ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 2 февраль 2016

Председатель редакционного совета и главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А., д.т.н., проф.
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ТУТМАН Т., Dr.Yur.
ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Министерстве связи и массовых коммуникаций РФ. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

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, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Гаманюк С.Б., Галкин А.Н. Исследование качества металла удлиненных сдвоенных слитков и их использование для получения полых поковок 3

Лебедев В.А., Максимов С.Ю., Лендел И.В., Драган С.В., Козырко О.А. Применение управляемой импульсной подачи электродной проволоки для влияния на кристаллизацию металла шва 9

Кузнечно-штамповочное производство

Дмитриев А.М., Коробова Н.В. Изготовление поковок деталей из легированных сталей холодной штамповкой выдавливанием 13

Кокорин В.Н., Шанченко Н.И., Кокорин А.В., Евстигнеев А.А., Зиннатов Б.Р. Экспериментальное исследование влияния технологических параметров на плотность порошковых материалов на основе железа при прессовании в конической матрице в присутствии жидкой фазы 19

Прокатно-волочильное производство

Перетятько В.Н., Сметанин С.В., Филиппова М.В. Силы и контактные площади при горячей прокатке сложных профилей 26

Материаловедение и новые материалы

Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Бабуев М.А., Лукьяненко Е.В., Скакова Т.Ю., Учеваткина Н.В. Влияние имплантации ионов (Cu + Pb) на изменение фазового состава и дислокационной структуры алюминиевого сплава 1565ч 33

Столяров В.В., Угурчиев У.Х. Электроимпульсное стимулирование деформируемости никелида титана при прокатке с током 41

Информация

Кузьмина Е.В., Железняк Л.М., Сивоконь К.И. Повышение служебных свойств медно-хромовых прутков путем совершенствования технологии их производства 45

Шерренбахер С. Системные решения для авиационно-космической промышленности 47

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 "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2016

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 2 February 2016

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
LAVRINENKO V.Yu.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

This issue prepared with assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

Journal is registered by Ministry of Telecom and Mass Communications of the Russian Federation. The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

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 Rossi" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Rutsky D.V., Zyuban N.A., Gamanyuk S.B., Galkin A.N. Research of quality of elongated two-piece ingots metal and their use for receiving of hollow forgings 3
Lebedev V.A., Maksimov S.Yu., Lendel I.V., Dragan S.V., Kozyrko O.A. Using of control pulsing of electrode wire to influence on crystallization of weld metal 9

Forging and Stamping Production

Dmitriev A.M., Korobova N.V. Production of forged parts made of alloyed steels by cold extruding 13
Kokorin V.N., Shanchenko N.I., Kokorin A.V., Evstigneev A.A., Zinnatov B.R. Experimental study of influence of technological parameters for density of powder ferrous materials at pressing in conical matrix in presence of liquid phase 19

Rolling and Drawing Production

Peretyat'ko V.N., Smetanin S.V., Filippova M.V. Forces and contact areas at hot rolling of complex profiles 26

Physical Metallurgy and New Materials

Ovchinnikov V.V., Borovin Yu.M., Babuev M.A., Luk'yanenko E.V., Skakova T.Yu., Uchevatkina N.V. Effect of implantation of ions (Cu + Pb) to change of phase composition and dislocation structure of aluminum alloy 1565 33
Stolyarov V.V., Ugurchiev U.Kh. Electropulse incentives of NiTi deformability at rolling with current 41

Information

Kuz'mina E.V., Zheleznyak L.M., Sivokon' K.I. Increase of service properties copper-chromium rods by improvement of their production technology 45
Scherrenbacher S. System solutions for aerospace industry 47

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"

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2016

УДК 621.73.002.6:658.562

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

Исследование качества металла удлиненных сдвоенных слитков и их использование для получения полых поковок*

Приведены результаты исследования особенностей строения удлиненных сдвоенных прибыльных слитков, для получения которых не требуется изготовления отдельных изложниц. Установлено, что в верхней полуформе сдвоенных слитков значительное развитие получают дефекты усадочного происхождения, при этом они имеют значительное развитие по высоте и незначительное по диаметру. Такое расположение дефектов усадочного и ликвационного происхождения позволяет их удалять при ковке слитков, что делает их пригодными для получения полых поковок. Получение полых поковок из опытных слитков позволяет снизить их химическую неоднородность, а также повысить стабильность механических свойств.

Ключевые слова: слиток обычной геометрии; удлиненный сдвоенный слиток; затвердевание; химическая неоднородность; физическая неоднородность; усадка; ликвация; полая поковка; механические свойства.

Results of research of structure features of the elongated two-piece ingots for which receiving are presented it isn't required production of separate molds. It is established that in the top half of elongated two-piece ingots considerable development is gained by defects of shrinkable origin, thus they have considerable development in height and not considerable on diameter. Such arrangement of defects of shrinkable and segregation origin does possible their removal when forging ingots that does them suitable for receiving hollow forgings. Receiving hollow forgings from skilled ingots allows to reduce their chemical heterogeneity, and also to increase stability of mechanical properties.

Keywords: conventional ingot; elongated two-piece ingot; solidification; chemical heterogeneity; physical heterogeneity; segregation; shrinkage; hollow forging; mechanical properties.

Анализ существующего типоразмера крупногабаритных поковок, используемых на машиностроительных заводах, специализирующихся на получении изделий ответственного назначения, показал, что подавляющее большинство поковок, изготовляемых из кузнечных слитков — полые. Более 80 % изделий, получаемых кузнечно-прессовой обработкой, имеют сквозные или глубокие осевые отверстия.

Длительность изготовления уникальных особо ответственных крупногабаритных изделий от составления технического задания до получения готовой продукции может достигать нескольких месяцев, при этом до получения готового изделия оно проходит следующие этапы металлургического передела: разливка и затвердевание, ковка, термическая обработка, механическая обработка, на каждом из которых возможно образование дефектов, значительное развитие которых может привести к отбраковке изделия на этапах передела.

Заготовкой для получения уникальных крупногабаритных поковок является кузнеч-

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31279 мол_а и конкурса СП-2015 (СП-4573.2015.1).

ный слиток, его масса может достигать 900 т, продолжительность затвердевания крупных слитков (в зависимости от массы) может составлять 7 сут и более. При затвердевании крупных слитков значительное развитие получают явления ликвации и усадки, которые приводят к значительной химической и физической неоднородности литого металла слитка и, как следствие, к ухудшению качества металла получаемых из него поковок [1].

Для повышения качества крупногабаритных поковок необходимо получить крупный слиток с минимальным развитием дефектов.

Для производства полых поковок используют полые слитки, применение которых позволяет снизить трудоемкость процесса ковки путем исключения таких операций, как закатка прибыли под патрон, осадка, прошивка. Исключение операций свободной ковки позволяет значительно сэкономить энерго- и трудозатраты на стадии ковки.

В настоящее время использование полых слитков получает большое распространение на машиностроительных заводах. Sheffield Forgemasters International Ltd. по истечении 25 лет снова ввела полые слитки в ассортимент своей продукции. В АО "НПО "ЦНИИТМАШ" ведутся активные работы по разработке и внедрению полых слитков в промышленное производство [2]. На машиностроительном концерне ОРМЕТО-ЮУМЗ (г. Орск) отливают полые слитки массой до 30 т методом электрошлакового переплава диаметром от 550 до 1450 мм с толщиной стенки 55...300 мм, длиной до 9000 мм. Авторами в работе [3] с помощью систем автоматизированного проектирования для завода POSCO Specialty Steel Co., Ltd (Южная Корея) разработана геометрия полого слитка, получаемого разливкой снизу.

Полые слитки для получения полых поковок применяют не на всех машиностроительных предприятиях. Ограничение использования связано со сложностью организации направленности процесса затвердевания полых слитков. При неудовлетворительной организации направленности процесса затвердевания, вызванной особенностями применения различных конструкций стержня и литейной оснастки, могут получать значительное развитие явления ликвации и усадки и, как следствие, значительное развитие дефектов усадочного и ликвационного происхождения [3, 4].

Сложности получения полого слитка высокого качества являются причиной ограниченного его применения в условиях промышленного производства. На машиностроительных предприятиях, специализирующихся на производстве поковок ответственного назначения, для получения полых поковок используют удлиненные слитки (H/D более 2,5), отливка которых проводится в неразъемные изложницы.

При этом возможность получения нескольких поковок из одного слитка ограничена из-за развивающихся в крупном прибыльном слитке химической и физической неоднородностей, являющихся причиной неоднородности механических свойств по длине и сечению поковок (рис. 1). В связи с этим полые поковки ответственного назначения изготовляют, как правило, по схеме один слиток — одна поковка.

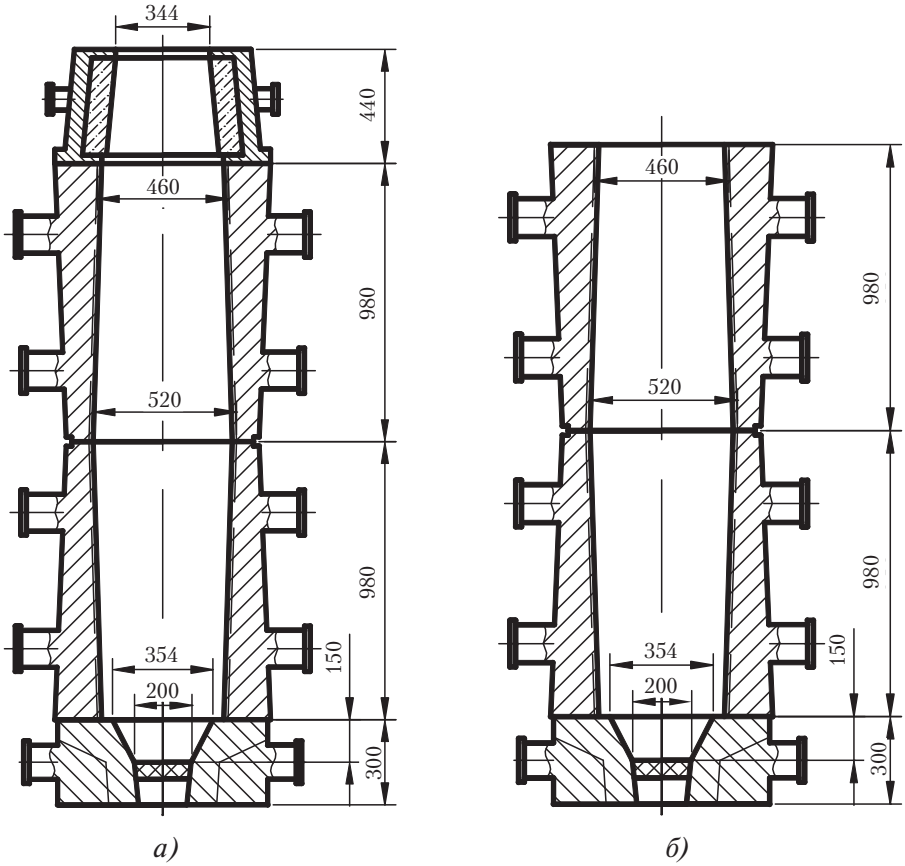


Рис. 1. Схема литейной оснастки для получения сдвоенных слитков:
а — прибыльный слиток массой 2,99 т; *б* — бесприбыльный слиток массой 2,6 т

Целью работы является исследование качества металла удлиненных сдвоенных слитков и получаемых из них полых поковок.

Для решения данной проблемы к освоению предложены кузнечные слитки, отливаемые в имеющиеся на заводах изложницы. Для изготовления длинномерных полых гладких и ступенчатых деталей использовали сдвоенные слитки, отливаемые в составную из двух полуформ изложницу с прямой и обратной конусностью, соответственно в верхней и нижней частях [1, 5]. В качестве полуформ можно применять существующие на предприятии изложницы, соосно устанавливаемые друг на друга и сопрягаемые со стороны максимальных внутренних диаметров.

Для проведения подробных исследований характера структурной, физической и химической неоднородности были отлиты удлиненные сдвоенные слитки (см. рис. 1). Химический состав сталей и геометрия оснастки для получения слитков приведены в табл. 1 и на рис. 1.

После разливки и затвердевания из слитков были изготовлены продольные осевые темплеты, на которых после шлифования и полирования электролитическим травлением в 20%-ной H_2SO_4 выявлялась макроструктура. С полученных осевых темплетов отбирали образцы для проведения металлографических исследований с использованием методов оптической (микроскоп МЕТАМ ЛВ-41) и электронной (электронный двухлучевой микроскоп FEI Versa 3D) микроскопии. Пробы для химического анализа отбирали на образцах, вырезанных с различных горизонтов слитка. Химический анализ образцов проводили спектральным методом на приборе ARC-Met 930, погрешность измерений соответствовала ГОСТ 18895—97.

Эффективность применения удлиненных сдвоенных слитков на качество металла трубных заготовок была оценена исследованием характера распределения ликвирующих примесей и механических свойств по противоположным концам полых поковок.

Металлографическими исследованиями было выявлено семь структурных зон, характерных для слитков спокойной стали (рис. 2). Во всех слитках встречаются корковая зона, зона столбчатых и различно ориентированных кристаллов, зона конуса осаждения и физическая неоднородность, включающая в себя усадочные раковины и зону осевой рыхлости.

Однако, несмотря на качественную схожесть строения, сдвоенные слитки существенно отличаются по степени развития отдельных зон (табл. 2).

Применение сдвоенных слитков с увеличенным до 4 параметром *H/D* приводит к изменению степени развития выявленных структурных зон. Чем выше слиток и меньше его диаметр, тем быстрее происходит затвердевание от стенок к центру слитка, соответственно, большее развитие (в 1,5 раза) получает зона столбчатых кристаллов. Зона различно ориентированных кристаллов, формирующаяся

1. Химический состав стали ковшевых проб и параметры отливки удлиненных сдвоенных слитков

Масса слитка, т	Тип слитка	Химический состав, % мас.								
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V
2,6	Бесприбыльный	0,37	0,40	0,30	0,016	0,011	1,4	1,56	0,24	0,12
2,99	Прибыльный	0,37	0,38	0,33	0,012	0,011	1,3	1,63	0,30	0,15

2. Структурная неоднородность слитков различной геометрии

Масса слитка, т	*H/D*	Площадь зон относительно осевого темплета, %						
		Корковая зона	Зона столбчатых кристаллов	Конус осаждения	Зона различно ориентированных дендритов	Осевая зона	Вторичная усадочная раковина	Открытая усадочная раковина
1,4*	1,9	2,4	27	2,2	58,9	6,5	—	3,0
1,7**	1,93	2,5	31	3,1	52,2	8,0	—	3,2
2,6***	2,5	3,0	28	6,3	50,8	8,8	—	3,1
2,6	4	3,0	42	5,7	38,8	2,9	—	8,0
2,99	4	3,0	45	9,2	30,5	3,9	5,1	3,3

* По данным авторов С.Я. Скобло, Е.А. Казачкова (см. кн.: Слитки для крупных поковок. М.: Металлургия, 1973. 248 с.).
, * По данным работ [1] и [6] соответственно.

в условиях замедленного продвижения фронта затвердевания, в слитках обычной геометрии имеет меньшее развитие (см. табл. 2).

В сдвоенных слитках выявлена значительная физическая неоднородность, проявляющаяся в виде осевой рыхлости, открытой и закрытой (вторичной) усадочных раковин.

Открытая усадочная раковина в сдвоенном бесприбыльном слитке имеет максимальное развитие и представляет собой воронкообразную пустоту, не разделенную мостами металла (см. рис. 2). Ее поверхность имеет дендритное строение, вершины дендритов преимущественно ориентированы в сторону оси слитка.

В сдвоенных прибыльных слитках в осевой части появляется закрытая вторичная усадочная раковина, расположенная в верхней половине тела слитка. Так как вторичная усадочная раковина закрыта сверху мостом плотного металла, поверхность ее стенок не окислена и имеет дендритное строение.

Представленные данные об особенностях строения сдвоенных слитков косвенным образом свидетельствуют о преобладании горизонтальной составляющей при их затвердевании, что усиливает усадочные явления, ухудшает подпитку осевых объемов и приводит к развитию открытой и закрытой "вторичной" усадочных раковин.

На рис. 3 приведены фактические значения химической неоднородности в удлиненных сдвоенных слитках массой 2,99 и 51 т и обычных прибыльных слитках массой 2,88 и 50 т.

В удлиненном слитке массой 2,99 т суммарная ликвация углерода составляет 30 %, а в обычном прибыльном слитке массой 2,88 т — 38 %.

В слитках большей массы 50 и 51 т химическая неоднородность удлиненного слитка (Σ_C = 68 %) заметно меньше, чем обычного слитка (Σ_C = 100 %). Суммарная ликвация углерода в удлиненном слитке в 1,5 раза меньше, чем в обычном.

Высокая химическая однородность сдвоенных слитков обусловлена тем, что из-за большего развития площади охлаждающей поверхности в сдвоенных слитках значительное развитие получает горизонтальная составляющая затвердевания, которая вследствие высокого температурного градиента имеет высокую скорость продвижения, что подавляет ликвационные процессы и приводит к скоплению примесей вблизи усадочной раковины.

Более равномерное распределение примесей по высоте и сечению удлиненных сдвоенных слитков и протяженная усадочная раковина, сосредоточенная в осевой части слитка, способствуют применению этих слитков для получения полых поковок.

