчик аварийного разрушения его, устройство отключения источника питания, отличается тем, что для повышения ее мощности и надежности работы она снабжена дополнительным подовым электродом, электрически связанным с контуром заземления и установленным верхним торцом на уровне рабочей поверхности подины, а токоведущий подовый электрод электроизолирован от кожуха печи.

Применение изобретения позволяет гарантировать надежное заземление шихты, контролировать наличие контакта между токоведущими подовыми электродами и шихтой, состояние изоляции при использовании нескольких подовых электродов на печах большой мощности и тем самым существенно повысить надежность и мощность дуговых печей постоянного тока.

Дуговая сталеплавильная печь постоянного тока (изобретение № 2190815) содержит свод, не менее

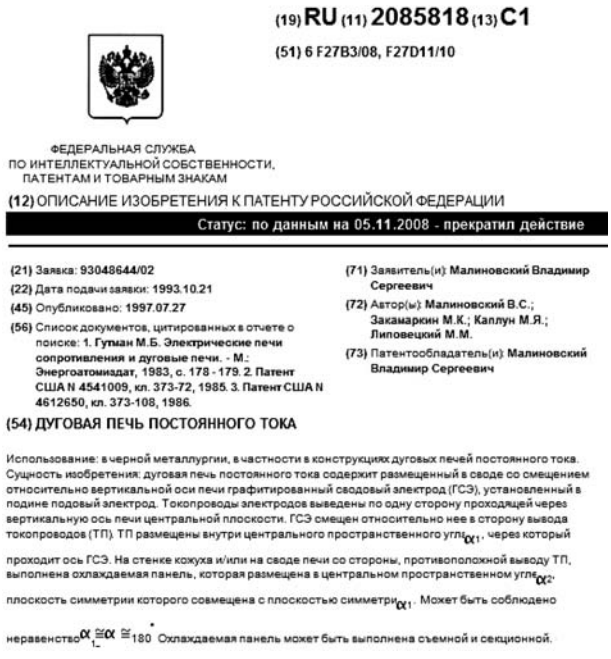


Рис. 7. Реферат изобретения

двух сводовых электродов, установленных по окружности распада электродов, корпус, сливной желоб, ванну с расположенным в днище ванны по крайней мере одним подовым электродом и рабочее окно. Центр окружности, на которой расположены электроды, смещен относительно вертикальной оси симметрии печи в горизонтальной плоскости на расстояние $l = (0{,}1...0{,}5)d_р$, где $d_р$ – диаметр распада электродов. Технический результат – улучшение эксплуатационных характеристик вследствие уменьшения колебания напряжения сети, уровня шума, пылегазовых выбросов, времени плавки и расхода электроэнергии.

Цель изобретения № 2013730 – создание ЭДППТ, в которой с помощью простых средств достигают отклонения и/или симметричности электрической дуги. Эта цель достигается благодаря тому, что для отклонения электрической дуги один или несколько участков облицовочного слоя выполнены из материала, который имеет более низкую удельную электропроводность, чем остальной облицовочный слой. В электрической дуговой печи с эксцентрическим выпускным отверстием целесообразно, чтобы облицовочный слой в месте выпускного отверстия пода имел более низкую электрическую проводимость, чем в остальной области. Таким образом, электрическую дугу отклоняют в направлении выпускного отверстия пода и вместе с тем обеспечивают большее поступление тепла на плавку. Преимущество изобретения, в частности, заключается в том, чтобы без монтажа проводки под или рядом с металлоприемником или перемещения электродов можно было осуществить отклонение электрической дуги в заданном направлении, причем это отклонение в случае необходимости ведет к симметричности электрической дуги.

Сущность изобретения № 2115267 заключается в том, что ЭДППТ содержит не менее одного центрированного электрода для получения электрической дуги, являющегося катодом, и электрод, расположенный в поду печи, являющийся анодом, соединенный с питающими шинами. В печи имеется футеровка днища, по меньшей мере на большей его части, состоящая из неэлектропроводной набивной массы, в которой расположены электропроводные металлические детали в виде металлических листов, штифтов или прутьев. Верхние торцы металлических деталей находятся в электрическом контакте с расплавом.

Печь содержит множество электродных сегментов, расположенных вертикально по силовым линиям электрического поля, выполненных в форме донной плиты в зоне непосредственного контакта с ней и в совокупности составляющих электродное кольцо. Поставленная задача изобретения – создание электрода, расположенного в поду электродуговой печи постоянного тока, который имел бы небольшой износ при малом охлаждении и улучшенные условия эксплуатации и который бы легко адаптировался к различным вариантам конструкций электродуговых печей постоянного тока, т.е. который был бы экономичен при монтаже. Предложенное техническое решение позволяет благодаря передаче тепла через сегментные проводники в набивную массу в нижней зоне и уменьшению переноса тепла от расплава к поду ванны и низким токовым нагрузкам на элементы, при определенных обстоятельствах отказаться от дополнительного охлаждения.

Задача изобретения № 1577674 – повышение производительности печи путем согласования процесса нарастания тока печи со скоростью перемещения электрода. Изобретение позволяет установить напряжение на выходе источника питания при бездуговом режиме на безопасном уровне путем автоматического подключения второго блока задания тока, а при зажигании дуги плавно нарастает до установления рабочего электрического режима электропечи. При этом достигается согласование темпа изменения тока и напряжения на выходе источника питания электропечи с темпом перемещения электрода, что позволяет исключить броски тока и обрывы дуги.

Изобретение № 2045826 решает задачу защиты от шунтирующих дуг за счет введения в дуговой печи постоянного тока. Он содержит корпус с установленным в нем сводовым графитированным и подовым электродами, подключенными к источнику питания с регулятором тока и датчиком тока, не менее одного балластного сопротивления, которое совместно с подовым электродом, датчиком тока и контуром заземления образует последовательную цепь. В случае установки в печи нескольких подовых электродов в нее дополнительно введен блок сравнения, к выходам которого подключены соответствующие датчики тока, а выходы – к соответствующим регуляторам тока. Настоящее изобретение позволяет отказаться от дополнительного токоведущего элемента, повысить надежность работы печи, уменьшить тепловые потери и стоимость установки.