С учетом выявленных особенностей строения и механизма затвердевания удлиненных сдвоенных слитков в ПО "Баррикады" (г. Волгоград) была проведена опытная отливка слитков новой геометрии (сдвоенные прибыльные двухконусные с прямой и обратной конусностью соответственно в верхней и нижней части) массой 42,26 т (H/D ~ 4) с последующим изготовлением из них двух заготовок с выходом годного 66 %. Ранее эти изделия изготовляли из слитков массой 24,2 т (H/D ~ 2) с выходом годного металла в поковку 58 %. Химическую неоднородность заготовок оценивали по сечению проб, отобранных

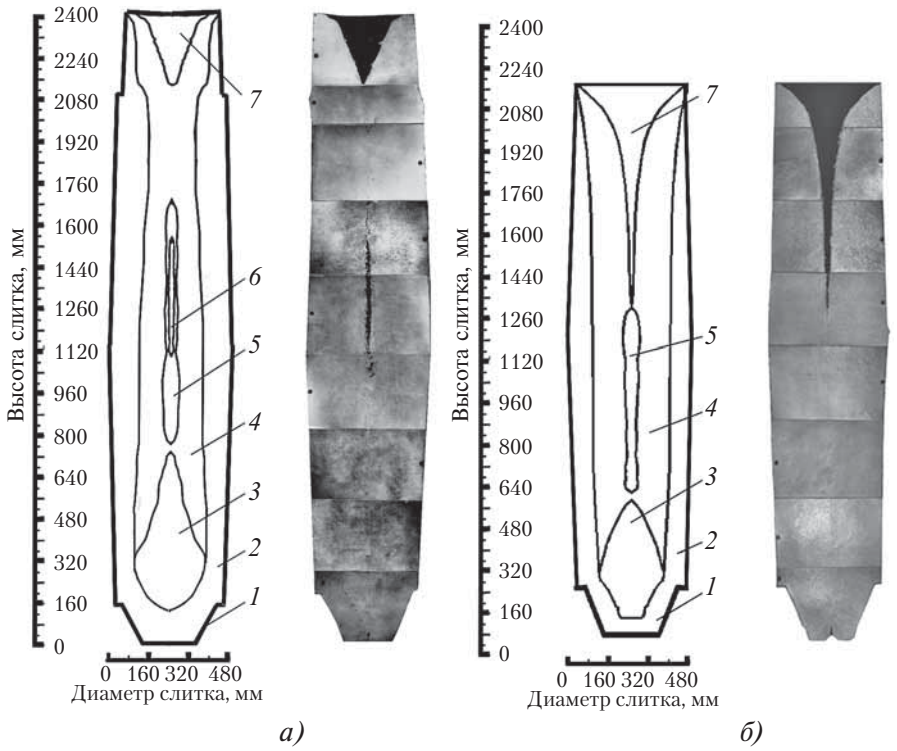


Рис. 2. Макроструктура и выявленные структурные зоны сдвоенных слитков:

а — прибыльный слиток; *б* — бесприбыльный слиток; *1* — корковая зона; *2* — зона столбчатых кристаллов; *3* — зона конуса осаждения; *4* — зона различно ориентированных кристаллов; *5* — зона осевой рыхлости; *6* — закрытая вторичная усадочная раковина; *7* — открытая усадочная раковина

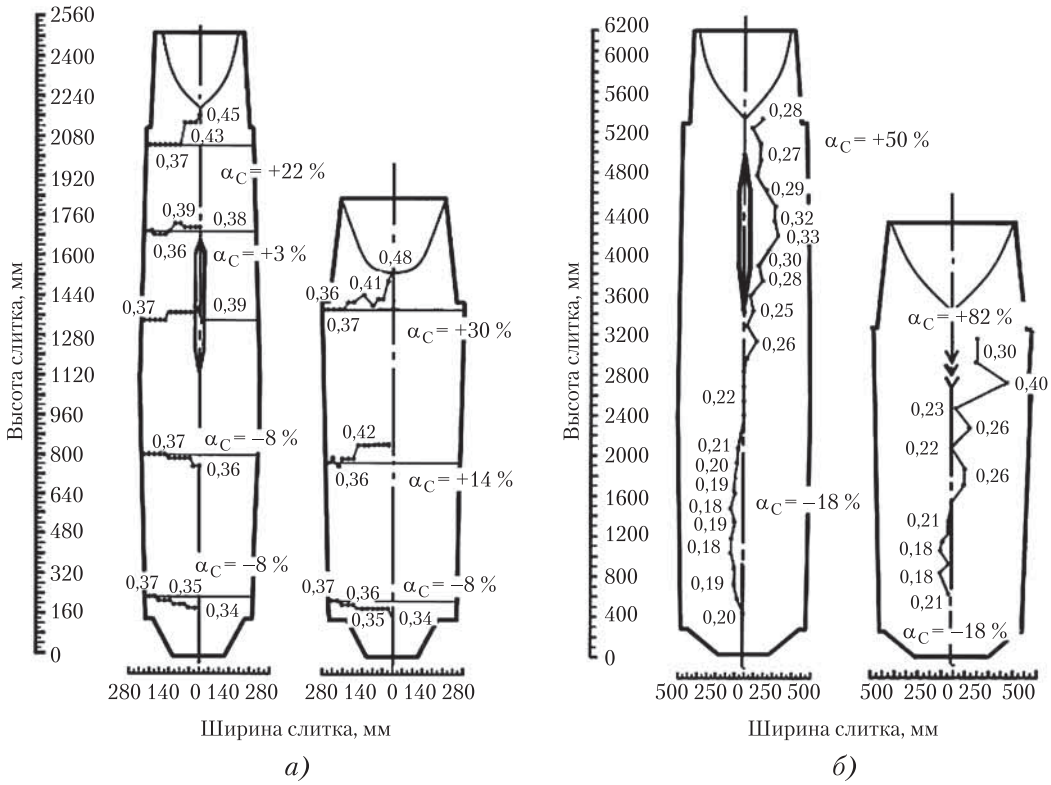


Рис. 3. Химическая неоднородность удлиненных сдвоенных и сравнительных прибыльных слитков обычной геометрии:
а — слиток массой 2,99 т, сталь 38ХН3МФА; *б* — слиток 2,88 т, сталь 38ХН3МФА; *в* — слиток 50 т, сталь 20; *г* — слиток 51 т, сталь 20

с первого Iк (донная часть) и второго IIк (верхняя часть слитка) конца поковок (рис. 4).

Химическая неоднородность заготовок, полученных из сдвоенных слитков, выше, чем в сравнительных. Ликвация по углероду снизилась в 4 раза, по сере и фосфору — в среднем в 3 раза (см. рис. 4).

Поковки, изготовленные из опытных сдвоенных и сравнительных слитков обычной геометрии, имеют более однородный химический

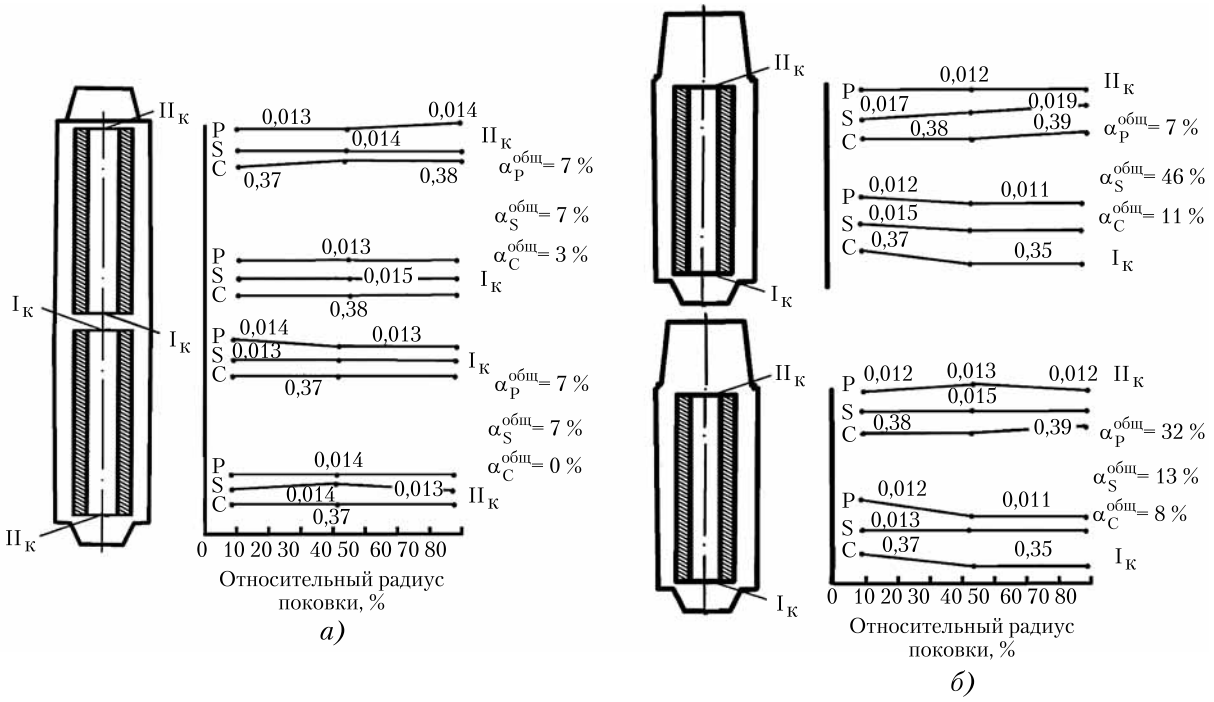


Рис. 4. Химическая неоднородность заготовок из удлиненного сдвоенного прибыльного (*а*) и обычного (*б*) слитков

3. Разница механических свойств по противоположным концам полых поковок, полученных из сравнительного и опытного слитков

Слиток	Разность показателей механических свойств по противоположным концам поковок					
	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	Относительное сужение	Ударная вязкость *KC*V, кДж/м^2, при температуре, °С	
	МПа		%		20	−50
Удлиненный сдвоенный	49	39	1	0	39	20
Обычный	79	49	4,5	11,5	275	118

состав и, как следствие, одинаковые механические свойства по противоположным концам.

Механические свойства заготовок из опытного и обычного слитков соответствуют требованиям, предъявляемым к данному типу изделий. Заготовки из удлиненного сдвоенного прибыльного слитка характеризуются более равномерным содержанием углерода по высоте.

Результаты, представленные в табл. 3, показали, что в поковках, изготовленных из удлиненных сдвоенных слитков, разница уровня механических свойств по противоположным концам меньше, чем в поковках из обычных слитков.

Заготовки, изготовленные из сдвоенных слитков, имеют более однородный химический состав и, как следствие, одинаковые механические свойства по противоположным концам поковки. Однородная по химическому составу поковка упрощает режим окончательной термической обработки и исключает необходимость проведения дифференцированного отпуска крупногабаритных изделий, изготовляемых из слитков большой массы.

Заключение. Исследование особенностей строения удлиненных сдвоенных слитков показало, что в слитках значительное развитие получает физическая неоднородность в виде развития протяженной усадочной раковины и зоны осевой рыхлости с незначительным развитием их по ширине. Дефекты усадочного происхождения сконцентрированы в верхней полуформе сдвоенных слитков. Такое расположение дефектов усадочного происхождения позволяет их удалять при ковке слитков, что делает их пригодными для получения полых поковок.

Увеличение H/D до 4,0 приводит к уменьшению химической неоднородности слитков, как малой массы 1,7 т, так и большой массы 50 т. В удлиненных сдвоенных слитках развитие химической неоднородности меньше в 1,3—3 раза, чем в обычном прибыльном слитке ($H/D \sim 2{,}0$).

Использование удлиненных сдвоенных прибыльных слитков для производства полых поковок позволило снизить химическую неоднородность в изделиях в 4 раза и стабилизировать уровень механических свойств по длине изделий. Применение сдвоенного слитка массой 42,26 т для получения трубных длинномерных заготовок позволило повысить выход годного металла в поковку на 8 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Федоров Д.Н.** Исследование усадочных дефектов в удлиненных сдвоенных бесприбыльных слитках и их использование для производства крупных полых поковок: дис. ... канд. техн. наук. Волгоград, 2005. 166 с.

2. **Развитие** технологии разливки стали в слитки / В.С. Дуб, А.Н. Ромашкин, А.Н. Мальгинов и др. // Тяжелое машиностроение. 2012. № 8. С. 2—8.

3. **A study** on the fabrication of a large hollow ingot by CAE / By Sang-Hun OH, Jung Namkung, Seog-Ou, Cho, Dong-Hee Lee // 18th International Forgemasters Market and Technical Proceedings. Pittsburgh, PA. 2011. USA. P. 179—182.

4. **Analysis** of technologies used to make hollow ingots and prospects for their improvement / V.V. Nazaratin, O.A. Kobelev, M.V. Efimov, A.A. Selyutin, P.M. Yavtushenko // Metallurgist. 2013. Vol. 56. P. 9—10.

5. **Ликвация** в крупных кованных изделиях / Д.В. Руцкий, С.И. Жульев, К.Е. Титов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2008. № 2. С. 21—27.

6. **Руцкий Д.В.** Исследование химической неоднородности кузнечных слитков для крупногабаритных заготовок тяжелого машиностроения: дис. ... канд. техн. наук. М.: ЦНИИТМАШ, 2006. 134 с.

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

УДК 621.791.669

В.А. Лебедев, С.Ю. Максимов, И.В. Лендел
(Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев),
С.В. Драган *(Национальный университет кораблестроения им. адмирала Макарова, г. Николаев)*,
О.А. Козырко *(DMT MARINE EQUIPMENT, г. Николаев)*

Применение управляемой импульсной подачи электродной проволоки для влияния на кристаллизацию металла шва

Рассмотрены возможности способов сварки и наплавки с управляемой импульсной подачей электродной проволоки, а также влияние параметров импульсной подачи на структуризацию металла шва, наплавленного валика и зоны термического влияния. Показано, что механическое воздействие импульса подачи на металл жидкой ванны способствует дезорганизации структуры, что приводит к улучшению механических (служебных) свойств подвергшихся дуговому воздействию конструкций. Определено, что управление параметрами импульсной подачи приводит к изменению микротвердости наплавленного металла и зоны термического влияния. Указано, что существенное влияние на характеристики наплавленного металла оказывает скважность импульсов подачи.

Ключевые слова: дуговая сварка; наплавка; механизированный процесс; импульсная подача; управление; жидкая ванна; структуризация.

The possibilities of ways of welding and surfacing with control pulsing of electrode wire and influence of parameters of pulsing on the structuring of the weld metal, the weld bead and heat-affected area are considered. It is shown that the mechanical effect of pulsing on metal of liquid bath promotes disorganization of the structure, resulting in improved mechanical (service) properties arc subjected to the influence of structures. It is determined that the control of parameters of pulsing leads to change in microhardness of the weld metal and heat-affected area. It is specified that significant influence on the characteristics of the weld metal has pulse ratio.

Keywords: arc welding; welding; mechanized process; pulsing; control; liquid bath; structuring.

Благодаря последним разработкам механизмов подачи электродной проволоки известный способ с импульсной подачей электродной проволоки находит применение в современном сварочном оборудовании и может эффективно управлять процессом переноса электродного металла, что оказывает определенное влияние на процесс кристаллизации металла сварного шва или наплавленного валика.

Одним из наиболее эффективных способов влияния или даже управления кристаллизацией металла, расплавленного при дуговом процессе, является механическое воздействие, реализуемое специальными способами или с применением систем самого сварочного оборудования, основным из которых, как отмечено выше, является система подачи электродной проволоки, работающая по определенному алгоритму. При этом важно, чтобы указанные алгоритмы не нарушали стабильности плавления проволоки и в то же время выполняли дополнительные функции: управление переносом электродного металла, влияние на процесс кристаллизации.

Известно [1], что использование модулированных режимов работы механизированного сварочного оборудования, реализуемое за счет периодического изменения скорости подачи электродной проволоки с частотами модуляции $f_м$ = 0,5...2 Гц, оказывает определенное влияние на структуру отвердевшего металла шва.

Известны также результаты других типов механических воздействий на ванну расплавленного металла, способствующие некоторой структуризации полученного шва или наплавленного валика. Следует отметить ультразвуковое воздействие, вызывающее колебания ванны, при этом, как следует из работы [2], наиболее существенные результаты могут быть достигнуты в случае если колебания изделия (ванны) осуществляются с резонансными частотами. В работе [2] осуществлена наплавка чугуна с частотой колебаний 136 Гц.

Имеются отдельные сведения, например, [3], о влиянии импульсной подачи электродной проволоки на структуру металла шва и околошовной зоны. Однако системной информации о таком влиянии нет, что затрудняет целенаправленное применение способа сварки с импульсной подачей для улучшения эксплуатационных свойств сварной конструкции или упрочняющей, а также восстанавливающей наплавки.

Отмечено [4], что при механизированной сварке в аргоне алюминия и его сплавов с импульсной подачей электродной проволоки с частотой импульсов $f_и$ = 50 Гц можно существенно повысить плотность металла шва, исключив неметаллические включения в шве (силовое воздействие на жидкую сварочную ванну с ее интенсивным перемешиванием и структуризацией). Этот эффект показан на характерных сравнительных микрошлифах (рис. 1).

Новые регулируемые компьютеризованные электроприводы специальной разработки с бесколлекторными малоинерционными вентильными электродвигателями [5] позволяют реализовать практически любой алгоритм перемещения электродной проволоки. Целенаправленно выбранное импульсное движение позволяет существенно влиять на процессы в ванне расплавленного металла.

Целью работы является определение возможностей влияния импульсной подачи электродной проволоки с управляемыми параметрами при широко распространенной дуговой механизированной сварке—наплавке в углекислом газе.

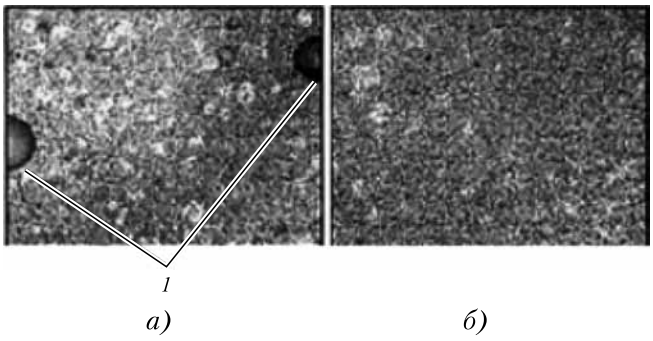


Рис. 1. Микрошлифы швов, полученных при сварке током 140...160 А обычным полуавтоматом (*а*) и с импульсной подачей проволоки (*б*):

1 — включения в сварном шве

Процесс кристаллизации расплавленного дугой металла сложен и, как следует из работы [6], имеет место эффект периодического формирования структуры шва, механизм действия которого до настоящего времени еще полностью не раскрыт, так же, как не до конца ясен процесс измельчения первичных форм кристаллизации металла при дуговом процессе, хотя принято считать, что измельчение структуры металла позволяет в значительной мере улучшать свойства сварных соединений и наплавленных валиков в сравнении со структурой, имеющей крупное зерно.

Из изложенного выше следует, что решение задачи измельчения зерна в структуре металла шва позволит улучшить конструкционные свойства сварного соединения. При этом известно [7], что здесь эффективным является применение внешнего периодического воздействия, одним из видов которого и является импульсное перемещение электродной проволоки.

Таким образом, практически отсутствуют систематические данные по параметрам механического воздействия на жидкую ванну, приводящие к необходимому изменению структуры металла, и теоретическому обоснованию выбора характеристик импульсной подачи электродной проволоки.

Экспериментальное исследование способа импульсной подачи для выявления закономерностей его влияния на кристаллизацию металла основано на выборе тех параметров импульсной подачи, которые уже дали положительные результаты при определении их влияния на геометрические характеристики наплавленных валиков, зоны термического влияния (ЗТВ), проплавление, потери электродного метала, снижение энергетических затрат.

Применяли механизм подачи на основе разработанного компьютеризованного электропривода с вентильным электродвигателем. Подающий ролик размещается непосредственно на валу электродвигателя, что обеспечивает неискаженные алгоритмы импульсного движения электродной проволоки с управляемыми параметрами. Для исследований использовали широкий диапазон частот: 10...50 Гц и скважности s = 2...5, определяемой по формуле

$$s = \frac{t_и + t_п}{t_и}, \quad (1)$$

где $t_и$, $t_п$ — время действия импульса и паузы соответственно.

Скважность импульса определяет его энергетические параметры как средства механического воздействия на ванну жидкого металла. Это утверждение следует из следующих рассуждений: обеспечивая одинаковую во всех экспериментах интегральную скорость подачи электродной проволоки (ток сварочного процесса) при увеличении скважности необходимо существенно (пропорционально) повышать скорость в импульсе подаче с неизбежным увеличением ускорения, а следовательно, и силового воздействия на сварочную ванну, что должно привести к выраженному изменению структуры металла сварного шва, что и является в настоящее время одной из задач способа сварки с управляемой импульсной подачей электродной проволоки. Скорость подачи в импульсе можно увеличить еще больше, используя возможности электропривода и механизма подачи по реализации алгоритма подачи с реверсным движением электродной проволоки.

Для задачи оценочного качественного влияния сварки с импульсной подачей электродной проволоки на структуру и свойства сварного шва или наплавленного валика был выполнен комплекс дюрометрических исследований металла валика и участка крупного зерна.

На рис. 2 (см. обложку) приведены структуры микрошлифов металла, наплавленного в автоматическом режиме на токах 230...250 А с применением электродной проволоки Св08Г2С диаметром 1,2 мм в углекислом газе способом с управляемой импульсной подачей в сравнении с наплавкой, проведенной в режиме с постоянной скоростью подачи. Наплавки осуществляли в соответствии с выбранным планом математического планирования экспериментов с различными конечными задачами. Размер зерна определяли на участке перегрева. Исследовали структуры наплавленного валика (шва) и зоны термического влияния.

Анализ структур микрошлифов показал, что во всех случаях при сварке образуется структура металла шва, которая резко отличается от исходной структуры образца после прокатки.

В работе не использовали методы определения размера зерна в структуре наплавленного металла и ЗТВ, а их оценку проводили визуальным сравнением, что достаточно для качественного анализа.

Сравнительный анализ структур микрошлифов позволяет заключить, что импульсная подача электродной проволоки в значительной мере изменяет структуру металла шва, при этом характерно, что большие механические воздействия (большие значения скважности) приводят к большей дезорганизации кристаллической структуры металла шва и ЗТВ и, как следствие, — улучшению механических свойств сварного соединения или наплавленного валика. Это обеспечивает также трещиностойкость сварной конструкции и наплавленного металла [2]. Такой и последующие эффекты от сварки с импульсной подачей электродной проволоки проявились только при реализации управляемой импульсной подачи электродной проволоки.

В структуре металла шва основу за небольшим исключением составляют бейнитно-ферритные структуры.

Исследовательская работа включала в себя также химический анализ элементов, входящих в состав металла шва и ЗТВ. Анализ показал, что при сварке с импульсной подачей электродной проволоки выгорание легирующих элементов заметно снижено в сравнении с процессом, где электродная проволока подается с постоянной скоростью. Подобный эффект уже был отмечен в ряде работ, например [8].

Определена микротвердость при различных видах процесса. По данным авторов статьи, такое исследование для сварки с импульсной подачей электродной проволоки еще не проводилось.

Замеры микротвердости осуществляли в четырех точках металла валика и участка крупного зерна. По полученным результатам были построены графики (рис. 3, см. обложку), на которых показаны разброс значений микротвердости в исследуемых точках и зависимость микротвердости от изменения параметров импульсной подачи электродной проволоки. Графики позволяют сравнить результаты, полу-

ченные при импульсной подаче электродной проволоки, с результатами постоянной подачи электродной проволоки.

Значения микротвердости изменяются в достаточно широком диапазоне значений, практически в 1,5—1,7 раза, при изменении скважности и частоты импульсной подачи — также в широком диапазоне, но не с максимальными значениями.

Управление параметрами импульсной подачи приводит к изменению микротвердости наплавленного металла и ЗТВ, что может быть использовано, например при многослойной наплавке, где необходимо получение подслоя с пониженными значениями твердости и основного слоя с максимальной твердостью.

Заключение. Дуговая механизированная сварка и наплавка с использованием управляемой импульсной подачи электродной проволоки в определенной степени позволяют осуществить управление кристаллизацией металла шва и ЗТВ, что в свою очередь ведет к управляемому влиянию на механические характеристики шва и наплавленного валика.

Скважность импульсов, являясь силовой характеристикой, позволяет в значительной мере воздействовать на твердость металла шва и ЗТВ, что впервые отмечено вследствие новых возможностей компьютеризованных электроприводов с вентильными электродвигателями как основы системы импульсной подачи электродной проволоки.

Сварка—наплавка в защитных газах сплошными и порошковыми электродными проволоками с управляемой импульсной подачей электродной проволоки является перспективным направлением, влияющим на кристаллизацию сварочной ванны с благоприятным структурированием всех зон (основной, зоны сплавления и ЗТВ). Этот способ сварки—наплавки может быть широко применен в промышленности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лебедев В.А., Тищенко В.А.** Исследование зоны термического влияния при механизированной наплавке с модуляцией режимов // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 10. С. 29—34.
2. **Влияние** низкочастотных резонансных колебаний на структуру и трещиностойкость наплавленного высокохромистого чугуна / Ю.Н. Тюрин, Ю.М. Кусков, Л.И. Маркашова и др. // Автоматическая сварка. 2011. № 2. С. 31—35.
3. **Федько В.Т., Крюков А.В., Солодский С.А.** Импульсная подача сварочной проволоки с управляемым переносом электродного металла // Наука. Образование. Производство: материалы науч.-техн. конф. Нижний Тагил, 2004. Т. 2. С. 100—103.
4. **Мошкин В.Ф., Лебедев В.А., Пичак В.Г.** Дуговая механизированная сварка алюминия и его сплавов с использованием регулируемой импульсной подачи электродной проволоки // Вісті Академії Інженерних Наук України. 2000. № 4. С. 90—97.
5. **Лебедев В.А., Рымша В.В., Радимов И.Н.** Современные вентильные электроприводы в системах механизированного сварочного оборудования // Електромашинобудування та Електрообладнання. 2009. Випуск 74. С. 22—24.
6. **Морозов В.П.** Влияние колебательного механизма кристаллизации на процесс измельчения первичной структуры металла шва и зоны термического влияния // Наука и образование: электронное науч.-техн. издание. 2010. Вып. 09. URL: http://technomag.edu.ru/issue/161301.html (дата обращения: 09.09.2010).
7. **Морозов В.П.** Анализ условий формирования измельченной структуры при кристаллизации металла сварочной ванны с наложением внешних периодических возмущений // Известие вузов. Машиностроение. 2006. № 8. С. 41—54.
8. **Лебедев В.А.** Особенности сварки сталей с импульсной подачей электродной проволоки // Сварочное производство. 2007. № 8. С. 30—35.

Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук, valpaton@ukr.net;
Сергей Юрьевич Максимов, д-р техн. наук;
Иван Владимирович Лендел;
Станислав Владимирович Драган, канд. техн. наук;
Олег Анатольевич Козырко

УДК 621.777.24

А.М. Дмитриев, Н.В. Коробова
(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

Изготовление поковок деталей из легированных сталей холодной штамповкой выдавливанием

Приведены оригинальный способ выдавливания полостей матриц, позволяющий снизить удельную силу на мастер-пуансоне и применить холодное деформирование для изготовления вставок из инструментальной стали для бандажированных матриц, а также способ холодного выдавливания втулок с фланцами из коррозионно-стойкой стали. Описаны разработанные технологические процессы и конструкции штампов, реализующих указанные способы выдавливания.

Ключевые слова: оригинальные способы холодного выдавливания; заготовки стальные; стали инструментальные; стали коррозионно-стойкие; технологические процессы; конструкции штампов.

The original way of extrusion of die cavity, in which the specific power of the master punch is reduced and cold deformation is applied for the manufacture of tool steel inserts for banded matrix, and the method of cold extrusion of bushings with flanges made of stainless steel are presented. The elaborated manufacturing processes and constructions of the dies for using of these methods of extrusion are described.

Keywords: original methods of cold extrusion; steel billets; tool steels; stainless steels; technological processes; design of dies.

Холодная объемная штамповка имеет преимущество по сравнению с горячей штамповкой в изменении структуры деформируемой заготовки, сопровождающейся повышением ее прочностных свойств при некотором снижении пластических свойств [1]. Такая упрочненная структура сохраняется и после завершения формоизменения заготовки. При последующей закалке изготовленной холодной объемной штамповкой детали достигаемый комплекс ее механических характеристик по совокупности показателей прочности и пластичности [2] превосходит такую совокупность у закаленных деталей из стали такой же марки, но изготовленных резанием или горячей штамповкой.

Широкое применение холодной объемной штамповки при производстве стальных деталей сдерживается величиной удельных деформирующих сил, необходимых для формоизменения заготовки. Удельная сила определяется как сила, необходимая для осуществления деформирования, деленная на площадь сечения деформирующего инструмента, перпендикулярного по отношению к направлению силы.

Авторы статьи на протяжении ряда лет разрабатывают способы снижения удельной деформирующей силы при выдавливании заготовок и таким образом расширяют область применения холодного выдавливания в производстве стальных деталей [3, 4].

Выдавливание полостей штамповой оснастки нашло применение в инструментальном производстве. В справочнике [5] описаны несколько способов выдавливания штампового инструмента, применяемых на предприятиях. Наряду с этим существуют способы, ранее не нашедшие отражения в литературе.

Рассмотренный ниже способ применяют при выдавливании вставок бандажированных матриц с полостями переменного сечения (рис. 1).

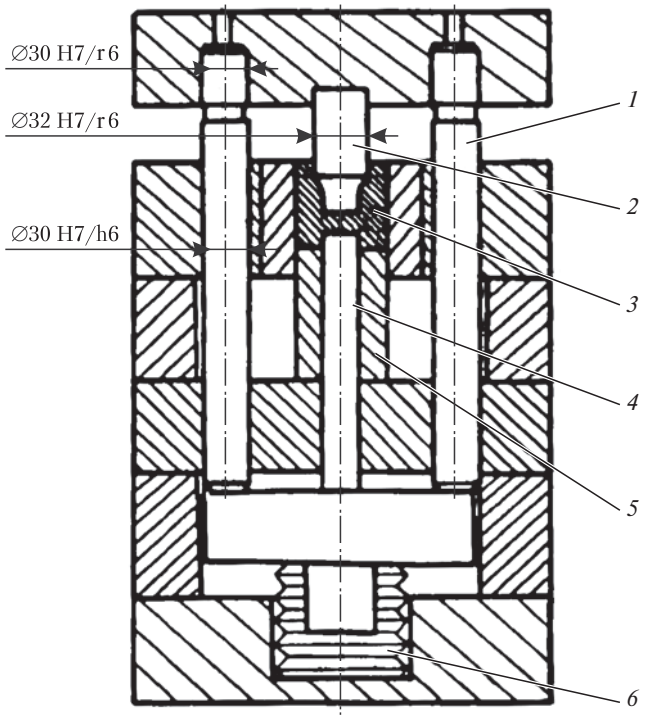


Рис. 1. Схема штампа для выдавливания вставок бандажированных матриц, имеющих ступенчатую полость:

1 — толкатели; *2* — пуансон верхний; *3* — заготовка; *4* — пуансон нижний; *5* — выталкиватель; *6* — пружины тарельчатые

При выдавливании полости в заготовке верхним пуансоном *2* (см. рис. 1), имеющим переменное вдоль его оси сечение и опирающимся на закаленную плиту, удельная сила на торце пуансона будет выше, чем удельная сила выдавливания пуансоном с постоянным вдоль его оси сечением рабочей части. Это связано с тем, что поток металла из-под торца пуансона вверх встречает сопротивление со стороны расширяющейся части верхнего пуансона. Кроме того, при выдавливании верхним пуансоном галтель под ступенью является концентратором напряжений.

Увеличенная удельная сила, действующая на торец пуансона, совместно с концентрацией напряжений приводят к тому, что эквивалентное напряжение в галтели верхнего пуансона превышает удельную силу, действующую на его торец, в 1,5—2 раза [6, 7]. На основании изложенного, показанный на рис. 1 верхний пуансон может быть использован для выдавливания деталей только из низкоуглеродистых сталей, а при холодном выдавливании по традиционным схемам полостей переменного сечения у вставок матриц из инструментальных сталей пуансон разрушается в своей торцовой части.

Согласно разработанному способу, при выдавливании соответствующего участка полости частью пуансона, имеющей поперечное сечение большего диаметра, торец пуансона осуществляет только вырубку перемычки и калибровку участка полости меньшего диаметра.

При работе приведенного на рис. 1 штампа заготовка находится в матрице и опирается на закаленный выталкиватель. Нижний пуансон имеет диаметр, на 0,1...0,2 мм меньший диаметра торцевого участка верхнего пуансона. При выдавливании заготовки торцевым участком верхнего пуансона одновременно происходит встречное выдавливание нижним пуансоном. Чтобы на нижнем пуансоне была создана необходимая для выдавливания сила, он опирается через закаленную плиту на пакет тарельчатых пружин, способный создать требуемую силу.

Двухстороннее внедрение в заготовку верхнего и нижнего пуансонов продолжается до достижения толщины перемычки в полости заготовки, равной 0,5 диаметра торцевого участка верхнего пуансона. В момент достижения указанной толщины перемычки закаленные толкатели, установленные в верхней плите штампа, упираются в плиту, на которой установлен нижний пуансон, и начинают опускать ее, преодолевая сопротивление тарельчатых пружин. Одновременно опускается нижний пуансон. Имеющая больший диаметр часть верхнего пуансона выдавливает в заготовке участок полости большего диаметра, а торец верхнего пуансона вырубает перемычку и калибрует в заготовке полость меньшего диаметра.

После вырубки перемычки торцевой участок верхнего пуансона, продолжая движение вниз, калибрует нижний участок полости штампуемой вставки матрицы (далее "вставка"). Перемещение верхнего пуансона происходит до достижения его тором уровня нижней кромки "вставки". При этом перемычка опускается в полость выталкивателя штампа. При возвратном ходе верхнего пуансона под действием тарельчатых пружин перемычка перемещается в полость "вставки". В связи с тем, что полость "вставки" при калибровке увеличилась на 0,1...0,2 мм, после извлечения "вставки" из штампа перемычка легко удаляется из ее полости.

Сила, действующая на торец верхнего пуансона при выполнении им вырубки, в 3—4 раза

меньше, чем сила на торце верхнего пуансона при выполнении им выдавливания. Поэтому эквивалентное напряжение в галтели верхнего пуансона не превышает удельную силу, действовавшую на этапе выполнения выдавливания заготовки торцевым участком верхнего пуансона до начала внедрения его участка большего диаметра.

Стойкость ступенчатого пуансона при выдавливании по описанному способу практически не ниже стойкости выдавливающего заготовку пуансона с постоянным вдоль его оси диаметром рабочей части.

На рис. 2 приведены графики изменения сил по ходу выдавливания заготовки из стали 20 традиционным и разработанным способами. Выбор стали 20 для проведения сравнительного эксперимента объясняется тем, что осуществить выдавливание заготовки из легированной стали традиционным способом не представляется возможным из-за поломки пуансона. Приведенные графики подтверждают описанное выше преимущество разработанного способа.

Технологический процесс производства вставок из стали Х12М (ГОСТ 5950—73) осуществляется в следующей последовательности:

- отрезка заготовок на токарном станке;
- нагрев заготовок;
- ковка заготовок трехкратной осадкой и протяжкой со степенями обжатия 30...40 % для получения структуры, по карбидной неоднородности не превышающей балл 3 по ГОСТ 8233—56;
- высокий отпуск (рекристаллизационный отжиг) заготовок;
- очистка заготовок от окалины;
- смазывание заготовок и меднение пуансона;
- холодное выдавливание вставок в разработанном штампе;
- нагрев вставок в защитной атмосфере;
- закалка вставок с охлаждением в масле;

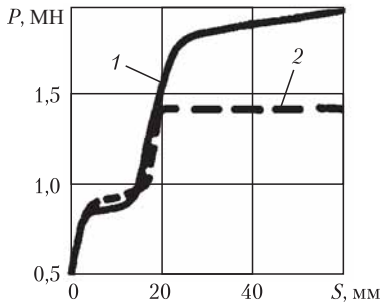


Рис. 2. Графики изменения сил *P* по ходу *S* выдавливания:
1 — традиционная схема; *2* — разработанный способ

- низкотемпературный отпуск для снятия остаточных напряжений;
- сборка вставок с бандажом;
- притирка поверхностей полостей вставок.

Режим нагрева заготовок перед ковкой выбран в соответствии с рекомендациями, приведенными в справочнике А.П. Гуляева, К.А. Малининой, С.М. Савереной (Инструментальные стали. М.: Машиностроение, 1975. 272 с.). Заготовки загружаются в печь, имеющую температуру 750 °С, и нагреваются до 1140 °С. Ковку заканчивают при температуре 800 °С. С этой температуры заготовка охлаждается на воздухе, проходя предварительную термическую обработку — высокий отпуск, после которого твердость заготовки составляет 205...215 НВ.

Очистка поверхности заготовок от окалины осуществляется их легким обстукиванием медной колотушкой и последующей обточкой на токарном станке. Поверхность заготовок перед выдавливанием смазывают дисульфидом молибдена. Однако этой смазки недостаточно, поскольку пуансоны в начале выдавливания контактируют только с небольшими поверхностями на торцах заготовки.

При дальнейшем внедрении пуансонов попавший в область первоначального контакта слой смазки растягивается во столько раз, во сколько увеличивается площадь контакта пуансонов с деформируемым металлом. Поэтому в качестве антифрикционного покрытия непосредственно перед выдавливанием рабочая поверхность пуансонов подвергается меднению опусканием рабочих частей пуансонов в насыщенный раствор медного купороса в 3%-ном водном растворе соляной кислоты.

Закалка выдавленных вставок матриц осуществляется с температуры 1060...1080 °С в масле, имеющем температуру 20...60 °С. Для уменьшения образования окалины на поверхности вставки нагрев перед закалкой осуществляется в муфельной электропечи, в которую от баллона через понижающий редуктор непрерывно подается азот под давлением 120...150 кПа.

Отпуск для снятия остаточных напряжений после закалки проводится путем нагрева вставки до 190...210 °С и охлаждения ее в масле. После такой термической обработки твердость вставки составляет 58...60 HRC.

Посадка вставки матрицы в бандаж осуществляется путем нагрева бандажа для увеличения размеров его полости, установки

в него вставки и охлаждения бандажа на воздухе. После сборки с бандажом проводят шлифование полости вставки для обеспечения заданных размеров, которые изменились при бандажировании, и последующую обработку полости вставки чугунным притиром с использованием абразивных паст для уменьшения шероховатости поверхности полости. При этом вставка вращается в патроне токарного станка со скоростью 1500...1800 об/мин.