Опираясь на мониторинг патентной документации, можно сделать заключение, что устройство ЭДППТ совершенствуется на основе автоматизации контроля и управления электрическими и тепловыми режимами процесса плавки. Настоящее и будущее устройства ЭДППТ связано с использованием новых конструкционных элементов, со стабилизацией электрических режимов на основе изменения конструкций токоведущих частей, уменьшения колебания напряжения сети.

По завершении патентного поиска студент имеет достаточное количество рефератов и описаний изобретений, из которых отбираются аналоги и прототип. Заключительной частью патентных исследований является составление заявки на изобретение по заданной теме в соответствии с существующими рекомендациями и методикой РОСПАТЕНТа.

Найденные новые технические решения используются в магистерской диссертации или дипломном проекте. Навыки работы с патентной документацией в сочетании с глубокими профессиональными знаниями помогают молодым специалистам самостоятельно ставить и решать технические задачи и создавать качественную конкурентоспособную продукцию, отвечающую мировым стандартам. Кроме того, решается вопрос подготовки кадров высокого профессионального уровня, что особенно важно в связи с вхождением России в Болонский процесс.

Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук,
taep@nntu.nnov.ru;
Екатерина Владимировна Сиднева, студент

УДК 621.74.042

Е.К. Иванько *(ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", Москва)*

О теоретических основах центробежного литья*

Рассмотрено несовершенство существующих формул расчета формы свободной поверхности, величин давления и силы давления. Выведенные из допущения, что все слои жидкого металла вращаются с угловой скоростью вращения формы, они не могут быть использованы при оценке влияния динамического состояния вращающегося жидкого металла на процесс кристаллизации и формирования его структуры, поскольку не описывают его. Дана критика несостоятельности использования уравнений гидростатики при рассмотрении состояния жидкого металла во вращаемой форме. Рассмотрена природа действия центробежных сил во вращаемом потоке жидкого металла.

Imperfection of existing formulas of calculation of the form free surface, sizes of pressure and pressure force is considered. Deduced of assumption, that all layers of liquid metal rotate with angular speed of rotation of the form, they cannot be used at estimation of influence of dynamic condition of rotating liquid metal on process of crystallization and formation of its structure as do not describe it. The criticism of inconsistency of use of the equations of hydrostatics is given by consideration of liquid metal condition in the rotated form. The nature of centrifugal forces action in rotated stream of liquid metal is considered.

Ключевые слова: теория; центробежное литье; гидростатика; центробежные силы; силовое поле; гравитационный коэффициент.

Keywords: theory; centrifugal casting; hydrostatics; centrifugal forces; force field; gravitational faktor.

Более четверти века тому назад в нашей стране вышла в свет инженерная монография "Центробежное литье" [1]. Вобрав в себя все достигнутое к тому времени в области теории и практики центробежного литья, она стала настольной книгой литейщиков, работающих в этой области. Однако время идет вперед, инженерная мысль не стоит на месте и приведенные в инженерной монографии формулы расчета формы свободной поверхности, величин давления и силы давления уже не отвечают современным требованиям, поскольку слишком упрощены и не отражают реального гидродинамического состояния жидкого металла во вращаемой форме. Выведенные из допущения, что все слои жидкого металла вращаются с угловой скоростью вращения формы они в свое время были достаточны для решения стоявших перед литейщиками практических задач и сыграли свою прогрессивную роль в развитии теории и практики центробежного литья. На сегодняшний день, когда совершенствование метода центробежного литья идет по пути управления формированием структуры металла в процессе кристаллизации, когда на очереди стоит задача воздействия на формирующуюся структуру металла на наноуровне, эти формулы становятся неприемлемыми. Они не могут быть использованы при оценке влияния динамического состояния вращающегося жидкого металла на процесс кристаллизации и формирования его структуры, поскольку не описывают его.

Однако, несмотря на очевидное несовершенство известных формул, настоятельную необходимость создания математического аппарата, который бы позволил глубже изучить вопросы формирования структуры металла при центробежном литье, появляется публикация [2], в которой автор, рассматривая формирование отливки при центробежном литье, приходит в своих рассуждениях к тем же несовершенным, известным формулам. Причины ошибочных выводов автора, к сожалению, довольно распространены. Поэтому будет полезным рассмотреть более подробно.

Во-первых, свои формулы автор выводит из уравнений гидростатики. Однако вращение жидкого металла из-за скольжения его слоев происходит с изменением угловой скорости как во времени, так и по толщине кольцевого потока. Поэтому оно является неустановившимся и неравновесным и к нему не применимы уравнения гидростатики, описывающие равновесные состояния жидкости.

Во-вторых, автор неверно представляет природу действия центробежных сил, утверждая, что они, как и гравитационные, образуют силовое поле. Обратимся к физическому понятию силового поля. В общем случае силовое поле – область, в которой на материальную точку действует внешняя сила. Центробежная сила – сила, с которой движущаяся материальная точка действует на тело (связь), стесняющее ее свободу движения и вынуждающее ее двигаться криволинейно. Центробежная сила не является внешней для вращающейся материальной точки, а наоборот материальная точка развивает центробежную силу. Поэтому, не являясь внешними, центробежные силы не могут быть источником создания силового поля. Применяя методы векторного исчисления, векторы центробежных сил всей совокупности вращающихся материальных точек жидкого металла можно представить как абстрактное векторное поле, в каждой точке которой задан вектор. В данном случае вектор центробежной силы материальной точки, направленный по главной нормали к траектории от центра окружности, численно равен $\Delta m\, v^2/r$, где Δm – масса материальной точки; v – линейная скорость движения материальной точки; r – радиус окружности траектории движения материальной точки. Если учесть, что линейная скорость $v = \omega r$, где ω – угловая скорость вращения материальной точки, то вектор центробежной силы, развиваемой каждой отдельной материальной точкой, численно равен $F^{ц} = \Delta m \omega^2 r$.

* В порядке обсуждения

Поскольку автор рассматривает центробежные силы как силовое поле, то по аналогии с гравитационным полем формулу $F^{ц}$ он принимает за векторную функцию этого поля с плотностью распределения сил $F^{ц\prime} = \omega^2 r$. При этом автор априори принимает ротор поля rot $F = 0$, представляя по аналогии с полем гравитационных сил мнимое поле центробежных сил потенциальным, безвихревым. Однако при вынужденном вращательном движении жидкости, а именно таким является движение жидкого металла во вращаемой форме, так как он вовлекается во вращение формой, течение является вихревым [3], т.е. rot $F \neq 0$. Входящая в формулу величины вектора центробежной силы материальной точки угловая скорость ω не является для векторного поля постоянной величиной, а представляет собой переменную, зависящую от вязкости жидкого металла, времени вовлечения во вращение и расстояния от поверхности формы.