Рис. 4. Разработанный технологический процесс

Фотографии бандажированных матриц, изготовленных с применением разработанного технологического процесса, приведены на рис. 3.

Область применения холодной объемной штамповки выдавливанием деталей из коррозионно-стойких сталей ограничена их высокими значениями напряжения текучести: для стали 08Х18Н10Т при степени обжатия 0,6 σ_s = = 360...370 МПа. Другим ограничивающим фактором является относительно большое трение у заготовок из таких сталей об инструмент. Большое трение, как и большое напряжение текучести, приводит к увеличению по сравнению с выдавливанием деталей из углеродистых сталей удельной деформирующей заготовку силы и, как следствие, к невысокой стойкости штампового инструмента.

Таким образом, при разработке процессов холодного выдавливания деталей из коррозионно-стойких сталей используют многопереходную штамповку с небольшими степенями деформации за переход и смазку заготовок

Рис. 3. Изготовленные бандажированные матрицы

между переходами. Необходимость обновления смазочного покрытия исключает возможность проведения штамповки на холодно-высадочных автоматах. Штамповка осуществляется на прессах для выдавливания.

Технологический процесс включает в себя операции, показанные на рис. 4.

Для снижения напряжения текучести заготовок из коррозионно-стойких сталей с содержанием углерода до 0,1 % их перед выдавливанием подвергают закалке. Это связано с тем, что такие стали в результате медленного охлаждения приобретают многофазную структуру аустенита с небольшим количеством феррита карбидов. Такая многофазная структура не обеспечивает хорошей коррозионной стойкости деталей и пластичности заготовок. Оба эти свойства повышаются закалкой из однофазной аустенитной области.

Заготовки после закалки очищают от окалины галтовкой в шестигранных барабанах. Частота вращения барабана 50...60 об/мин. Продолжительность галтовки 35...40 мин.

После галтовки заготовки подвергают промывке в холодной воде, затем обезжиривают в ванне с подогревом до 70...95 °С. Состав раствора: сода кальцинированная 70...80 г/л Na_2CO_3, натр едкий 80...100 г/л NaOH, тринатрийфосфат 30...40 г/л Na_3PO_4, стекло жидкое 10...15 г/л Na_2SiO_3. Продолжительность обработки 10...15 мин. При сильном загрязнении химическому обезжириванию предшествует промывка в керосине в течение 1 мин. Далее следует промывка в горячей воде (температура около 70 °С) в течение 1 мин и травление в ванне, футерованной винипластом, с подогревом до 50...70 °С.

Состав раствора: кислота серная 110...160 г/л H_2SO_4, селитра натриевая 20...30 г/л $NaNO_3$. Время травления 20 мин. После травления

проводится промывка в холодной, а затем — в горячей воде.

Далее заготовки подвергают оксалатированию. Раствор для оксалатирования содержит щавелевую кислоту 6 г/л $H_2C_2O_4$, поваренную соль 160...200 г/л NaCl. Продолжительность обработки 25...30 мин, температура раствора 60...70 °С. Оксалатное покрытие является подсмазочным. В качестве смазки используется 72%-ное хозяйственное мыло. Омыливание заготовок осуществляется в растворе с концентрацией мыла 50...70 г/л при температуре около 80 °С, время омыливания 10...15 мин. После штамповки оксалатное покрытие удаляется с поковок травлением в 20%-ном растворе серной кислоты.

Отрезка заготовок (см. рис. 4) проводится на дисковых пилах. Переходы штамповки, показанные на рис. 4, осуществляются в отдельных штампах, устанавливаемых на прессе сначала для первого перехода, потом для второго и т.д. Промежуточные заготовки после каждого из переходов ссыпаются в контейнеры, которые транспортируются по цеху погрузчиками вилочного типа. Максимальная деформирующая сила требуется для выполнения операции комбинированного выдавливания. Она составляет 700 кН. Для штамповки применяется кривошипный пресс для выдавливания марки КБ0032 номинальной силой 1,6 МН.

Авторами статьи разработан штамп (рис. 5), позволяющий осуществлять прямое выдавливание заготовки с небольшой степенью деформации для получения трубной части поковки, а фланец формировать радиальным выдавливанием части объема заготовки, также с небольшой степенью деформации.

Справа на рис. 5 штамп изображен в полностью закрытом состоянии, когда из заготовки *11* выдавлена штампованная поковка детали *8*. Слева на рис. 5 штамп находится в состоянии начала деформирования заготовки *11*. На левой половине рисунка игла *4* поднята, и ее опорный торец совпадает по плоскости с опорным торцом пуансона *5*. Выталкиватель *9* также отведен в исходное положение. Это обеспечено с помощью пружины *10*.

Верхняя матрица *6* поджата к нижней матрице и зафиксирована в этом состоянии захватами *1*, приводимыми в движение от пневмоцилиндров штампа. При ходе верхней плиты штампа вниз пуансон *5* выдавливает заготовку *11* в полость между нижней матрицей и иглой *4*. При этом под действием сил трения со стороны заготовки игла *4* перемещается вниз со скоростью, превышающей скорость перемещения пуансона *5*.

В результате снижаются силы трения, препятствующие деформированию заготовки, уменьшаются относительное перемещение заготовки по инструменту и расход ресурса смазочного слоя.

При окончании заполнения полости между нижней матрицей и иглой *4* кольцо *2* конической формы, установленное на верхней плите *3* штампа, входит в контакт с захватами *1* и при дальнейшем опускании плиты *3* сдвигает эти захваты в направлении от центра штампа. В результате плита *6* штампа под действием давления в полости матрицы отступает вверх, и между верхней и нижней матрицами образуется радиальная полость. В эту полость вытесняется материал заготовки, и образуется фланец поковки. Если бы в верхней матрице не было кармана *7*, то фланец имел бы форму усеченного конуса, обращенного основанием большего диаметра вверх. Однако, поскольку в матрице *6* имеется карман *7*, последний постепенно заполняется металлом заготовки от верхней своей части вниз. Излишек металла заго-

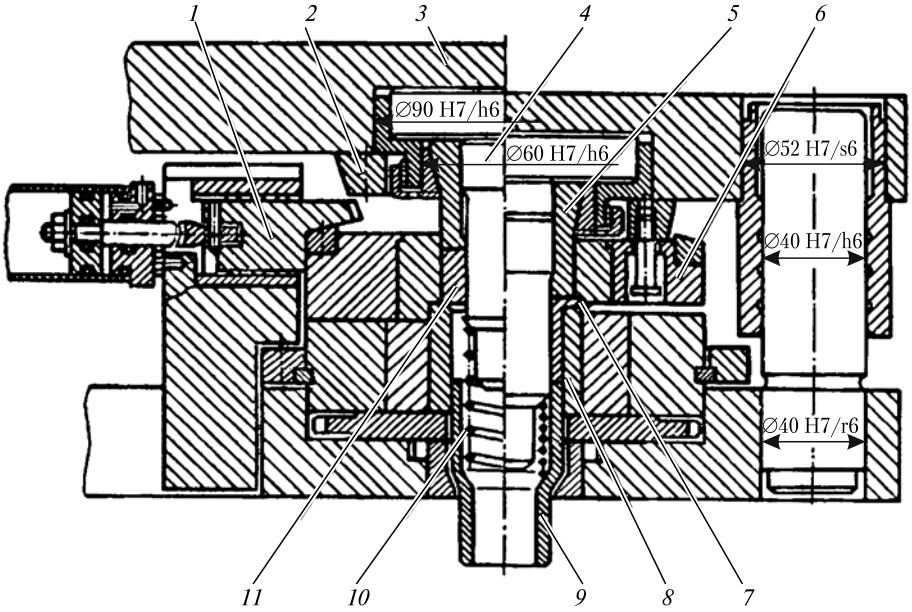


Рис. 5. Штамп для выдавливания втулки с фланцем

товки, вызванный неточностью дозирования ее объема, вытесняется в заусенец на штампованной поковке *8*, образующийся в полости между матрицами под нижним торцом матрицы *6*.

После окончания выдавливания ползун пресса поднимает плиту *3* штампа. При этом пуансон *5* с иглой *4* также поднимаются, и игла *4* выходит из полости поковки *8*. Чтобы поковка *8* гарантированно оставалась в матрице, полость матрицы прошлифована с обратным по отношению к направлению извлечения поковки конусом с углом конусности 15′, что не превысило допуск на конусность наружной поверхности изготовляемой детали.

Когда тяги, ввернутые в кольцо *2*, начинают поднимать матрицу *6*, пневмоцилиндры штампа отводят захваты *1* в направлении от центра штампа. Поскольку угол трения между захватами *1* и конической кольцевой накладкой на плите матрицы *6* незначительно меньше несамотормозящего, силы пневмоцилиндров достаточно для отвода захватов.

Далее плита *3* штампа поднимается вместе с верхней матрицей *6* до такого положения, когда зазор между нижним торцом иглы *4* и верхним торцом нижней матрицы превышает высоту поковки *8*. Выталкивателем *9*, приводимым в движение от выталкивателя пресса, поковка извлекается из нижней матрицы и удаляется вручную из штампа. На ее место на зеркале нижней матрицы устанавливается новая заготовка *11*. При этом пружина *10* находится в полости заготовки *11* и фиксирует заготовку.

При новом ходе ползуна пресса вниз игла *4* входит в полость заготовки, окончательно центрирует ее и одновременно сжимает пружину *10*. Силой сжатой пружины выталкиватель *9* опускается в нижнее положение. Перемещение выталкивателя вниз облегчено тем, что нижняя матрица, как было указано, имеет коническую, расширяющуюся к низу поверхность с малым углом конусности, а сам выталкиватель трубчатый, стенки его могут упруго деформироваться в положении штампа, показанном на рис. 2, слева. В момент, когда верхняя матрица штампа смыкается с нижней, пневмоцилиндры штампа перемещают захваты *1* в направлении к центру штампа. На этом цикл работы штампа завершается.

Штамп работает на гидравлическом прессе модели ПБ476, имеющем номинальную силу 1,6 МН, давление в пневмоцилиндрах создается от пневмосети цеха. В результате применения штампа, по сравнению с расходом в технологическом процессе, приведенном на рис. 1, расход сменного инструмента сокращен в 1,6 раза. Амортизационные отчисления и расходы на текущий ремонт и обслуживание оборудования уменьшены в 1,8 раза, электроэнергия снижена на 32 %. Высвобождены производственные площади, которые были заняты контейнерами с полуфабрикатами, когда вместо комбинированного выдавливания за один переход в показанном на рис. 5 штампе деталь вдавливали поэлементно за несколько переходов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьев С.Н., Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Механические характеристики конструкционных углеродистых сталей при холодной объемной штамповке и их описание аппроксимирующими зависимостями // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 12. С. 23—26.
2. **Практическое** использование изменения механических характеристик конструкционных углеродистых сталей при холодной объемной штамповке / А.М. Дмитриев, Ф.В. Гречников, Н.В. Коробова, Н.С. Толмачев // Вестник МГТУ "Станкин". 2014. № 4 (31). С. 41—44.
3. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Расширение области применения холодной объемной штамповки созданием активных сил контактного трения // Трение и износ. 2013. № 3. С. 306—314.
4. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Толмачев Н.С.** Экспериментальная проверка результатов компьютерного моделирования напряжений на элементе деформирующего инструмента // Вестник МГТУ "Станкин". 2014. № 2 (29). С. 44—49.
5. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков / под ред. А.М. Дмитриева. 2-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.
6. **Дмитриев А.М., Воронцов Ф.Л.** Напряженно-деформированное состояние при выдавливании ступенчатого отверстия в полых цилиндрических заготовках // Производство проката. 2003. № 3. С. 25—35.
7. **Аксененко А.Ю., Коробова Н.В., Дмитриев А.М.** Анализ различных методов разработки процесса изготовления корпусных деталей комбинированным выдавливанием // Компьютерные исследования и моделирование. 2014. Т. 6. № 6. С. 967—974.

Александр Михайлович Дмитриев,
д-р техн. наук, чл.-кор. РАН;
Наталья Васильевна Коробова, д-р техн. наук,
mt-6@yandex.ru

УДК 621.726

В.Н. Кокорин, Н.И. Шанченко, А.В. Кокорин, А.А. Евстигнеев, Б.Р. Зиннатов
(Ульяновский государственный технический университет)

Экспериментальное исследование влияния технологических параметров на плотность порошковых материалов на основе железа при прессовании в конической матрице в присутствии жидкой фазы

Представлены результаты экспериментальных исследований процесса интенсивного уплотнения и структурирования гетерофазных механических смесей теоретической плотности с реализацией сдвига при использовании конической матрицы. Установлены основные закономерности уплотнения порошковых материалов.

Ключевые слова: порошок; стадия; давление; плотность; деталь.

Results of pilot studies of process of intensive consolidation and structuring of heterophase mechanical mixes of theoretical density from realization of shift when using conic matrix are presented. The main consistent patterns seal of powder materials are determined.

Keywords: powder; stage; pressure; density; part.

Номенклатура заготовок и деталей, полученных формованием и спеканием из порошков на основе железа с использованием традиционных технологий, ограничена из-за невозможности обеспечения высоких механических свойств деталей, имеющих существенный уровень остаточной пористости. Наиболее существенно она проявляется в снижении прочности и вязкости разрушения материалов на основе ОЦК-металлов, обладающих низким сопротивлением распространению трещин [1].

Анализ схем структурообразования высокоплотных изделий показал, что прямое использование схем традиционного деформирования вызывает появление дефектов, в основном связанных с образованием перепрессовочных трещин, а также ограничение технологических возможностей при изготовлении деталей широкой гаммы типоразмеров и физико-механических свойств. Уменьшение остаточной пористости во многом достигается в результате применения схем нагружения при холодном формовании, сочетающих всестороннее сжатие и сдвиговые деформации.

В связи с этим возникает необходимость в создании и разработке нового метода получения порошковых структур плотностью, приближенной к теоретической, имеющих прочные межчастичные диффузионные связи с образованием эффективного ювенильного контакта.

Для решения этих проблем разработан способ прессования металлического порошка в присутствии жидкой фазы [2], представленный в рамках разработанного расширенного классификатора [3] деталей конструкционного назначения из железного порошка и технологии (рис. 1) на основе классификатора, предложенного И.Д. Радомысельским (Металлокерамические конструкции детали // Современные проблемы порошковой металлургии: сб. докл. / под ред. И.М. Федорченко. Киев: Наукова думка, 1970. 343 с.).

Установлено, что наиболее перспективным является способ интенсивного уплотнения увлажненных механических смесей, разработанный в Ульяновском государственном техническом университете (кафедра «Материаловедение и ОМД») и Санкт-Петербурском государственном политехническом университете (кафедра «Новые материалы и технологии») [4, 5], основанный на использовании механической схемы нагружения, реализующей осевое и тангенциальное перемещение уплотняемого

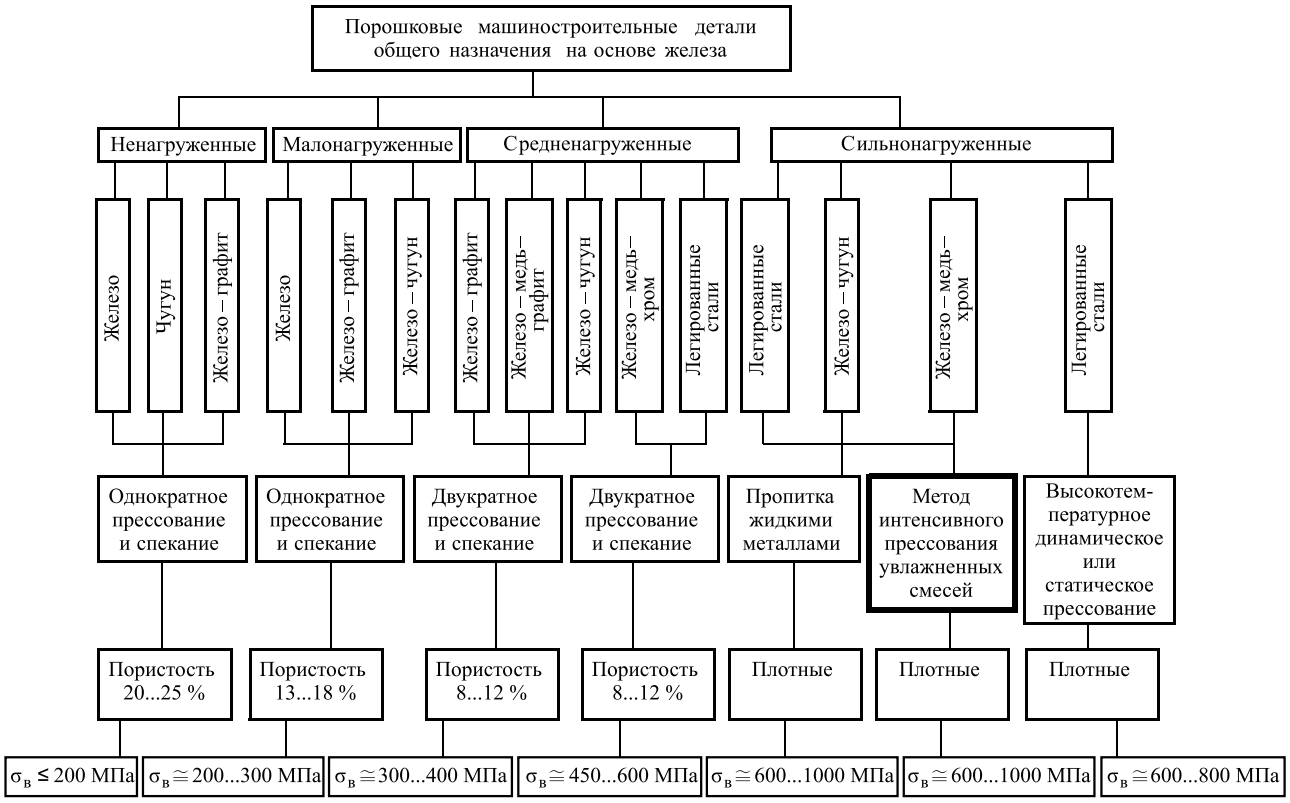


Рис. 1. Расширенный технологический классификатор деталей конструкционного назначения из железного порошка

материала при создании условий, инициирующих возникновение сдвиговых деформаций.

В развитии способа интенсивного уплотнения увлажненных гетерофазных механических смесей на основе железа проведен анализ механизма консолидации и пластической деформации полидискретных гетерогенных трехфазных (метал — жидкость — воздух) механических смесей [5, 6].

Рассмотрена система: замкнутая пора — жидкость — воздух, находящаяся под внешним давлением. Она согласуется с моделью ядра Гарвея (рис. 2) [7], в которой наблюдается локальное замыкание флюида (жидкость и воздух) пластически деформируемым металлом в ограниченной области. Растворение газов в жидкости при приложении высоких давлений к фрагментам замкнутых (закрытых) пор, их высвобождение при изменении давления происходит очень быстро, что обусловливает проявление кавитационных эффектов в структуре уплотненного материала при мгновенном разрушении межчастичных контактов и снижении внешнего давления (поверхностная эрозия и зональное разрушение структуры).

Можно предположить, что для получения плотных структур (остаточная пористость ⩽1 %), сопоставимых по уровню физико-механических и эксплуатационных свойств с компактными, необходима механическая схема прессования, комплексно реализующая уплотняющее нагружение с наложением развитых сдвиговых деформаций (см. рис. 2).

В экспериментальных исследованиях использовали механическую смесь, состоя-

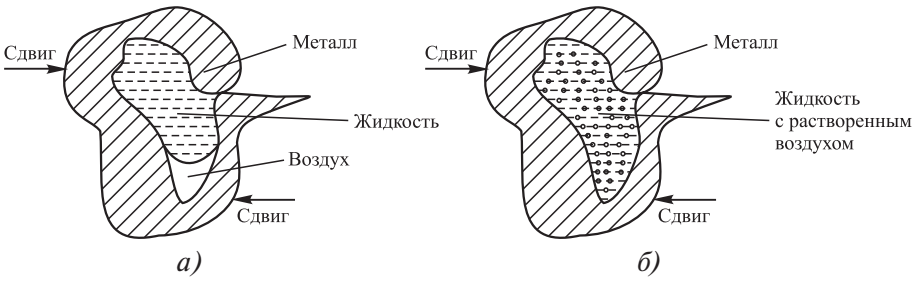


Рис. 2. Схема трансформации ядра по Гарвею при реализации интенсивного нагружения:

а — исходная схема; *б* — трансформированная схема

1. Результаты экспериментов по изучению функциональной связи плотность — давление

Номер точки	Сопоставляемые точки	Номер стадии, порядок измерения	Цилиндрическая матрица			Коническая ("тающая") матрица		
			Разность значений Δ		$\Delta\rho_i/\Delta p_0$	Разность значений Δ		$\Delta\rho_i/\Delta p_0$
			$\rho_i - \rho_0$, г/см^3	$p_i - p_0$, МПа		$\rho_i - \rho_0$, г/см^3	$p_i - p_0$, МПа	
1	—	1-я стадия, 10^{-2}	—	—	—	—	—	—
2	2—1		3,06	94	0,0325	3,28	120	0,027
3	3—2	2-я стадия, 10^{-3}	1,02	129	0,008	1,17	177	0,0067
4	4—3		0,60	127	0,0047	0,21	53	0,0039
5	5—4		0,42	143	0,0031	0,49	143	0,0034
6	6—5		0,28	80	0,0035	0,24	80	0,0030
7	7—6	3-я стадия, 10^{-4}	0,55	64	0,0086	0,07	80	0,00087
8	8—7		—	—	—	0,01	69	0,00014
9	9—8		—	—	—	0,01	90	0,00011
10	10—9	4-я стадия, 10^{-3}	—	—	—	0,22	143	0,0015
11	11—10		0,04	319	0,00012	0,49	319	0,0015
12	12—11		0,35	326	0,0010	0,16	156	0,0010

щую из распыленного железного порошка АНС100.29 и воды. Массовое соотношение основных элементов смеси 85:15, что соответствует представленной физической модели поглощения (растворения) жидкостью порового воздуха при дальнейшем нагружении [5, 8, 9]. Приготовление смеси осуществляли согласно требованиям международного стандарта ИСО.10076 [11].

В сухой железный порошок, помещенный в стакан лопастного смесителя, заливалась вода и проводилось перемешивание механической смеси в течение 10 мин до образования гомогенной структуры.

Применяя методику фиксирования характерных участков связи плотность — давление прессования, основанную на рассмотрении корреляций изменения плотности структуры прессовки $\Delta\rho = (\rho_i - \rho_0)$, при увеличении давления прессования $\Delta p = (p_i - p_0)$. Изменение порядка $\Delta\rho_i/\Delta p_0$ определило стадию уплотнения структуры в характерных участках (табл. 1).

На рис. 3 представлена схема кинематики уплотнения гетерофазной механической смеси на основе железного порошка АНС100.29.

Эксперименты по изучению консолидации гетерофазной механической смеси проводили для выявления функциональных связей между контролируемыми входными технологическими и структурными параметрами и выходными откликами, определяющими характер формоизменения и уплотнения.

Изучали также влияние межинструментального зазора z, исходной влажности W механической смеси, угла наклона конической образующей оснастки α на процесс уплотнения гетерофазной механической смеси при получении структур высокой плотности. В качестве регистрируемого параметра (отклика) принята плотность структуры на последней (четвертой) стадии уплотнения. Масса навески 10 г.

На рис. 4 показана принципиальная схема экспериментальных исследований.

Основные технологические факторы представлены в безразмерном виде (использованы данные анализа основных параметров процесса уплотнения на основании теории подобия и размерностей):

1. Относительный межинструментальный зазор: $X_1 = z_{\text{отн}}$ [односторонний зазор z/диаметр прессовки d, соответствующий диаметру матрицы $D_{\text{м}}$]; $X_1 \in [0{,}025....0{,}005]$.

Односторонний зазор z задавали в диапазоне 0,5...0,1 мм. В основу выбора диапазона одностороннего зазора были положены материалы [5, 8] по анализу массопереноса (массопотерь) влажной смеси, где установлен ряд

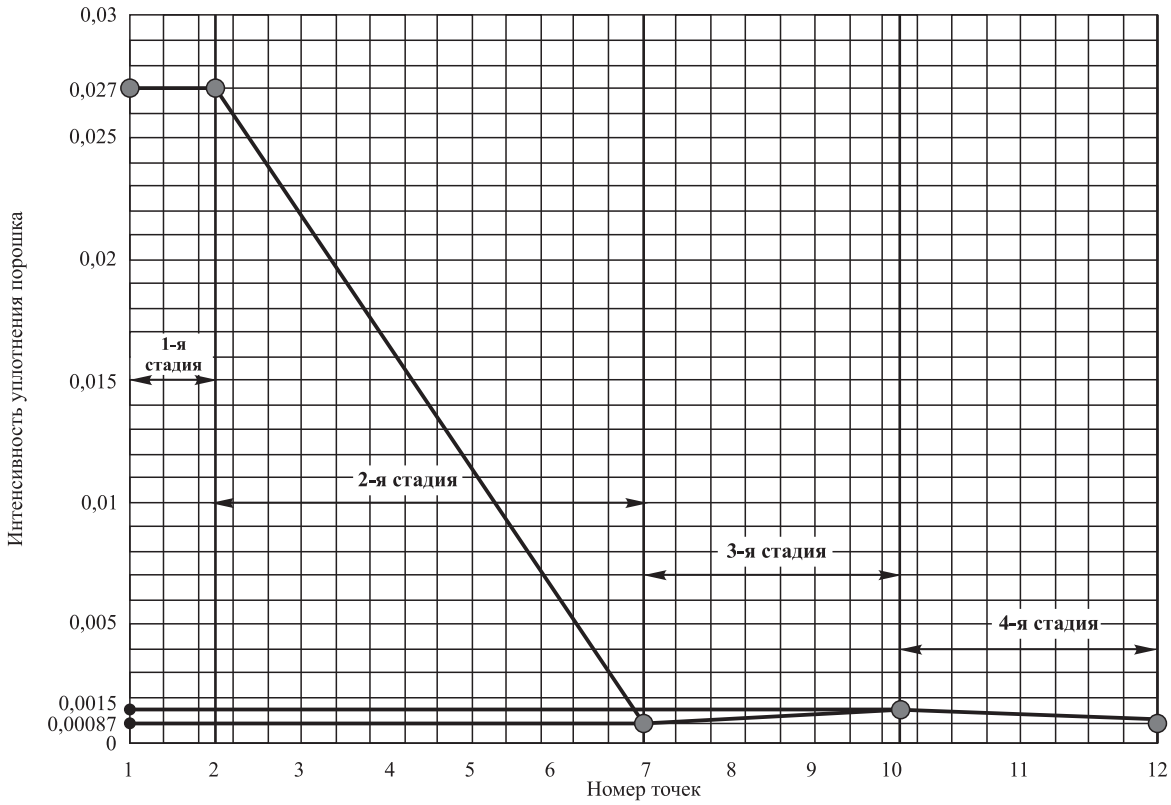


Рис. 3. Кинематика уплотнения гетерофазной механической смеси на основе железного порошка АНС100.29

эффективного зазора $0{,}005 \leqslant z \leqslant 0{,}05$, при котором достигается требуемый уровень плотности механической смеси при обеспечении минимизации массопереноса в межинструментальный зазор. Исходя из представленного выше, в экспериментах использована пресс-форма с регламентируемым варьируемым

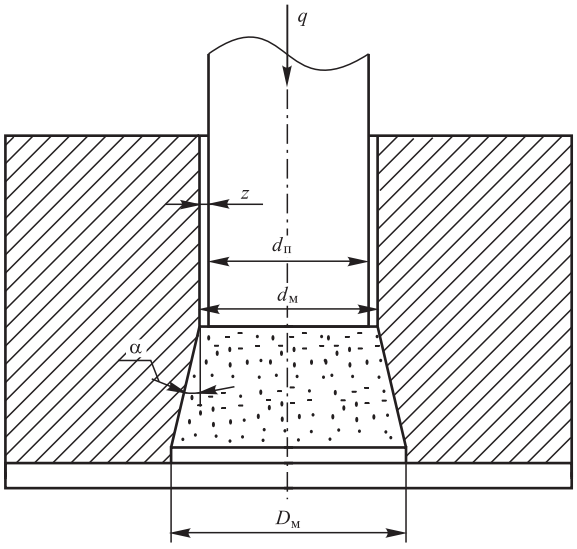


Рис. 4 Принципиальная схема экспериментальных исследований функциональных связей

зазором z = 0,05...0,1 мм, что обеспечивает $z_{отн}$ = 0,025...0,005.

2. Начальная влажность механической смеси (массовая доля жидкой составляющей W).

При выборе диапазона варьирования начальной влажности механической смеси учитывали данные анализа [7], где зафиксировано, что повышенная влагонасыщеность ($W >$ > 20 %) приводит к резкому увеличению массопотери до 50 % мас. доли; при $W < 10$ % — не обеспечивается образование гомогенности смеси (и, как следствие, структуры прессовки): $X_2 = W_0$; $X_2 \in$ [0,2 (20 %); 0,1 (10 %)].

3. Угол наклона образующей конической матрицы $X_3 = \alpha$; $X_3 \in$ [10°; 30°].

Угол наклона образующей матрицы варьировали от 10 до 30°. Верхний интервал диапазона варьирования определен исходя из анализа данных работы [13], где при рассмотрении условия возникновения сдвиговых деформаций предложен критерий, количественно определяющий условия их возникновения и развития. В качестве такого критерия предложен угол укладки зерен порошка β, определяющий характер интенсивности повышения плотности прессовки (прочности структуры)

за счет интенсивного сдвига, где максимальная интенсивность β отмечена при угле укладки зерен 34...37°. В механике сыпучих сред он определен как угол между предельными касательными и нормальными к сдвигающим силам напряжениями. В соответствии с результатами исследований Н.В. Коробовой [10] диапазон угла α в настоящих исследованиях установлен от 10 до 30°, что определяет множество схем реализации сдвиговых деформаций.

В соответствии с планом полнофакторного эксперимента $N = 2^3$ был проведен анализ влияния определяющих факторов: z, W, α на плотность структуры на завершающей (четвертой) стадии уплотнения. В табл. 2 представлена матрица планирования полнофакторного эксперимента.

2. Моделирование уплотнения на завершающей (четвертой) стадии уплотнения (план ПФЭ $N = 2^3$)

Номер эксперимента	X_1 (α, °)	X_2 ($z_{отн}$)	X_3 (W)	Y ($\rho_{i\ отн}$)
1	+30	+0,025	+0,2	0,995
2	+30	+0,025	−0,1	0,983
3	+30	−0,005	+0,2	0,991
4	+30	−0,005	−0,1	0,974
5	−10	+0,025	+0,2	0,983
6	−10	+0,025	−0,1	0,972
7	−10	−0,005	+0,2	0,982
8	−10	−0,005	−0,1	0,971

В соответствии с планом эксперимента и трехкратной воспроизводимостью каждой точки статистическая обработка полученных результатов проведена при использовании стандартной программы регрессионного и дисперсионного анализов по методу наименьших квадратов.

Получены комплексные параметрические модели в виде полиномов множественного порядка, определяющие количественные связи плотности структуры, зазора, влажности и угла наклона образующей при реализации интенсивного сдвига:

$$\rho = f(\alpha,\ W) \text{ при } z = 0{,}025;$$
$$\rho = 0{,}9858\alpha^{0{,}0106}W^{0{,}0167}; \quad (1)$$

$$\rho = f(\alpha,\ W) \text{ при } z = 0{,}005;$$
$$\rho = 1{,}0037\alpha^{0{,}00556}W^{0{,}0206}; \quad (2)$$

$$\rho = f(z,\ W) \text{ при } \alpha = 30°;$$
$$\rho = 1{,}047z^{0{,}0041}W^{0{,}0212}; \quad (3)$$

$$\rho = f(z,\ W) \text{ при } \alpha = 10°;$$
$$\rho = 1{,}0114z^{0{,}00064}W^{0{,}01623}; \quad (4)$$

$$\rho = f(\alpha,\ z) \text{ при } W = 20\ \%;$$
$$\rho = 0{,}96764\alpha^{0{,}0967}z^{0{,}00157}; \quad (5)$$

$$\rho = f(\alpha,\ z) \text{ при } W = 10\ \%;$$
$$\rho = 0{,}9708\alpha^{0{,}00653}z^{0{,}00318}. \quad (6)$$

При построении 3-факторной степенной модели $\rho = f(z_{отн},\ W,\ \alpha)$ рассмотрена степенная модель зависимости отклика от факторов:

$$\rho = A\alpha^{b_\alpha}z^{b_z}W^{b_W}, \quad (7)$$

где b_α, b_z, b_W — коэффициенты эластичности (они показывают, на сколько процентов изменится отклик при изменении соответствующего фактора на 1 % от своего номинального значения).

Рассчитанное уравнение регрессии (модели):

$$\rho = 1{,}0054\alpha^{0{,}0081}z^{0{,}0024}W^{0{,}0187}.$$

Уровень статистической значимости уравнения регрессии — 0,005. Статистическая значимость факторов α, z, W — 0,009; 0,112 и 0,002 соответственно. Наиболее статистически значимым (α = 0,002) является фактор W.

Из модели (7) следует, что изменение поочередно переменных α, z, W на 1 % приведет к изменению отклика ρ на 0,0081, 0,0024 и 0,0187 % соответственно при неизменных значениях остальных переменных. Таким образом, переменная W имеет наибольшую степень влияния на отклик. Уравнение регрессии отвечает 95 % общей дисперсии отклика.

На рис. 5 приведены результаты исследования изучаемых функциональных связей.

Установлено преобладающее влияние угла наклона матрицы на интенсивность уплотнения. С увеличением угла наклона образующей наблюдается рост плотности структуры. Рис. 5, *в*, *д* характеризуются монотонно возрастающим повышением плотности при росте влажности среды в рассматриваемом диапазоне;

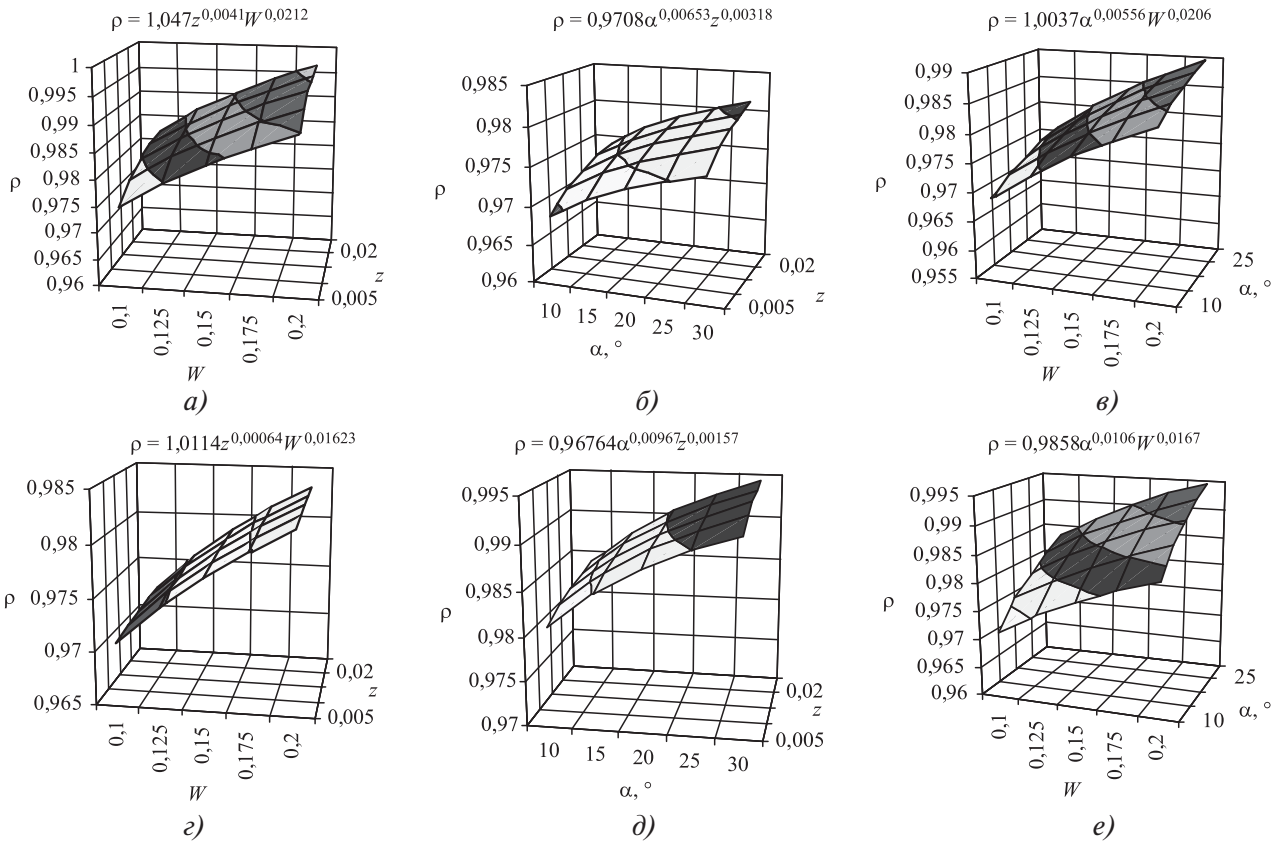


Рис. 5. Функциональные зависимости:

а — ρ = *f*(*z*; *W*), α = 30°; *б* — ρ = *f*(*z*; α), *W* = 0,1; *в* — ρ = *f*(*W*; α), *z* = 0,005; *г* — ρ = *f*(*z*; *W*), α = 10°; *д* — ρ = *f*(*z*; α), *W* = 0,2; *е* — ρ = *f*(*W*; α), *z* = 0,025

установлен доминирующий рост плотности среды при увеличении относительного зазора (см. рис. 5, *в*, *е*).