Таким образом, все математические выкладки, основанные на наличии воздействующего на жидкий металл поля центробежных сил, по меньшей мере, несостоятельны.

В третьих, автор совершает принципиальную ошибку, которая заключается в том, что он не учитывает, что возникновение центробежных сил является следствием вовлечения жидкого металла во вращение, а не наоборот. Именно из-за игнорирования этой причинно-следственной связи возникают все основные ошибки автора. Так, в качестве сил, действующих на частички вращающегося жидкого металла, автор рассматривает только центробежные силы и силы гравитации. Но разве эти силы вовлекают их во вращение? Силы, действие которых обеспечивают движение частичек жидкого металла, вовлечение их во вращение, автором не рассматриваются.

Чтобы изучить движение жидкой частички, составить уравнение этого движения, необходимо рассмотреть все приложенные к ней силы. По характеру приложения они делятся на объемные (массовые) силы и поверхностные силы. К объемным силам относят силы, которые действуют во всем выделенном объеме жидкости и пропорциональны этому объему. К поверхностным силам относятся силы, которые приложены только к частицам, находящимся на поверхности выделенного объема [4]. В рассматриваемом случае к объемным силам относятся силы тяжести и силы инерции, а к поверхностным – силы внутреннего трения. Автор публикации [2] рассматривает только объемные силы, в качестве которых принимает центробежные силы и силы гравитации, оставляя без внимания силы инерции. Игнорирование сил инерции является закономерным следствием ошибочного представления угловой скорости вращения жидкого металла постоянной величиной. Введением в объемные силы центробежные силы по воле автора создается физический парадокс, когда силы создают самих себя. Поверхностные же силы – силы внутреннего трения, действием которых обеспечивается вовлечение жидкого металла во вращение и сохранение этого вращения, автор вообще не рассматривает.

Искаженное понимание природы действия центробежных сил во вращаемом потоке жидкого металла приводит к ошибочной трактовке сущности гравитационного коэффициента. Эта ошибка оказалась довольно устойчивой и распространенной. Способствует этой устойчивости и само его название. То, что оно является чисто условным, о чем указывают и авторы монографии [1], ушло на второй план. Математическое определение гравитационного коэффициента как отношения центробежной силы к силе тяжести, сыграло злую шутку. Его условность, как показателя утяжеления, часто воспринимается как реальное утяжеление вращаемого жидкого металла. Автор публикации [2] пошел еще дальше в непонимании условности понятия гравитационного коэффициента, предложив еще одну его разновидность – коэффициент перегрузки. Перегрузка – переход некой установленной нормы. Например, нормой для жизни человека является сила тяготения земли. Когда он взлетает в ракете, эта сила увеличивается и человек испытывает перегрузку. Но есть ли подобная норма у жидкого металла?

Гравитация представляет собой свойство взаимодействия масс материи, свойство тяготения между телами. При центробежном литье жидкий металл не утяжеляется, поскольку сила его тяготения к другим массам не изменяется. Например, когда дискобол раскручивает диск, он не утяжеляет его, а придает ему кинетическую энергию движения. Поршень гидропривода, силой действуя на жидкость в цилиндре, не утяжеляет ее, а создает давление внутри жидкости. Аналогичным образом, как поршень, действуя друг на друга, частицы жидкого металла создают давление внутри жидкого металла. Но в отличие от поршня, оказывающего давление на замкнутый объем жидкости, частицы жидкого металла действуют в незамкнутом объеме жидкости, имеющей свободную поверхность. Поэтому распределение давления внутри жидкого металла от центробежной силы подобно как от силы тяжести. На этом подобие заканчивается. Природа центробежных сил и сил тяжести, механизм их действия совершенно различны.

В рассматриваемой публикации предложены "*основные уравнения гидростатики*". Видимо, по замыслу автора они представляют собой основу теории центробежного литья. Но по существу это те же известные, слишком упрощенные, не отражающие реального гидродинамического состояния жидкого металла во вращаемой форме, формулы из монографии [1]. Так, при расчете формы свободной поверхности жидкого металла, при его вращении вокруг вертикальной оси необходимо принимать величину угловой скорости вращения слоя, прилегающего к свободной поверхности жидкого металла, а не угловую скорость вращения формы. Но автор публикации в своих формулах не усматривает разницы между этими величинами, хотя из-за скольжения слоев угловая скорость вращения слоев, прилегающих к свободной поверхности, будет меньше, чем у формы. Поэтому реальная форма свободной поверхности по сравнению с рассчитанной по предлагаемой в публикации формуле будет иметь меньшее расстояние фокуса параболы до ее вершины и больший "раствор" параболы. Эта разница очень важна для правильной оценки теплофизических условий формирования металла отливки. Таким образом, рассмотренное автором формообразование свободной поверхности отливки необходимо признать неточным. Аналогичные неточности содержатся и в формулах для определения давления и силы давления.

Учитывая изложенное, представленные автором [2] математические выкладки с использованием уравнений гидростатики не могут быть признаны как теоретические основы центробежного литья. Если раньше упрощенная математическая модель центробежного литья создавала достаточную расчетную базу, то сегодня она явно устарела и несет регресс. Она становится тормозом в развитии теории центробежного литья и как результат в совершенствовании метода центробежного литья в целом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Юдин С.Б., Левин М.М., Розенфельд С.Е.** Центробежное литье. М.: Машиностроение, 1972.

2. **Каширцев Л.П.** Теоретические основы центробежного литья // Заготовительные производства в машиностроении. 2004. № 7–9.

3. **Дейли Дт., Харлеман Д.** Механика жидкости. М.: Энергия, 1971.

4. **Бухбиндер А.И.** Теория потоков. Конспект лекций. Ленинград: ЛПИ им. М.И. Калинина, 1973.

Евгений Константинович Иванько, канд. техн. наук,
evgenij-ivanko@yandex.ru

УДК 621.791.048

В.В. Карабанов *(г. Железнодорожный),* **И.О. Бохоров** *(г. Подольск)*

Флюсы и защитные покрытия для высокотемпературной пайки металлов

Рассмотрены принципы создания и выбора паяльных флюсов и защитных покрытий для пайки различных металлов и сплавов. Приведены возможные механизмы разрушения оксидных пленок.

Principles of creation and choice of soldering fluxes and protective coatings for soldering of different metals and alloys are considered. The possible mechanisms of destruction of oxide films are resulted.

Ключевые слова: флюс; оксидные пленки; защитно-технологические покрытия; эмаль.

Keywords: flux; oxide films; protective-tecnological coatings; enamel.

Пайка является термической операцией, при которой на поверхности металлов активизируется окислительный процесс с образованием оксидных пленок, препятствующих контакту расплава припоя с паяемым металлом. С повышением температуры пайки оксидная пленка увеличивается.

Наиболее простым и технологическим средством удаления оксидных пленок с поверхности паяемых материалов и припоя, защиты их от контакта с окружающей газовой средой в процессе пайки являются паяльные флюсы – активные химические вещества, созданные на основе солей металлов. Каждая марка флюса предназначается для пайки конкретной группы металлов и сплавов в определенных условиях.

Важнейшей характеристикой флюса является температурный интервал активности, который определяют с помощью технологической пробы на растекаемость припоя при заданной температуре. Такая проба может служить показателем качества флюса в производственном процессе.

При превышении верхней температурной границы интервала активности происходит частичное или полное испарение, разложение или выгорание компонентов флюса, что приводит к снижению качества паяных соединений. При недостаточной температуре нагрева снижаются активность флюса и качество формирования паяного шва.

В соответствии с назначением флюс должен содержать жаростойкую основу, образующую защитную пленку на поверхности паяемого металла, изолирующую паяемое соединение от окружающей среды и активные компоненты – растворители оксидов. Для повышения защитных свойств флюсовой пленки при пайке металлов, имеющих высокое сродство с кислородом, флюсы применяют совместно с защитными газовыми средствами или вакуумом.

При взаимодействии активных компонентов с оксидной пленкой металлов могут протекать следующие процессы [1]:

– растворение оксидной пленки паяемого металла и припоя во флюсе;

– химическое взаимодействие активных компонентов флюса с оксидной пленкой с образованием соединений, растворимых во флюсе;

– химическое взаимодействие активных компонентов флюса с паяемым металлом и припоем, в результате чего происходит отслоение и разрушение оксидной пленки и переход ее в шлак.

При пайке сплавов с трудноудаляемыми оксидами в состав флюса вводят лигатуру металлов, которые, вступая в реакцию с оксидами, образуют химические соединения, растворимые во флюсе или взаимодействующие с ним.

Для удаления химически стойких оксидных пленок во флюс вводят вещества, более активно взаимодействующие с паяемым металлом, чем с его оксидом. Флюсы, взаимодействующие с паяемым металлом, вступают с ним в обменные реакции, например, при пайке алюминия с использованием флюса 34А, когда основной реакцией является

$$2\,Al + 3\,ZnCl_3 = 2\,AlCl_3 + 3\,Zn\,.$$

Образующийся при этом газообразный хлористый алюминий вызывает механический отрыв оксидного покрытия от поверхности паяемого металла. На освободившуюся поверхность осаждается цинк, улучшающий смачивание припоем паяемую поверхность и растекание по ней.

При пайке железа и низкоуглеродистых сталей, меди, латуни применяются боратные флюсы. Длительное время, до массового применения труднопаяемых металлов, основным флюсом для высокотемпературной пайки являлась бура. Борная кислота обладает хорошей кроющей способностью и хорошо защищает поверхность паяемого металла при пайке. Поэтому для большинства припоев с температурой плавления в пределах 700...1200 °С применяют смесь буры с борной кислотой и боратами.

Наиболее широкое применение при пайке различных металлов имеют боратные паяльные флюсы марок ПВ200 и ПВ201. Флюс ПВ200 является сплавом тетраборнокислого натрия и борной кислоты, в которой в качестве растворителя оксидной пленки введено 10 % фтористого калия. При 950 °С флюс смачивает окисленную поверхность металлов, оксидная пленка отслаивается от металла, разрывается и в течение 3 мин переходит в расплав флюса в виде крупных монолитов.

Флюс также активно взаимодействует с окружающей средой. При температуре 1050 °С и выдержке в течение 3 мин флюс может полностью испариться. Поэтому наибольшей эффективностью флюс обладает при быстром нагреве и минимальных выдержках.

Аналогичен механизм флюсования паяльного флюса ПВ201. Флюс содержит лигатуру, которая при высокой температуре пайки является прямым восстановителем оксидов металлов, т.е. является раскислителем. При 950 °С после 6 мин выдержки флюс полностью покрывается сплошной оксидной пленкой металла (железа). После 9 мин выдержки оксидная пленка полностью растворяется во флюсе. При температуре 1050 °С флюс интенсивно растворяется на воздухе и после 9 мин выдержки может полностью исчезнуть с поверхности паяемого металла. Этому также способствует резкое изменение состава флюсового покрытия при его взаимодействии с оксидной пленкой. При этом верхний предел температурного интервала активности флюса составляет 1200 °С.

Принятая классификация высокотемпературных паяльных флюсов только по температурному интервалу активности является недостаточной. Активное взаимодействие компонентов флюса при пайке с паяемым металлом, оксидными пленками и окружающей газовой средой изменяют состав флюса и его флю-

сующие свойства. Следовательно, свойства флюса зависят от температурно-временного фактора применительно к определенной газовой среде. При газопламенной пайке изделий на воздухе рекомендуется подавать флюс на паяемый участок в течение всего термического цикла.

Температурно-временной критерий с учетом газовой среды позволяет определить наиболее рациональную область использования флюса применительно к конкретному паяемому металлу, выбрать марку припоя, способ и режим нагрева. В каждом конкретном случае указанный критерий должен определяться экспериментально на пробах. Появление на офлюсованной поверхности шлака и оксидной пленки на металле служит признаком потери флюсом флюсующих свойств. При нагреве с плавлением припоя, чем больше время выдержки после плавления припоя, при котором сохраняется геометрия пятна растекания, тем стабильнее защитные свойства флюса.