Заключение. Установлено влияние угла наклона матрицы, входящей в состав пресс-формы для прессования металлического порошка, на характеристики уплотнения гетерофазной механической смеси.

Экспериментально установлено, что данная схема нагружения позволяет получать структуры теоретической (или близкой к ней) плотности, причем, остаточная пористость не превышает 1 %, что позволяет рекомендовать данную технологию для изготовления тяжелонагруженных деталей.

Исследования процесса интенсивного прессования порошковых материалов на основе железа в конической матрице, в том числе в результате моделирования процесса, позволили определить необходимые условия реализации сдвиговых деформаций, обеспечивающих снижение энергосиловых характеристик деформирования и получение благоприятной структуры материала прессовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Горохов В.М., Звонарев Е.В., Ильющенко А.Ф.** Теплое прессование конструкционных изделий сложной формы из порошков низколегированных сталей. Минск: ИПМ НАНБ, 2007. С. 109—115.

2. **Клименков С.С.** Проектирование и производство заготовок в машиностроении: учебник. Минск: Техноперспектива, 2008. 407 с.

3. **Интенсивное** прессование порошковых материалов со сдвиговыми деформациями при ультразвуковом воздействии / В.Н. Кокорин, А.В. Кокорин, Н.А. Сизов, В.И. Филимонов // Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении-2014 FRITME-2014, ИМАШ РАН, Москва, 13—15 мая 2014 г.

4. **Пат. 2399458 РФ.** Способ прессования высокоплотных заготовок и деталей из металлического порошка в присутствии жидкой фазы / В.Н. Кокорин. Опубл. 2010, Бюл. № 26.

5. **Теория** и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа / В.Н. Кокорин, А.И. Рудской, В.И. Филимонов, Е.М. Булыжев, С.Ю. Кондратьев. Ульяновск: УлГТУ, 2012. 236 с.

6. **Кокорин А.В., Сизов Н.А., Федосеев Д.В., Кокорин В.Н.** Интенсификация прессования гетерофазных увлажненных железных порошков методом

интенсивного уплотнения // Всерос. НТК "Студенческая научная весна 2013: Машиностроительные технологии". М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013. С. 53—62.

7. **Научные** основы и технологическое сопровождение процесса прессования порошков на основе железа в присутствии жидкой фазы / В.Н. Кокорин, В.И. Филимонов, А.С. Марков, К.К. Мертенс // Изв. Самарского НЦ РАН. 2008. Т. 4. С. 65—73.

8. **Кокорин В.Н.** Разработка технологий прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа для получения высокоплотных заготовок: дис. ... д-ра техн. наук. СПб.: СПбГПУ, 2011. 339 с.

9. **Прессование** гетерофазных увлажненных порошков при использовании метода интенсивного уплотнения / В.Н. Кокорин, А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, В.И. Филимонов, А.В. Кокорин // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. № 5. С. 13—20.

10. **Коробова Н.В.** Научное обоснование и реализация технологических решений для производства высокоплотных заготовок из металлических порошков обработкой давлением на прессах: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. 30 с.

11. **Кокорин В.Н., Груздев Д.П., Кокорин А.В. и др.** Исследование и разработка новых прогрессивных технологий консолидации порошковых материалов в присутствии жидкофазной и газообразной составляющих при получении структур теоретической плотности // Всерос. молодежная выставка — конкурс прикладных исследований, изобретений и инноваций. Саратов: СГТУ, 2009. С. 15—16.

12. **Фомина О.Н.** Порошковая металлургия. Энциклопедия международных стандартов. М.: Протектор, 2015. 384 с.

13. **Баглюк Г.А.** Повышение эффективности уплотнения пористых заготовок за счет интенсификации сдвиговых деформаций. Киев: ИПМ НАТУ, 1998.

Валерий Николаевич Кокорин, д-р техн. наук,
vnkokorin@mail.ru;
Николай Иванович Шанченко, канд. физ.-мат. наук;
Алексей Валерьевич Кокорин;
Александр Анатольевич Евстигнеев;
Булат Рашитович Зиннатов

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 669

В.Н. Перетятько, С.В. Сметанин*, М.В. Филиппова
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
** АО "ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк)*

Силы и контактные площади при горячей прокатке сложных профилей

Исследован очаг деформации при прокатке сложных профилей с применением программного комплекса Deform-3D и графического пакета Компас-3D. Приведены результаты последовательного заполнения очага деформации и образующиеся при этом контактные площади. Экспериментальные данные показали, что имеются осевые силы на горизонтальных валках в связи с тем, что силы прокатки со стороны вертикального валка с разрезным гребнем в 1,43 раза больше, чем силы прокатки со стороны гладкого вертикального валка подошвы.

Ключевые слова: прокатка; трамвайные рельсы; сила прокатки; контактная площадь; разрезной калибр; рельсовый калибр; графический пакет.

The centre of deformation at rolling of complex profiles with application of the program complex Deform-3D and graphic package the Compass-3D is studied. Results of consecutive filling of the centre of deformation and the contact areas formed thus are resulted. Experimental data is shown that there are axial forces on horizontal rolls because rolling force from outside of vertical roll with cutting crest in 1.43 times more than rolling force from outside of smooth vertical roll of soles.

Keywords: rolling; tram rails; rolling force; contact area; web-cutting pass; edging pass; graphic package.

Для прочностных расчетов оборудования главной линии прокатного стана необходимо знать силу, действующую на валки рабочей клети при прокатке металла. При практических расчетах силу прокатки определяют по формуле

$$P = p_{\text{ср}}F, \qquad (1)$$

где $p_{\text{ср}}$ — средняя удельная сила; F — проекция площади соприкосновения металла с валком, называемая также контактной площадью, на плоскость, нормальную к направлению силы P.

Таким образом, определение силы прокатки сводится к решению задачи вычисления параметров F и $p_{\text{ср}}$.

В статье рассмотрен вопрос определения контактной площади металла с валками и ее влияние на силу прокатки.

При прокатке профилей прямоугольного сечения контактную площадь можно вычислить по уравнению

$$F = l_d B_{\text{ср}}, \qquad (2)$$

где l_d — длина дуги захвата, мм; $B_{\text{ср}}$ — средняя ширина прокатываемого металла, мм.

В большинстве случаев можно принять, что

$$B_{\text{ср}} = \frac{B_0 + B_1}{2} \qquad (3)$$

или

$$B_{\text{ср}} = \frac{2}{3}\left(B_0 + B_1\right), \qquad (4)$$

где B_0, B_1 — ширина полосы до и после прокатки соответственно, мм.

При прокатке металла в калибрах контактную площадь определяют графически, аналитически или графоаналитически.

При графическом способе вычерчивают калибр с прокатываемым металлом в трех проекциях, и определяют площадь соприкосновения. Аналитически, по методу "приведенной полосы", абсолютное обжатие принимают равным линейному обжатию по ширине профиля:

$$\Delta h = S_0 B_0 - S_1 B_1, \qquad (5)$$

где S_0, S_1 — площадь сечения профиля до и после прокатки соответственно, мм^2.

Катающий радиус и длину дуги захвата вычисляем по выражениям:

$$R = 0,5\left(D - \frac{S_1}{B_1}\right); \qquad l_d = \sqrt{R\Delta h}. \qquad (6)$$

Известны данные для определения контактной площади при прокатке металла в калибрах простой формы (круг, овал, квадрат и др.) [1, 2]. Однако определение контактной площади в калибрах сложной формы вызывает затруднение.

В качестве объекта исследования был выбран один из самых сложных рельсовых профилей — трамвайный желобчатый рельс РТ62, имеющий асимметрию не только в горизонтальной, но и в вертикальной плоскостях.

Исследовали калибровку, разработанную для нового рельсобалочного стана "ЕВРАЗ ЗСМК" (рис. 1). Как видно из рис. 1, непрерывнолитую заготовку сечением $H \times B$ = 365×300 мм прокатывают на трамвайный рельс в двух черновых клетях дуо (*BD*-1 и *BD*-2) и чистовой группе *Tandem*, состоящей из трех клетей (*UR*, *Edger*, *UF*), две из которых универсальные, а одна дуо. Всего прокатка рельсового профиля проводится за 18 проходов.

Качество готового профиля во многом предопределяется системой черновых рельсовых калибров, от конфигурации которых зависит рациональность деформаций по элементам профиля в чистовых пропусках. Особенностью калибровки рельсовых профилей является взаимосвязь первого разрезного калибра и предчистового рельсового калибра, которые являются определяющими в получении требуемой геометрии готового профиля. Конструкция первого разрезного калибра определяет последующую схему деформаций для формирования фланцев профиля.

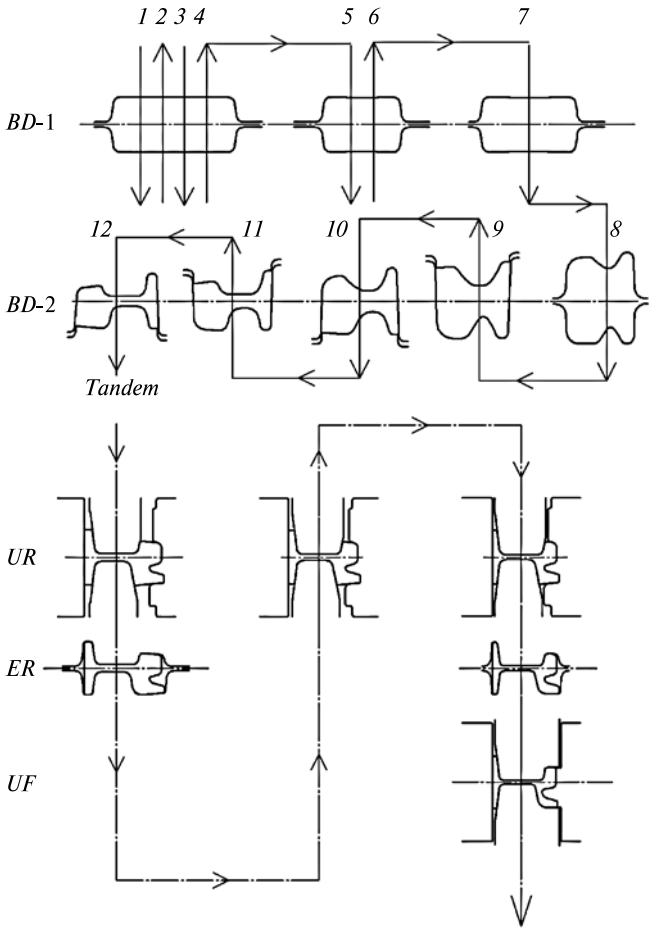


Рис. 1. Схема прокатки трамвайных рельсов РТ62 в черновых клетях (*BD*-1, *BD*-2) и чистовой группе клетей *Tandem* рельсобалочного стана "ЕВРАЗ ЗСМК"

Исследование проводили на калибрах, оказывающих определяющее значение на формоизменение раската, обеспечивающих получение геометрии готового профиля — это первый разрезной калибр (8-й пропуск), последний рельсовый калибр в черновой клети (12-й пропуск) и первый разрезной калибр *UR*-1 головки рельса чистовой группы клетей (13-й пропуск).

Силу прокатки рассчитывали по уравнению (1). Контактную площадь определяли по методу "приведенной полосы". Результаты расчета приведены в табл. 1 (верхняя строка). Анализ приведенных в табл. 1 данных показал, что максимальная сила при прокатке в горизонтальных валках наблюдается при разрезке раската в 8-м калибре и составляет 10,2 МН. При прокатке металла в четырехвалковом калибре *UR*-1 (13-й пропуск) силы прокатки со стороны вертикальных роликов различны. Сила прокатки от обжатия гладким роликом

1. Результаты теоретических и промышленных исследований силы прокатки и площади контактной поверхности

Вариант расчета	Первый разрезной калибр (8-й пропуск)	Последний рельсовый калибр (12-й пропуск)	Первый калибр клетей *Tandem* (*UR*-1, 13-й пропуск)		
			Горизонтальные валки	Разрезной ролик	Гладкий ролик
Сила прокатки, МН					
По общепринятым теоретическим формулам	10,2	5,26	3,16	3,7	1,5
Расчет в программном комплексе Deform-3D	6	4,3	2,5	1,5	1,1
По результатам промышленных экспериментов	—	—	2,3	1,65	1,15
Площадь контактной поверхности, м^2					
По общепринятым теоретическим формулам	0,0574	0,0249	0,0129	0,0219	0,0039
По результатам геометрических построений в программе Компас-3D	0,0202; 0,0265	0,0215; 0,0216	0,0097; 0,0103	0,0099	0,0052

со стороны подошвы рельса равна 1,5 МН, а от обжатия разрезным роликом со стороны головки профиля — 3,7 МН.

Для проверки точности полученных результатов было проведено математическое моделирование существующей технологии в программном комплексе Deform-3D [3—6] с определением силы прокатки. Компьютерное моделирование в программном комплексе Deform-3D позволяет количественно определить напряженно-деформированное состояние металла, силу прокатки и заполнение калибра металлом (рис. 2), а также некоторые другие характеристики.

Компьютерное моделирование проводили в соответствии с основами механики сплошных сред в двухвалковых и четырехвалковых калибрах. Калибры клети *BD*-2 двухвалковые приводные, калибры клети *UR*-1 четырехвалковые с двумя горизонтальными приводными валками и двумя вертикальными неприводными валками. Материал раската — сталь Э76 по ГОСТ Р 55941—2014.

При моделировании приняты следующие допущения: рассматриваемый процесс — изотермический, температура 1000 °С; валки несжимаемые; материал раската — однородный, изотропный; деформируемая среда — вязкопластическая; трение по закону Зибеля, коэффициент трения постоянный и равен 0,5.

Результаты компьютерного моделирования по определению силы прокатки приведены в табл. 1 (вторая строка). Из табл. 1 видно, что силы прокатки, вычисленные по общепринятым формулам (по методу "приведенной полосы"), превышают силы прокатки, полученные при моделировании в программном комплексе Deform-3D, от 1,2 до 2,5 раз. Значительные расхождения между теоретическими расчетами и моделированием в программном комплексе Deform-3D можно объяснить неточностью расчета площади контакта металла

Рис. 2. Твердотельная 3D-модель раската в очаге деформации (прокатные валки условно не показаны)

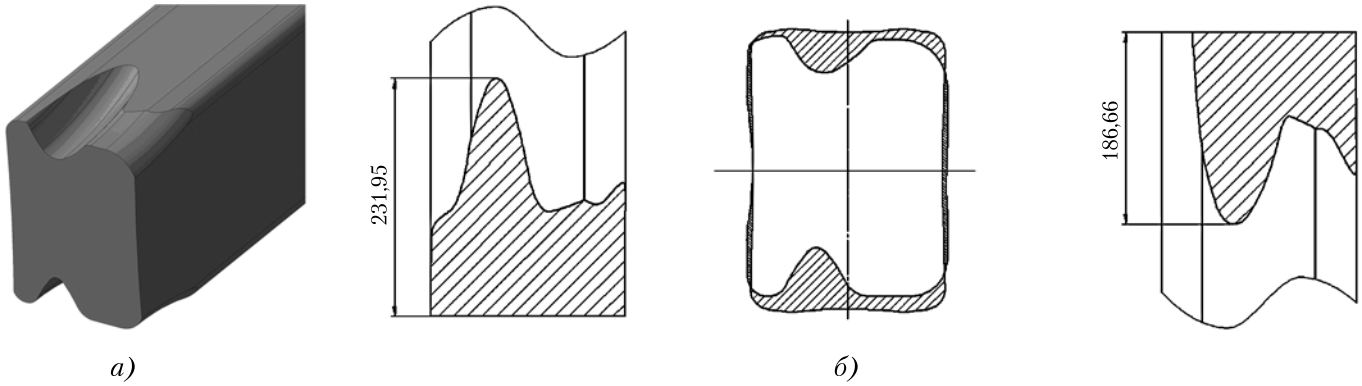


Рис. 3. Поперечное сечение раската по оси валков (8-й пропуск):
а — 3D-модель с очагом деформации; *б* — проекции очага деформации (штриховкой показаны деформируемые объемы металла)

с валками. Однако с использованием программного комплекса Deform-3D невозможно точно рассчитать величину и конфигурацию площади соприкосновения металла с валками, смещенную площадь и смещенный объем, а также длину дуги захвата, которая в разрезном калибре является переменной величиной.

Современные системы твердотельного моделирования позволяют с высокой точностью определить геометрические контактные поверхности раската с элементами калибра прокатного валка, смещенные площади и смещенные объемы. Точное понимание геометрии очага деформации и физических объемов смещаемого металла в очаге деформации позволяет разрабатывать энергоэффективные калибровки, учитывающие оптимальные деформации элементов рельсовых и фланцевых профилей. Поэтому дальнейшие исследования очага деформации при прокатке сложных профилей проводили с использованием графического пакета Компас-3D.

Проведена оценка критерия эффективности деформации металла, предложенного И.М. Павловым и М.Л. Зайцевым, который представляет собой отношение смещенных объемов металла в длину $V_{вып}$ и по высоте $V_{см}$:

$$K_{эф} = \frac{V_{вып}}{V_{см}} = 1 - \mu \frac{F_{ш}}{F_{см}}, \qquad (7)$$

где μ — коэффициент вытяжки; $F_{ш}$ — часть площади поперечного сечения, смещенной в ширину; $F_{см}$ — смещенная площадь по высоте.

Термин "смещенный объем металла" использован из работы [4]. Часть калибра, которая находится выше и ниже нейтральной линии калибра называем соответственно верхней и нижней. На основании этого далее по тексту статьи приведен термин верхняя/нижняя часть очага деформации.

На рис. 3, *а* приведена 3D-модель поперечного сечения раската по оси валков с очагом деформации. Из рис. 3, *а* видно, что захват металла валками осуществляется разрезным гребнем валков. Небольшую высотную деформацию получают головка профиля и подошва рельсового профиля.