При пайке легированных сталей и жаропрочных сплавов, содержащих хром, титан, молибден, вольфрам, флюсующего действия буры и борной кислоты недостаточно. Поэтому для пайки этих металлов в состав боридных флюсов вводят фториды щелочных и щелочно-земельных металлов: фтористый калий (KF), фтористый натрий (NaF), фтористый литий (LiF), фтористый кальций (CaF), которые хорошо растворяют оксидную пленку на этих металлах при пайке. Первые три фторида применяют при температуре пайки ниже 850 °С, фтористый кальций – при температуре пайки свыше 850 °С. Широкий ассортимент высокоактивных фторборатных флюсов (ФК-235, ФК-250, ФК-320 и паста ФП-1) выпускает ЗАО "АЛАРМ" (Москва). На предприятии осуществлено улучшение фторборатных флюсов марок ПВ209, ПВ201, ПВ284. Снижен их температурный интервал активности, остатки флюсов могут легко удаляться с поверхности металлов после пайки.

При пайке коррозионно-стойких и жаропрочных сталей применяют фтористоборидные соединения, в частности фторборат калия (KBF_4), который при пайке разлагается по реакции

$$KBF_4 = KF + BF_3.$$

Выделяющийся фтористый калий растворяет оксиды металла, а трехфтористый бор вступает с ним в химическое взаимодействие.

Флюсы, содержащие соединения бора и фториды, повышают свою активность при введении в их состав металлов (алюминий, медь, магний), вступающих в реакцию замещения с оксидами труднопаяемых металлов. Несмотря на то что оксиды алюминия и магния более химически стойкие, чем оксид хрома, они лучше растворяются во фторидах. Эти флюсы используют при высоких температурах и длительных выдержках.

Наиболее широко применяемые фторборатные флюсы выпускаются по ГОСТ 23178–78.

При пайке твердых сплавов в процессе изготовления режущего инструмента возникает необходимость освобождения паяемых поверхностей от карбидов металлов, препятствующих растеканию припоя. Применяемый флюс Ф100 содержит оксиды металлов (вольфрама, кобальта), которые при температурах свыше 85 °С разлагаются с выделением кислорода, разрушающего устойчивые карбиды. Выделяющиеся при этом оксид и двуоксид углерода удаляются в атмосферу. Образующиеся на поверхности сплавов оксиды вольфрама, титана, кобальта обеспечивают более активное взаимодействие с паяемой поверхностью расплавов флюса и припоя. При пайке твердых сплавов с большим содержанием кобальта можно применять флюсы ПВ200 и ПВ201.

Во ВНИИинструмент разработана серия фторборатных флюсов марок Ф70, Ф86, Ф88, Ф88А, Ф89, ВИ15 взамен флюса марки Ф100, содержащего оксиды тяжелых металлов вольфрама и кобальта.

Вследствие значительной разницы между коэффициентами линейного расширения твердого сплава и стальной державки в паяном шве могут возникать значительные внутренние напряжения. Монолитный трехслойный припой ТП-1 позволяет формировать паяный шов, способный компенсировать разность сокращений размеров твердого сплава и стальной державки при охлаждении паяного соединения. Пластинка припоя состоит из расплавляемых внешних латунных слоев толщиной 0,2 мм и внутреннего нерасплавляемого бронзового слоя толщиной 0,4 мм. Снижению остаточных напряжений в паяемом шве способствует и его толщина, составляющая 0,7...0,8 мм.

Алюминий и его сплавы относятся к труднопаяемым металлам из-за наличия на их поверхности химически стойкой оксидной пленки (Al_2O_3). Основой флюсов для их пайки в большинстве случаев является легкоплавкая эвтектика LiCl–KCl с температурой плавления 352 °С. Растворителем оксидной пленки являются фториды щелочных металлов, активным компонентом – хлористый цинк. В зависимости от физико-химических свойств активного компонента выбирают наиболее рациональный способ нагрева.

В последнее время при пайке алюминия коррозионно-активные флюсы заменяют некоррозионно-активными, повышающими экологическую безопасность процесса пайки.

Некоррозионно-активные флюсы ФК-5 и ФК-20 с температурой плавления 520...550 °С, в которых хлористый цинк заменен хлористым оловом и хлористым кадмием, применяются в виде паст под марками ФКП-5 и ФКП-20 при пайке газовыми горелками, в элетропечах и ТВЧ.

Основой некоррозионных флюсов является система $KF–AlF_3$. Активный флюс марки NOKOLOK представляет собой эвтектику ($45{,}8KF–54{,}2AlF_3$) с температурой плавления 560...570 °С. Он обеспечивает высокопроизводительный процесс печной пайки автомобильных радиаторов.

Наиболее эффективно применение солевых смесей тройной системы $KF–AlF_3–KSiF_6$ (50 %) с температурой плавления 550...580 °С. При использовании этих смесей пайка может протекать с применением и без применения припоя.

После расплавления смеси происходит ее растекание по алюминиевой поверхности и быстрое заполнение жидкотекучим солевым расплавом паяльных зазоров с активным разрушением оксидной пленки алюминия вследствие ее химического взаимодействия с расплавом смеси. На межфазной границе взаимодействия образуется тонкий слой жидкого металлического расплава Al–Si, взаимодействующего с алюминием. Образующийся жидкометаллический расплав, заполняя зазоры толщиной 1...2 мкм, может образовать паяное соединение.

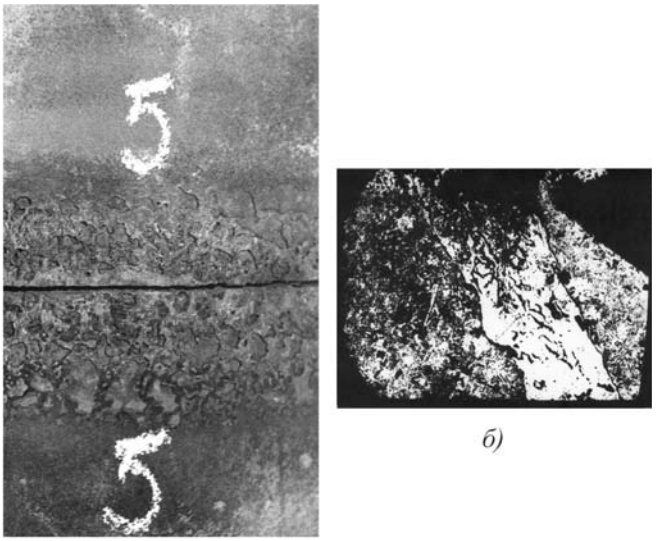
Последними разработками ИЭС им. Е.О. Патона являются некоррозионные активные флюсы ФАФ-540 и ФАФ-550, предназначенные для высокотемпературной пайки алюминия и алюминия с другими металлами (сталью). Флюсы негигроскопичны и позволяют проводить пайку с применением припоя и без него.

По сравнению с флюсом типа NOCOLOK флюс ФАФ-540 отличается большой реакционной способностью, значительно улучшает растекание припоя по алюминию в вакууме и в гелии. Стыковые и нахлесточные соединения деталей из алюминия марок А5, АД1 равнопрочны.

В последнее время высокотемпературная пайка успешно применяется при монтаже крупных промышленных металлоконструкций в полевых условиях, где выбор защитных средств предельно ограничен. Наиболее технологичным средством защиты паяемого участка в полевых условиях могли бы являться паяльные флюсы. Однако сильная жидкотекучесть при высоких температурах ограничивает защитные возможности флюсов при пайке на открытом воздухе.

В результате образуется предельно тонкая флюсовая пленка, которая вследствие высокой активности воздушной среды быстро теряет свои защитные свойства, нарушается ее сплошность, оголяется поверхность паяемого металла.

При индукционной пайке стальных труб диаметром до 219 мм и толщиной стенки до 12 мм на воздухе с внесенным в стык порошковым припоем П87 (температура пайки 1200 °С) и с нанесенным на поверхность стыка паяльным флюсом ПВ201, флюсовое покрытие в процессе нагрева разрушалось, на поверхности труб образовывалась окалина и происходило интен-



а) *б)*

Рис. 1. Состояние паяного соединения труб диаметром 219 мм при индукционной пайке на воздухе с применением флюса ПВ201:

а – внешний вид; *б* – наружный участок паяного шва. ×100

сивное окисление с выгоранием наружных участков припоя (рис. 1).

Следовательно, при длительном нагреве на воздухе паяемого соединения обеспечить его защиту от окислительного воздействия воздуха указанными флюсами, невозможно. Другие способы защиты паяемых участков (газообразные среды, вакуум), применяемые, как правило, в заводских условиях, для полевых условий неприемлемы.

Для расширения возможностей пайки и ее успешного применения в области строительства крупных промышленных металлоконструкций необходимо применять более жаростойкие и устойчивые защитные покрытия.

Эта задача успешно решена в области горячей обработки металлов, в которой создан и применяется самый широкий ассортимент защитно-технологических покрытий [2–4], требования к которым полностью отвечают условиям пайки: обеспечивать защиту металла от окисления при длительной термической обработке; быть нейтральным по отношению к нагреваемому металлу, атмосфере и нагревательному устройству; иметь температуру размягчения и расплавления ниже температуры интенсивного окисления нагреваемого металла; обладать способностью образовывать стойкую, прочную при температурной обработке и достаточно высоковязкую защитную пленку, не растекающуюся по поверхности металла.

Материалы защитных покрытий изготовляют из смеси силикатных веществ определенного состава для каждого конкретного случая и перед пайкой со связующим наносят на поверхность участка нагрева. После высыхания нанесенного покрытия, паяемое изделие нагревают, что приводит к образованию стекловидной защитной пленки. Такие покрытия могут использоваться при нагреве изделий любого размера и конфигурации.

Основными стеклообразующими компонентами защитно-технологических покрытий являются кремнезем (SiO_2) и борный ангидрит (B_2O_3), сырьем для которого служит бура и борная кислота. Для улучшения смачивающих свойств и снижения температуры размягчения (расплавления) в их состав вводят оксиды щелочных металлов (Na_2O, K_2O) в количестве до 3 % и бораты.

Содержание в составе покрытий борного ангидрита достигает 40 %, что вдвое ниже, чем в паяльных флюсах. От содержания тех или иных оксидов металлов зависят технологические свойства покрытия. Покрытия содержат поверхностно-активные оксиды, изменяющие поверхностное натяжение расплава, и его вязкость, коэффициент линейного расширения и т.д.

Оптимальным температурным режимом применения высокотемпературных флюсов является его температурный интервал активности. Защитно-технологические покрытия имеют две температурные точки, которые определяют наиболее эффективную температурную область их применения.

При использовании стеклянных покрытий при пайке начальная температура интервала должна быть ниже значения температуры, при которой начинается интенсивный окислительный процесс металла, а температура пайки должна превышать конечную температуру этого интервала. При ускоренном индукционном нагреве необходимо учитывать запаздывание процесса нагрева покрытия по сравнению с нагревом паяемого металла ввиду его низкой теплопроводности (запаздывание может достигать 100 °С и выше). Из сопоставления указанных температур и условий нагрева определяют величину переходного интервала.

Образуя плотную жаростойкую пленку, защитно-технологическое покрытие предотвращает при пайке обезуглероживание паяемых металлов и выгорание легирующих компонентов.

В зависимости от природы основного компонента защитно-технологические покрытия подразделяются на три класса: силикатные, боратные и фосфатные. Каждый из классов подразделяется на группы в зависимости от природы других оксидов, в небольших количествах (до 3 %), входящих в состав покрытия: алюмоборосиликатные, кальцийалюмоборные, кальцийбороалюминиевые.

Наиболее широкое применение находят силикатные (96 % SiO_2), боросиликатные (70 % SiO_2 и 30 % B_2O_3), алюмоборосиликатные (70 % SiO_2, 20 % B_2O_3, 10 % Al_2O_3), а также металлургические шлаки и стеклоткани.

Разновидностью таких покрытий являются эмали.

В качестве простейших защитных покрытий может служить порошок молотого оконного или бутылочного стекла.

Основным показателем защитного покрытия является вязкость расплава, которая определяет его толщину. Характер изменения вязкости определяется природой и количеством содержащихся в нем оксидов, а также составом стекла. К оксидам, повышающим вязкость, относятся кремнезем, оксиды алюминия и циркония; к понижающим вязкость щелочные оксиды, оксиды свинца и бария. С повышением вязкости защитные свойства покрытия возрастают.