На рис. 3, *б* приведено сечение калибра по оси валков с проекциями очага деформации. Как видно из рис. 3, *б*, разрезные гребни верхнего и нижнего валков имеют разную высоту и разный угол наклона гребней, поэтому контактная площадь со стороны нижнего валка (верхняя часть рисунка) и верхнего валка (нижняя часть рисунка) различны и составляют 26 503,5 и 20 195,9 мм^2 соответственно.

В первом разрезном калибре объем верхней части очага деформации равен $V_{в}$ = = 326 756,34 мм^3, объем нижней части очага деформации — $V_{н}$ = 542 759,26 мм^3, различие верхней и нижней частей очага деформации составляет 1,66 раза. Проекция длины верхней части очага деформации 186,66 мм, в нижней — 231,95 мм, при этом различие в длинах составляет 45,29 мм. Коэффициент вытяжки в этом калибре λ = 1,19, коэффициент эффективности калибра 0,799. Остальные результаты исследования представлены в табл. 2.

На рис. 4 приведено поперечное сечение раската по оси валков с очагом деформации 12-го пропуска. Из рис. 4, *а* видно, что захват металла валками осуществляется боковыми поверхностями разрезных гребней валков. Максимальную высотную деформацию получает металл со стороны нижнего валка.

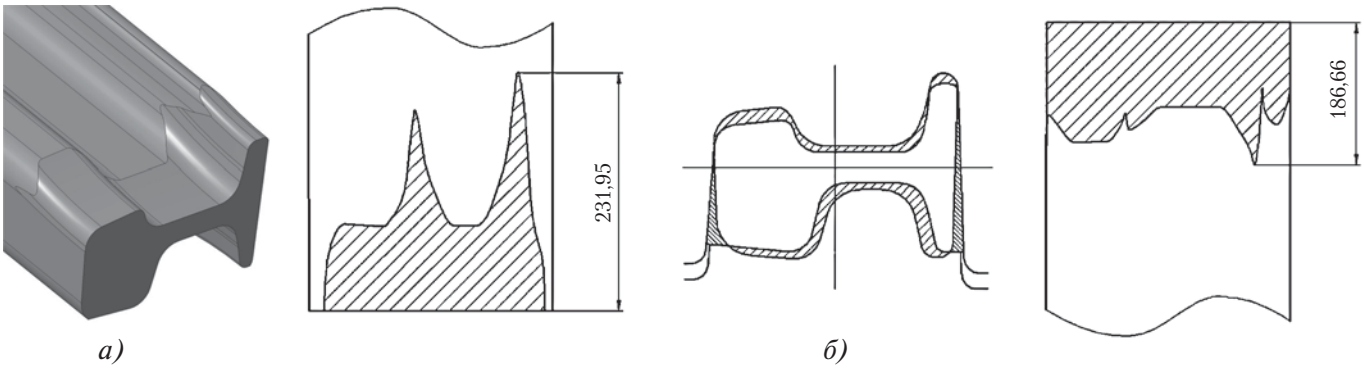


Рис. 4. Поперечное сечение раската по оси валков (12-й пропуск):
а — 3D-модель с очагом деформации; *б* — проекции очага деформации (штриховкой показаны деформируемые объемы металла)

На рис. 4, *б* приведено сечение калибра по оси валков с проекциями очага деформации. Как видно из рис. 4, *б*, боковые поверхности разрезного гребня нижнего валка раньше всего вступают в контакт с металлом раската, поэтому на проекции контактной площади (верхняя часть рисунка) имеют характерные пики. Верхний валок более равномерно деформирует металл по высоте. Контактные площади со стороны нижнего валка (верхняя часть рисунка) и верхнего валка (нижняя часть рисунка) примерно равны и составляют 21 516 и 21 630,7 мм^2 соответственно.

Установлено, что объем верхней части очага деформации равен $V_в$ = 135 058,85 мм^3, объем нижней части очага деформации — $V_н$ = = 237 947,79 мм^3, разность объемов составляет 1,76 раза. Также имеется значительное различие по геометрическим длинам верхней и нижней частей очага деформации, которые соответственно равны 133,65 и 223,96 мм. Соприкосновение нижнего валка с раскатом происходит на 90,31 мм раньше, чем с верхним. Коэффициент вытяжки калибра λ = 1,17, коэффициент эффективности калибра 0,654. Полученные результаты представлены в табл. 2.

2. Результаты определенных очагов деформации при прокатке трамвайного рельса РТ62 в клети *BD*-2

Параметр	Первый разрезной калибр (8-й пропуск)		Последний рельсовый калибр (12-й пропуск)	
	Верхняя часть калибра	Нижняя часть калибра	Верхняя часть калибра	Нижняя часть калибра
Объем очага деформации, мм^3	326 756,34	542 759,26	135 058,85	237 947,79
Суммарный объем очагов деформации, мм^3	869 515,6		373 006,64	
Геометрическая длина очага деформации, мм	186,66	231,95	133,65	223,96
Разность длин очагов деформации, мм	45,29		90,31	
Смещенная площадь по высоте, мм^2	3442,69	4748,45	2052,41	2569,87
Суммарная смещенная площадь по высоте, мм^2	8191,14		4622,28	
Площадь проекции очага деформации, мм^2	20 195,91	26 503,51	21 630,66	21 516,04
Коэффициент вытяжки	1,19		1,17	
Площадь поперечного сечения, смещенная в ширину, мм^2	1382,57		1366,27	
Коэффициент эффективности калибра	0,799		0,654	
Общий коэффициент эффективности	0,747			

При сравнении калибров 8-го и 12-го пропусков установлено, что наиболее эффективным является разрезной калибр, так же коэффициент эффективности этого калибра значительно выше.

Проведена оценка общего коэффициента эффективности в двух проходах, которую можно определить по уравнению

$$K_{\text{эф.общ}} = \frac{K_{\text{эф1}}F_{\text{см1}} + K_{\text{эф2}}F_{\text{см2}}}{F_{\text{см1}} + F_{\text{см2}}}. \qquad (8)$$

В статье И.И. Кучко, М.Г. Серкина, И.Б. Рапопорта (см. Производство трамвайных рельсов новых типов // Сталь. 1956. № 8. С. 708—716) отмечены следующие особенности деформации металла при разрезке головки трамвайного рельса. Интенсивная деформация головки в предчистовом и чистовом калибрах сказывается на утяжке фланцев подошвы рельса; на практике установлено, что утяжка фланцев подошвы в предчистовом и чистовом калибрах составляет 14...18 мм в закрытых ручьях и 3...6 мм в открытых.

Далее приведены результаты по исследованию первого калибра клети *UR*-1, где происходит разрезка головки рельса (13-й пропуск). Как видно из рис. 5, в первом четырехвалковом разрезном калибре клетей *Tandem*, где происходит предварительная разрезка головки профиля, по всем обрабатываемым поверхностям существует значительная неравномерность деформации. Раньше всех в контакт с металлом вступает вертикальный валок с разрезным гребнем, который осуществляет деформацию головки рельса (см. рис. 5, *а*), при этом длина очага деформации составляет 189,8 мм. Вертикальный валок со стоны подошвы последним осуществляет деформацию, а длина очага деформации равна всего 34,8 мм.

На рис. 5, *б* видно, что со стороны верхнего валка (нижняя часть рисунка) и со стороны нижнего валка (верхняя часть рисунка) на эпюрах контактной площади наблюдаются два пика. Наличие пиков означает, что захват металла валками происходит боковыми поверхностями выступа валка, и максимальная деформация наблюдается на радиусах перехода шейки и головки, а также шейки и подошвы соответственно.

Максимальная длина очага деформации от нижнего валка составляет 156,2 мм, от верхнего — 149,5 мм. Полученная форма очага деформации от горизонтальных валков является наиболее приемлемой с точки зрения позиционирования раската в калибре за счет того, что раскат удерживается в четырех точках, обеспечивая его устойчивость в калибре, после чего происходит обжатие по всему периметру профиля. Объемы очага деформации: от нижнего валка $V_{\text{н}}$ = 47 377,16 мм^3, от верхнего валка $V_{\text{в}}$ = 56 310,44 мм^3, со стороны разрезного ролика $V_{\text{р}}$ = 52 135,67 мм^3, со стороны гладкого ролика $V_{\text{г}}$ = 5153,77 мм^3. Коэффициент вытяжки λ = 1,21, коэффициент эффективности деформации в данном калибре равен 1.

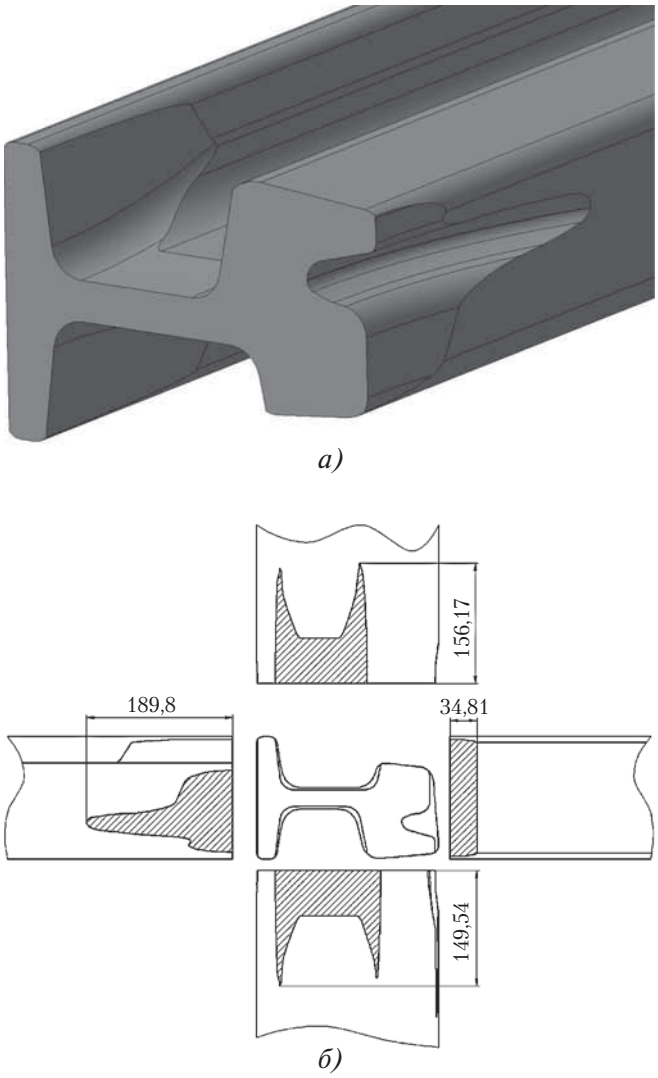


Рис. 5. Поперечное сечение раската по оси валков (13-й пропуск):

а — 3D-модель с очагом деформации; *б* — проекции очага деформации (штриховкой показаны деформируемые объемы металла)

Экспериментальные замеры силы прокатки проводили при разрезке головки рельса в первом

калибре *UR*-1 универсальной клети *Tandem* группы. Замеры силы прокатки на горизонтальных и вертикальных валках, которые производят разрезку головки и обжатие подошвы трамвайного рельса, приведены в табл. 1 (третья строка). Из табл. 1 видно, что силы прокатки, полученные моделированием в программном комплексе Deform-3D, отличаются от фактических замеров не более чем на 10 %. Эти данные свидетельствуют о хорошей сходимости результатов компьютерного моделирования с результатами фактических замеров силы прокатки.

Сложная форма и несимметричность рельсового профиля обусловливают его прокатку с неравномерными обжатиями. При этом необходимо стремиться к тому, чтобы неравномерная деформация по возможности осуществлялась в первых проходах, когда металл обладает максимальной пластичностью и минимальным сопротивлением деформации. В последних проходах неравномерность деформации должна быть минимальной.

Анализируя приведенные выше результаты, отметим, что прокатка сложных фланцевых профилей характеризуется неравномерностью деформации, при этом отдельные элементы профиля обрабатываются неодновременно.

Экспериментально замеренные силы прокатки на вертикальных валках калибра *UR*-1 имеют различные значения. Так, со стороны вертикального валка с разрезным гребнем сила прокатки составляет 1,65 МН, а со стороны гладкого валка подошвы — 1,15 МН, что говорит о наличии горизонтальных сил на валки прокатного стана при разрезке головки [7].

Заключение. Проведено исследование очага деформации при горячей прокатке сложных рельсовых профилей с применением графического пакета и программного комплекса с конечно-элементным анализом. Получены 3D-модели очага деформации и контактные площади в двухвалковых и четырехвалковых калибрах при прокатке сложных рельсовых профилей.

Сила прокатки, полученная в программном комплексе Deform-3D, хорошо совпадает с результатами промышленного эксперимента и в 1,4 раза меньше, чем при использовании метода "приведенной полосы".

Установлено, что в процессе прокатки трамвайного желобчатого рельса в четырехвалковых калибрах сила прокатки со стороны разрезного ролика, формирующего головку рельса, превышает силы прокатки со стороны гладкого ролика, формирующего подошву рельса, в 1,43 раза, что является причиной действия осевых сил на приводных горизонтальных валках.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Смирнов В.К., Шилов В.А., Инатович Ю.В.** Калибровка прокатных валков. М.: Теплотехник, 2010. 490 с.

2. **Рудской А.И., Лунев В.А.** Теория и технология прокатного производства. СПб.: Наука, 2008. 527 с.

3. **Перетятько В.Н., Сметанин С.В., Филиппова М.В.** Деформация металла в чистовом разрезном калибре при прокатке трамвайных желобчатых рельсов // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. № 10. С. 68—69.

4. **Процесс** прокатки / М.А. Зайков, В.П. Полухин, А.М. Зайков, Л.Н. Смирнов. М.: МИСИС, 2004. 640 с.

5. **Перетятько В.Н., Сметанин С.В., Волков К.В.** Исследование напряженно-деформированного состояния металла при прокатке трамвайных рельсов в универсальном четырехвалковом калибре // Сталь. 2014. № 7. С. 36—39.

6. **Практическое** руководство к программному комплексу Deform-3D / В.С. Паршин, А.П. Карамышев, И.И. Некрасов, А.И. Пугин, А.А. Федулов. Екатеринбург: УрФУ, 2010.

7. **Новая** технология прокатки трамвайных желобчатых рельсов / В.Н. Перетятько, С.В. Сметанин, К.В. Волков, М.В. Филиппова // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. № 5. С. 328—334.

Владимир Николаевич Перетятько, д-р техн. наук;
Сергей Васильевич Сметанин, канд. техн. наук,
Sergey.Smetanin@evraz.com;
Марина Владимировна Филиппова, канд. техн. наук

УДК 669.71.884:620.181

В.В. Овчинников, Ю.М. Боровин, М.А. Бабуев, Е.В. Лукьяненко, Т.Ю. Скакова, Н.В. Учеваткина
(Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))

Влияние имплантации ионов (Cu + Pb) на изменение фазового состава и дислокационной структуры алюминиевого сплава 1565ч

Методом электронной микроскопии установлено, что облучение ионами (Cu + Pb) с энергией 35 кэВ образцов размерами 25×25×3 мм промышленного алюминиевого сплава 1565ч после холодной прокатки приводит к заметному сужению границ внутризеренной ячеистой дислокационной структуры и повышению степени ее регулярности. При воздействии ускоренных ионов непосредственно на сплав в нем формируется развитая полигональная структура, подобная образующейся на начальных стадиях рекристаллизационного отжига. Облучение ионами (Cu + Pb) приводит к измельчению и растворению грубых интерметаллидов кристаллизационного происхождения, которые не устраняются деформацией и отжигом при 350 °С. Все обнаруженные изменения наблюдаются в поперечном сечении по всей глубине образцов, многократно (примерно в 10^5 раз) превышающей проективные пробеги ионов. Низкие температуры (< 170 °С) и дозы облучения (от с $5 \cdot 10^{17}$ ион/см^2), а также большая глубина воздействия свидетельствуют о существенной роли радиационно-динамических эффектов.

Ключевые слова: алюминиевый сплав; ионная имплантация; ионы (Cu + Pb); микроструктура.

By electron microscopy is determined that irradiation with ions (Cu + Pb) with energy 35 keV of samples 25×25×3 mm industrial aluminum alloy 1565 after cold rolling leads to marked narrowing of the borders mesh dislocation structure and enhance its regulatory. When exposed to accelerated ions directly to alloy it well-developed polygonal structure, this produced in the initial stages of recrystallization annealing. Irradiation with ions (Cu + Pb) leads to crushing and dissolution of gross intermetallic crystallization origin who are not eliminated deformation and annealing at 350 °C. All detected changes there are in cross-section across depth samples multiple times (approximately 10^5 times) exceeding projective runs ions. Low temperature (< 170 °C) and doses of radiation (starting with $5 \cdot 10^{17}$ ion/cm^2), as well as large deep on impact indicate significant role-dynamic effects.

Keywords: aluminum alloy; ion implantation; ions (Cu + Pb); microstructure.

Введение. Значение алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов современной техники постоянно возрастает. Это касается многих отраслей промышленности, связанных с развитием наукоемких и энергосберегающих технологий, а также решением экологических задач [1, 2].

В последнее время кроме высоких требований к статической прочности, коррозионной стойкости, трещиностойкости, высокой стабильности свойств полуфабрикатов жесткие требования предъявляют к стоимости полуфабрикатов из алюминиевых сплавов и к уровню затрат на их производство. Это является стимулом для разработки новых композиций алюминиевых сплавов и технологий обработки полуфабрикатов из них.

Для улучшения физико-механических свойств алюминиевых сплавов помимо традиционных методов, таких как пластическая деформация, термическая и термомеханическая обработка применяют новые методы внешнего воздействия. Некоторые методы воздействия позволяют влиять на распад пересыщенного твердого раствора, формировать особую дефектную структуру, состояние межфазных границ, например, высокое статическое давление, закалка из жидкого состояния, ультразвуковая деформация или использование концентрированных потоков энергии, включая потоки плазмы, СВЧ-излучения, пучков заряженных частиц (в частности, ионных пучков) [3].

Установлено, что использование ионных пучков является одним из перспективных направлений современной технологии обработки материалов. Структурное состояние и физические свойства веществ, подвергнутых ионно-лучевому воздействию, существенно отличаются от соответствующего состояния и свойств веществ после обычной термической обработки или других традиционных видов воздействия [4]. В ряде случаев удается получить уникальные электрические, магнитные и механические, трибологические, контактно-химические и другие свойства материалов.

В работах [5—7] для модификации свойств промышленных алюминиевых сплавов использована высокоэнергетическая ионная имплантация (E > 10 МэВ). Интерес к ней обусловлен принципиально новыми возможностями воздействия на структуру и, соответственно, физико-механическими свойствами металлов и сплавов.

В частности, вследствие передачи энергии в электронную подсистему (и последующей ее перекачки в атомную подсистему) происходит быстрый разогрев микроскопических объемов материала вокруг треков высокоэнергетических ионов до $T > T_{пл}$ с последующей сверхбыстрой закалкой, что способствует образованию дефектов, протеканию фазовых превращений и других металлургических процессов.