Надежную защиту нагреваемых металлов (стали) от воздействия атмосферы при пайке с длительным нагревом обеспечивают покрытия толщиной до 1 мм, которые образуются при вязкости расплава 50 Па·с. При нагреве высоколегированных сталей (ЭИ617) с использованием стекла № 21а толщина покрытия должна составлять 0,4...0,5 мм. Тугоплавкие стали надежно защищают покрытия, образуемые из стекла № 291в с толщиной 0,1 мм при 1100 °С с вязкостью 20 Па·с.

Зная свойства компонентов защитно-технологических покрытий, можно правильно выбирать необходимый материал для пайки или синтезировать его из "недефицитных" материалов для защиты изделий из конкретных металлов.

При индукционной пайке промысловых труб из низколегированных сталей (09Г2С) была применена безгрунтовая боросиликатная эмаль марки МК-5, разработанная ОАО "ВНИИСТ" для эмалирования промысловых и газопроводных труб с температурой размягчения (плавления) 850...900 °С. Эксперименты по определению защитных свойств эмали МК-5 при температуре пайки 1200 °С показали ее высокую жаростойкость и высокие флюсующие свойства.

Показательны результаты сравнительных экспериментальных работ по индукционному нагреву (1200 °С) плоских стальных образцов на воздухе с нанесенными на них одинаковыми

навесками флюса ПВ201 и эмали МК-5 (рис. 2). Наглядно выявлено их отличие по защитным свойствам. Флюс ПВ201 в процессе нагрева сильно растекался по стали, а затем по мере повышения температуры флюсовое покрытие начинало разрушаться с открытием поверхности образца. При температуре 1200 °С и временной выдержке 60 с покрытие не сохранилось на 90 % площади его растекания. Эмаль практически не растекалась, а сокращение ее поверхности при указанной температуре за счет периферийного контура не превышало 10 %, разрушения покрытия не происходило (рис. 3).

Для определения эффективности самостоятельного создания защитно-технологических покрытий из недефицитных материалов в ОАО "ВНИИСТ" проводились работы по созданию и применению нестандартных покрытий на основе литейных металлургических шлаков завода "СТАНКОЛИТ" (Москва). Были синтезированы три состава защитных покрытий:

Компоненты покрытия, %:	1 состав	2 состав	3 состав
Литейный шлак	65,0	55,0	40,0
B_2O_3	20,0	20,0	20,0
Na_2O	12,0	15,0	18,0
K_2O	3,0	3,0	3,5
SiO_2	–	7,0	18,5

Разработанные покрытия отличаются низкой температурой размягчения (плавления): состав 1 – 730 °С; состав 2 – 690 °С; состав 3 – 660 °С.

Для снижения начальной температуры размягчения стекла в него вводили борный ангидрит (B_2O_3), что способствует стабилизации вязкости расплава при повышенных температурах. При этом снижается склонность стекол к кристаллизации в процессе пайки.

В целях снижения температуры плавления и вязкости в покрытие вводили оксиды щелочных металлов (Na_2O, K_2O). При введении двух оксидов щелочных металлов наряду с удалением ржавчины с поверхности паяемых труб снижается температура плавления покрытия и появляется двухщелочной эффект, при котором снижается коррозионная активность покрытия.

Защитные свойства синтезированных покрытий практически аналогичны свойствам эмали МК-5.

Существенным недостатком порошковых материалов, применяемых для создания защитных покрытий, является необходимость применения специальных технических средств для их подготовки и нанесения на поверхность металла. Кроме этого, при отрицательных температурах окружающего воздуха применение таких покрытий значительно осложнено.

В качестве материала для создания защитно-технологического покрытия может служить стекловолокнистая лента (ЛЭС), легко наносимая на стык трубы в любых климатических условиях. Лента выпускается по ГОСТ 5937–81 и широко применяется в качестве тепло- и электроизоляционного, обвязочного материала. Ширина выпускаемой ленты – 10...100 мм, толщина – 0,1...0,2 мм. Состав ленты близок к составу защитно-технологических покрытий: 54 % SiO_2; 14,5 % Al_2O_3 ; 10,0 % B_2O_3; 16,5 % CaO; 4,0 % MnO.

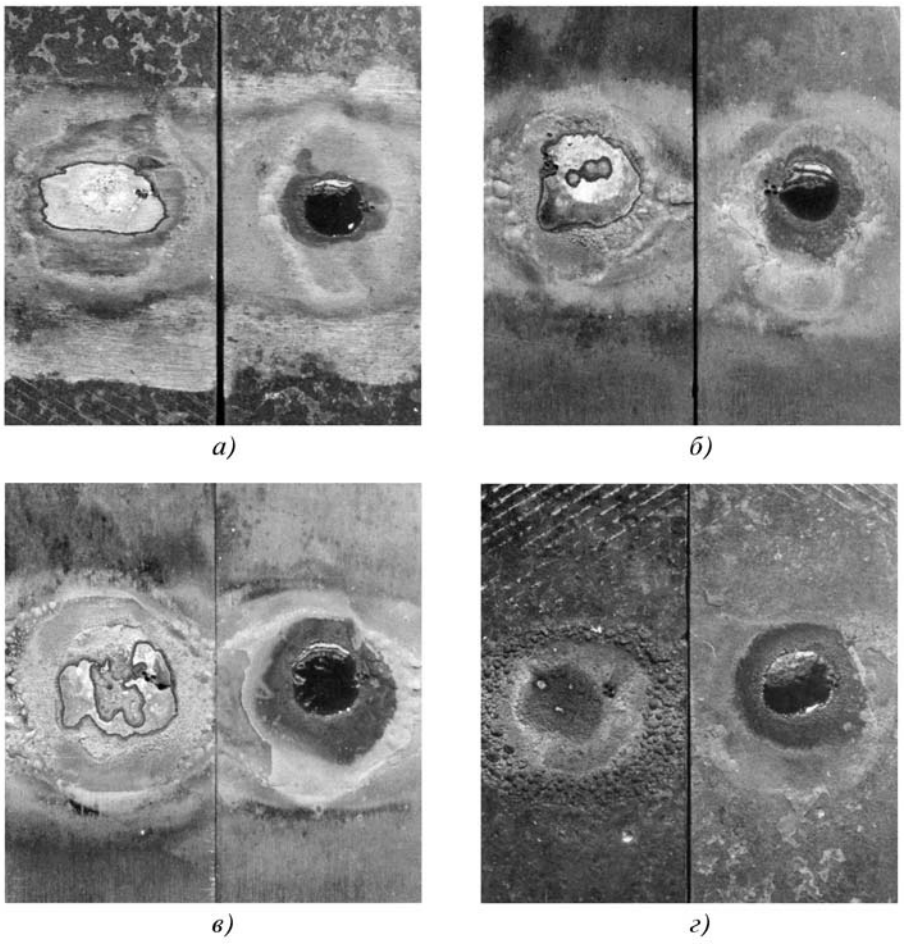


Рис. 2. Состояние флюсового (ПВ201, слева) и защитного (эмаль МК-5, справа) покрытий на стальном образце после нагрева по режимам:
а – 1100 °С, без временной выдержки; *б* – 1100 °С, с временной выдержкой 60 с; *в* – 1200 °С, без временной выдержки; *г* – 1200 °С, с временной выдержкой 30 с (поверхность образца с "застаревшей" ржавчиной)

Стекловолокнистая лента плотно облегает при намотке собранный под пайку стык и удерживается на нем. При индукционной пайке труб больших диаметров (200 мм) в полевых условиях ленту можно использовать в комбинации с порошковым материалом. При такой технологии исключаются разрушения покрытия в процессе более длительного нагрева, при соединении более крупной детали, и повышается эффективность его использования.

Защитно-технологические покрытия, применяемые в промышленности, могут обеспечить безокислительный нагрев все-

Рис. 3. Состояние паяного стыка труб с применением защитного покрытия

го сортамента металлов и сплавов, используемых в паяльном производстве.

Защиту от окисления при нагреве коррозионно-стойких сталей (Х18Н10Т) обеспечивают стекла, содержащие 18...20 % B_2O_3 и 12 % оксидов щелочных металлов, а также покрытия марок ЭВТ-10, ЭВТ-100, ЭВТ-101 [4], отличающиеся хорошей смачивающей способностью, стойкой сплошностью, химической инертностью к сталям. Покрытия надежно предохраняют металл от окисления и выгорания легирующих компонентов. После пайки поверхность металла имеет светлый, не окисленный вид. Рабочие температуры покрытий 1100...1200 °С. При использовании покрытия ЭВТ-100 на хромоникелевых сплавах (08Х15Н5Д2Т) в процессе нагрева в вакууме образуется оксидное покрытие из $Cr_2O_3 \times MeO$, которое создает на границе покрытие–сталь промежуточный слой, препятствующий растворению в покрытии оксидов железа.

Эмали типа ЭВ (ЭВК-103, ЭВК-77) применяются для защиты деталей, изготовленных из никелевых, тугоплавких сплавов и коррозионно-стойких сталей. Они значительно замедляют процессы газовой коррозии металла.

При пламенном нагреве быстрорежущей стали Р18 (высоковольфрамовая) и Р6М5 (вольфрамомолибденовая) используют покрытие ЭВТ-100, нанесенное по грунту (оксид хрома), которое предупреждает обезуглероживание.

Для защиты жаропрочных никелевых и железоникелевых сплавов применяют покрытие ЭВТ-108, а при защите тугоплавких молибденовых и вольфрамовых сталей – покрытие ЭВТ-76. Покрытие ЭВТ-15 применяют при нагреве медных, циркониевых и бериллиевых сплавов.

Для нанесения порошкового материала покрытия на поверхность металла его смешивают со связующим, в качестве которого применяется вода. Полученный шликер наносят тонким слоем на защищаемую поверхность изделия путем окунания с помощью лопаточки или распылением. В промышленном производстве находит применение суспензионный метод нанесения. Для укрепления слоя покрытия на металле в суспензию вводят закрепитель (крахмал, сахар, жидкое стекло, полимеры, сульфидно-целлюлозная щелочь).

Суспензионный способ позволяет варьировать вязкость стеклопокрытий в широком диапазоне, используя смеси из двух стекол и более, что дает возможность полнее сочетать все необходимые для защитного покрытия свойства. Суспензионные покрытия можно применять при любых способах нагрева. Наиболее целесообразно его использование при нагреве высоколегированных сталей, жаропрочных сплавов, титана и углеродистых сталей. Способ применяется только в заводских условиях при производстве небольших изделий.

Наиболее эффективная сушка, нанесенного на изделие шликерного покрытия, происходит от нагретого металла, т.е. при индукционном нагреве. Однако во избежание разрушения шликера при сушке водяными парами скорость нагрева до температуры 100 °С необходимо предельно ограничивать. По прекращению паровыделения из покрытия скорость нагрева можно увеличивать до необходимого значения.

В промышленности находит применение способ нагрева металлов путем погружения в расплав защитного покрытия, нагреваемого в обычных пламенных печах. Для сокращения времени такого нагрева металл предварительно нагревают на воздухе до температуры начала активного окисления – для стали 550...600 °С. При нагреве в расплаве необходимо следить за изменением состава покрытия, происходящего в результате взаимодействия его с металлом и своевременно восстанавливать его до необходимого уровня.

При пайке в вакууме, в нейтральных и восстановительных средах защитные покрытия не используют, так как силикатные стекла в этих условиях поверхность металла не смачивают.

Применение при пайке защитно-технологических покрытий обеспечивает надежную герметизацию высоких и широких паяльных зазоров и создает в них условия замкнутой камеры с минимальным содержанием воздуха. Герметизация паяльного зазора создает благоприятные условия для безфлюсовой пайки.

Применение защитно-технологических покрытий может значительно упростить и удешевить процесс пайки вследствие отказа от газовых сред, позволит способу пайки успешно конкурировать со сваркой в полевых условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Справочник** по пайке / под ред. И.Е. Петрунина. М.: Машиностроение, 2003.

2. **Солнцев С.С.** Защитные технологические покрытия и тугоплавкие эмали. М.: Машиностроение, 1984.

3. **Манегин Ю.В., Анисимова И.В.** Стеклосмазки и защитные покрытия для горячей обработки металлов. М.: Машиностроение, 1978.

4. **Манегин Ю.В., Суслов А.Г.** Горячее прессование стальных профилей. М.: Машиностроение, 1992.

Виктор Владимирович Карабанов,
канд. техн. наук, (498) 520-34-72;
Игорь Олегович Бохоров, научный сотрудник

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 *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 08.12.09 г. Подписано в печать 10.02.2010 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,84. Заказ 92. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.