В работах [5, 6] исследовано влияние высокоэнергетической имплантации ионов неона на структуру и свойства алюминиевых сплавов. Показано, что в термически неупрочняемых сплавах АМг2 и АМц происходит радиационно-индуцированное упрочнение, обусловленное увеличением угла разориентации блоков до трансформации структуры в мелкозернистую.

Изменение прочностных характеристик стареющих сплавов Д16, АК4 контролируется процессами динамического возврата во время имплантации и радиационно-стимулированными процессами фазового старения. Дозовая зависимость прочностных свойств этих сплавов имеет немонотонный характер, и первоначальное разупрочнение имплантированных сплавов, связанное с полигонизацией или рекристаллизацией, при последующем росте дозы имплантации сменяется значительным упрочнением в результате появления мелкодисперсных выделений упрочняющих фаз.

Благодаря большой величине пробега высокоэнергетических ионов с энергией десятки и сотни мегаэлектронвольт в веществе толщина модифицированного слоя достигает нескольких десятков микрометров.

Основой так называемой имплантационной металлургии являются установки, позволяющие получать мощные пучки ионов низких и средних энергий (как правило, в диапазоне 10...100 кэВ) для имплантации высоких доз ионов (10^{16}...10^{18} ион/см^2) для модификации свойств конструкционных материалов. В связи с этим, особый интерес представляют исследования изменений структуры и свойств промышленных алюминиевых сплавов при имплантации ионов средних и низких энергий. Число таких исследований, особенно на массивных образцах промышленных сплавов крайне ограничено.

В работе [8] при имплантации ионов Sb и B с энергиями 20...100 кэВ наблюдали разупрочнение стареющих сплавов алюминия, при этом с ростом дозы имплантации этот эффект усиливался.

В работах [9, 10] установлено, что облучение газовыми (Ar^+) и металлическими (Al^+, Cu^+) ионами низких и средних энергий (дозы облучения от $2\cdot10^{15}$ до $2\cdot10^{18}$ ион/см^2) пересыщенного твердого раствора сплава Al + 4 % мас. Cu [9] вызывает его распад с выделением частиц вторых фаз (θ', θ) при низких температурах < 60 °С (при которых в отсутствие облучения протекает только зонная стадия старения). При этом глубина, на которой происходит выделение фаз, многократно превышает глубину проникновения ионов в этот сплав. На несколько порядков возрастает скорость старения (по сравнению с обычным термостимулированным старением даже при более высоких температурах ~200 °С).

В данной работе в качестве объекта исследования был выбран сплав 1565ч системы Al—Mg (с дополнительным легированием цинком), относящийся к группе сплавов, неупрочняемых термообработкой, несмотря на сильную температурную зависимость предельной растворимости магния в алюминии [9].

Ценность сплавов системы Al—Mg определяется сочетанием удовлетворительной прочности, высокой пластичности, очень хорошей коррозионной стойкости и свариваемости. Указанные характеристики позволяют успешно использовать эти сплавы в качестве конструкционного материала в строительстве, транспортном машиностроении и многих

других отраслях промышленности, а также в авиастроении и ракетной технике [2].

Большие перспективы имеет сплав 1565ч, наиболее прочный из числа термически неупрочняемых алюминиевых сплавов [2]. Недостатком сплавов системы Al—Mg является относительно низкий предел текучести. Чтобы повысить его, сплавы АМг5 и 1565ч подвергают холодной деформации на 20...30 % [9]. В настоящее время холодная нагартовка — основной способ повышения механических свойств этих сплавов.

Материалы и методика эксперимента. Исследовали образцы сплава 1565ч размерами 25×25 мм, вырезанные из неплакированных листов толщиной 3 мм. Химический состав сплава приведен в табл. 1.

Изучали изменение структуры нагартованного сплава 1565ч под воздействием пучков ускоренных ионов (Cu + Pb) с энергией 30 кэВ при плотностях ионного тока 100, 200 и 300 мкА/см^2 и дозах облучения 10^{16} и 10^{17} ион/см^2.

Облучение импульсными пучками ионов (Cu + Pb) проводили на установке для ионно-лучевой имплантации, оснащенной ионным источником на основе плазменной дуги в вакууме. Режимы обработки образцов сплава 1565ч толщиной 3 мм (с плакирующими слоями алюминия), а также образцов толщиной 3 мм без плакировки приведены в табл. 2.

Контроль температуры мишени в ходе облучения осуществляли с помощью термопары. Температура образцов не превышала 170 °С (см. табл. 2).

Значения плотности ионного тока и дозы облучения варьировали так, чтобы образцы в ходе имплантации существенно не нагревались, и, соответственно, сведена к минимуму роль термостимулированных процессов.

1. Химический состав листов сплава 1565ч, % мас.

Al	Mg	Mn	Zn	Cu	Zr	Cr	Fe	Si
Основа	5,80	0,63	0,68	0,08	0,10	0,090	0,20	0,10

Электронно-микроскопическое исследование методом тонких фольг проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100. Структуру облученных образцов анализировали в двух сечениях — параллельном и перпендикулярном поверхности образца.

Фольги изготовляли из массивных образцов: на электроискровом станке вырезали пластинки толщиной 0,3 мм, параллельные поверхности образца (со стороны облучаемой поверхности), а также перпендикулярные этой поверхности. Далее их механически утоняли на наждачной бумаге до толщины 0,1 мм. Окончательное утонение образцов до толщины, пригодной для просвечивания пучком электронов (0,1 мкм) осуществляли электролитически при напряжении 20...40 В в хлорно-уксусном электролите 23 % $HClO_4$ и 77 % CH_3COOH. Температура электролита не превышала 4...5 °С.

Результаты эксперимента и их обсуждение. На электронно-микроскопических снимках исходного нагартованного сплава 1565ч наблюдается развитая ячеистая структура с широкими границами между отдельными ячейками (рис. 1, *а*). Этими границами являются плотные сплетения дислокаций (рис. 1, *б*). Ширина границ соизмерима со свободными от дислокаций центральными областями. Видно, что ячейки имеют равноосную или вытянутую форму. Диаметр равноосных ячеек составляет 1,5...2 мкм.

В сплаве присутствует большое количество интерметаллидов округлой или эллипсоидальной формы со средним диаметром ~0,6...1,3 мкм (рис. 1, *в*). На основании расчета соответствующих электронограмм, одна из которых приведена на рис. 1, *г,* было установлено, что интерметаллиды имеют состав (Fe, Mn) Al_6.

2. Параметры облучения образцов сплава 1565ч при энергии ионов 30 кэВ

Состояние образцов	Плотность ионного тока *j*, мкА/см^2	Доза облучения *D*, ион/см^2	Время облучения *t*, с	Температура образца в процессе облучения *T*, °С, не более
Плакированные	100	10^{16}	40	100
	200	10^{17}	250	140
	300	10^{17}	300	170
Без плакировки	100	10^{16}	40	100
	200	10^{17}	250	140
	300	10^{17}	300	170

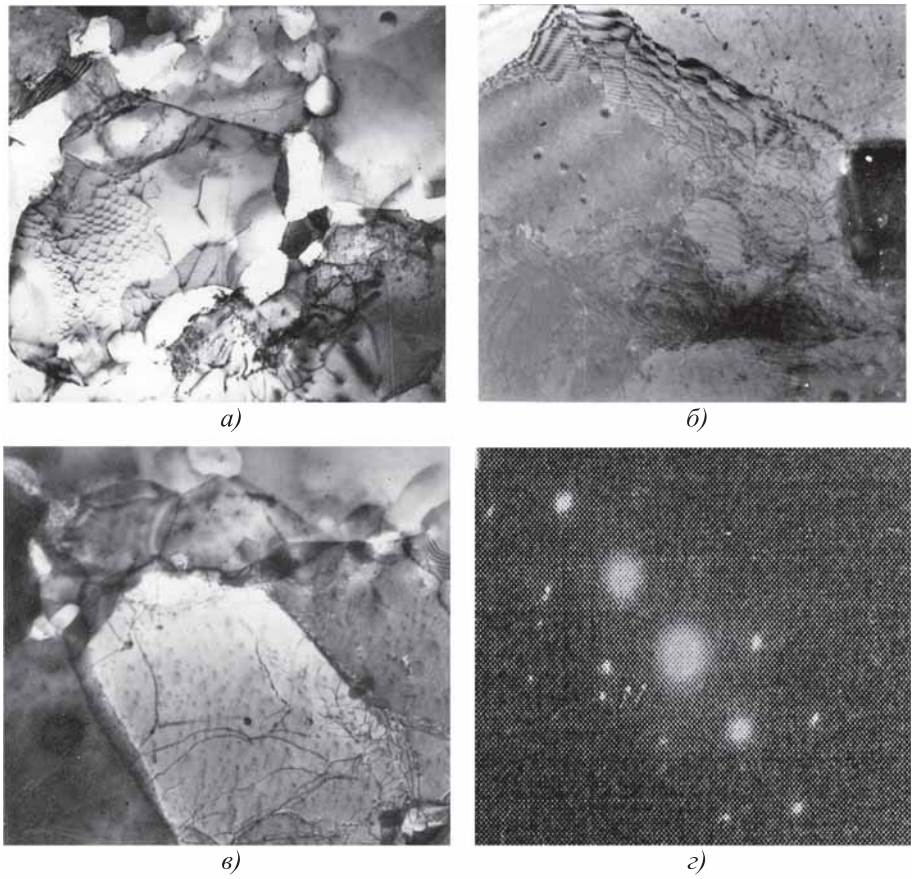


Рис. 1. Микроструктура исходного деформированного сплава 1565ч:

а — изображение ячеистой структуры, ×15 000; *б* — дислокационная структура границ ячеек, ×75 000; *в* — светлопольное изображение интерметаллидов (Fe, Mn)Al_6, ×30 000; *г* — электронограмма (отмечены рефлексы от интерметаллидов (Fe, Mn)Al_6)

Отжиг нагартованного сплава 1565чН при температурах 330...350 °С в течение 1 ч приводит к формированию равномерной рекристаллизованной структуры. Равновесные тройные стыки рекристаллизованных зерен приведены на рис. 2, *а*. Диаметр зерен превышает 12...15 мкм. Внутри зерен наблюдается высокая плотность дислокаций.

На рис. 2, *а*, видно, что в отожженном сплаве сохраняется большое количество интерметаллидов, которые наблюдались в исходном состоянии после холодной деформации прокаткой. Согласно расчету электронограмм (рис. 2, *в*) они имеют тот же состав: (Fe, Mn)Al_6. Темнопольное изображение интерметаллидов в рефлексе фазы приведено на рис. 2, *б*.

Исследование параллельного облучаемой поверхности сечения образцов, облученных дозой 10^{16} ион/см^2 с плотностью ионного тока 300 мкА/см^2, показало, что после облучения в сплаве наблюдается хорошо развитая ячеистая структура, подобная той, которая характерна для деформированного состояния. Однако тщательное сопоставление структур облученного и деформированного образцов позволяет сделать вывод о том, что в результате облучения в сплаве произошла четко выраженная трансформация ячеистой структуры. Это проявляется в том, что она стала более регулярной (рис. 3, *а*), и кроме того, произошло сужение границ ячеек (их средняя ширина составляет ~0,4 мкм), заметно увеличился диаметр свободных от дислокаций

Рис. 2. Микроструктура отожженного сплава 1565ч:

а — изображение тройных стыков рекристаллизованных зерен, ×15 000; *б* — темнопольное изображение интерметаллидов (Fe, Mn)Al_6, ×75 000; *в* — электронограмма, отмечены рефлексы от интерметаллидов (Fe, Mn)Al_6

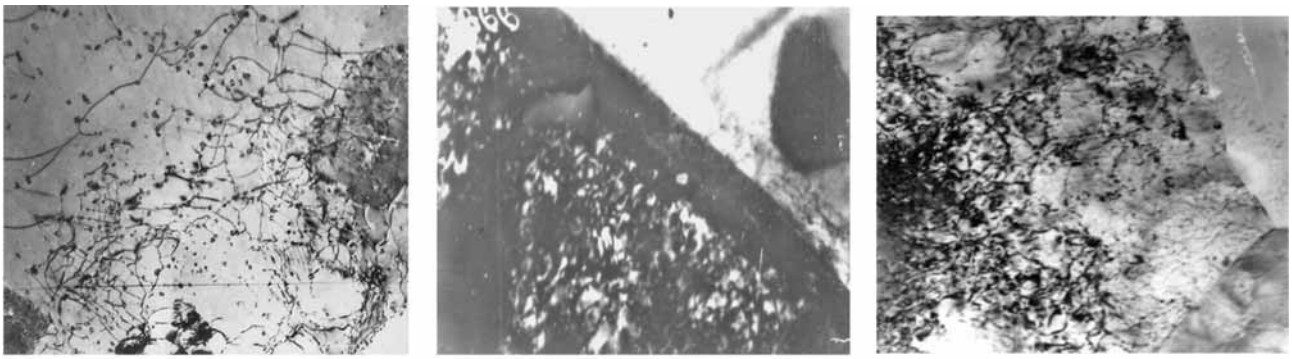
а) *б)* *в)*

Рис. 3. Микроструктура сплава 1565ч, облученного ионами (Cu + Pb) с E = 30 кэВ, j = 300 мкА/см^2, D = 10^{16} ион/см^2:
а — светлопольное изображение ячеистой структуры, ×15 000; *б* — изображение интерметаллидов (Fe, Mn)Al_6, ×30 000; *в* — электронограмма, отмечены рефлексы (112), (021) (Fe, Mn)Al_6

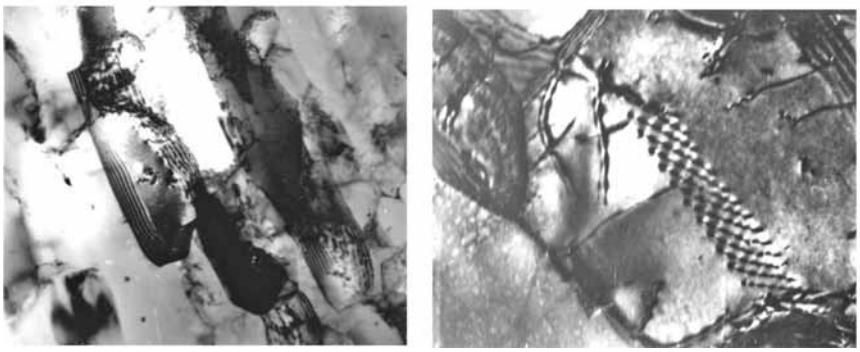
центральных областей ячеек, который колеблется в интервале 1,8...3,4 мкм.

Установлено также, что в облученном сплаве уменьшилось количество интерметаллидов кристаллизационного происхождения, которые были замечены в нем после деформации и отжига. Диаметр интерметаллидов преимущественно составляет 0,1...0,3 мкм (рис. 3, *б*). Незначительное количество интерметаллидов длиной до 0,5 мкм сохранилось только в отдельных участках образца. На основании анализа электронограмм, одна из которых приведена на рис. 3, *в*, установили, что интерметаллиды имеют тот же состав (Fe, Mn)Al_6.

После облучения более высокой дозой (10^{17} ион/см^2) при плотности ионного тока 200 мкА/см^2 в сплаве наблюдается неравномерная ячеистая структура (рис. 4, *а*, *б*). На представленных изображениях видно, что ячейки имеют равноосную и вытянутую форму. Диаметр свободных от дислокаций центральных областей ячеек составляет 1...2 мкм.



а) *б)* *в)*



г) *д)*

Рис. 4. Изображение ячеистой структуры в образце сплава 1565ч, облученного ионами (Cu + Pb) с E = 30 кэВ, j = 200 мкА/см^2, D = 10^{17} ион/см^2:
а, *б* — сечение, параллельное облучаемой поверхности, ×30 000; *в*, *д* — поперечное сечение, × 15 000; *в* — вблизи облучаемой поверхности; *г* — в центральной части образца; *д* — вблизи необлученной поверхности

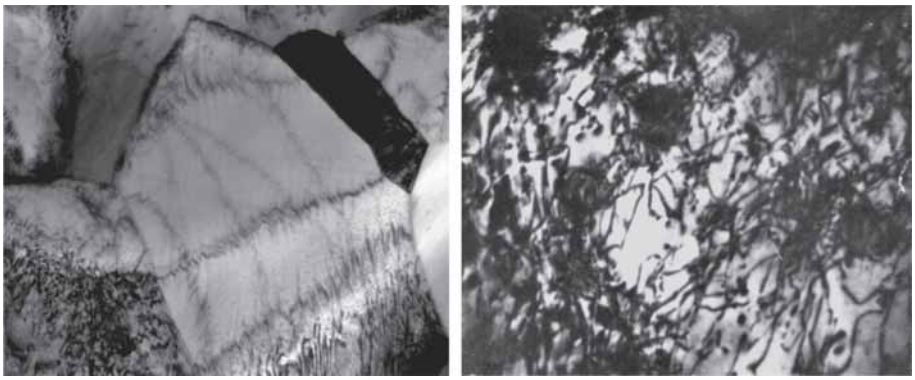
Ширина их границ колеблется в интервале от 0,3 до 1,3 мкм и более.

В облученных образцах зарегистрировано наличие интерметаллидов (Fe, Mn)Al_6, но, как показал количественный анализ, их становится меньше, чем в деформированном и отожженном состояниях. Средний диаметр интерметаллидов составляет 0,2...0,5 мкм.

На поперечном сечении в областях, прилегающих к облученной поверхности, обнаружена равноосная ячеистая структура (рис. 4, *в*). Средний диаметр свободных от дислокаций центральных областей ячеек достигает 2,5 мкм. Ширина границ ячеек, являющихся очень плотными сплетениями дислокаций, составляет 0,4...0,6 мкм. По мере удаления от облученной поверхности начинают выявляться полосы скольжения (рис. 4, *г*). В центральной части образца их ширина достигает 0,8 мкм (рис. 4, *д*). При приближении к необлученной поверхности происходит сужение полос до 0,4 мкм. На представленных изображениях видно, что внутри полос присутствуют сплетения дислокаций, которые разбивают их на отдельные блоки.

После облучения нагартованного сплава АМг6 дозой 10^{17} ион/см^2, но с более высокой плотностью ионного тока (300 мкА/см^2) в нем сохраняется ячеистая структура (рис. 5, *а*), но она становится более равномерной. Хорошо сформированные ячейки наблюдаются практически во всем объеме образца. Средняя ширина свободных от дислокаций областей достигает 3 мкм при ширине границ не более 0,4 мкм. Основным отличием наблюдаемой структуры от структуры сплава после облучения с более низкой плотностью ионного тока (200 мкА/см^2) является уменьшение количества интерметаллидов. В ряде областей они вообще не были обнаружены.

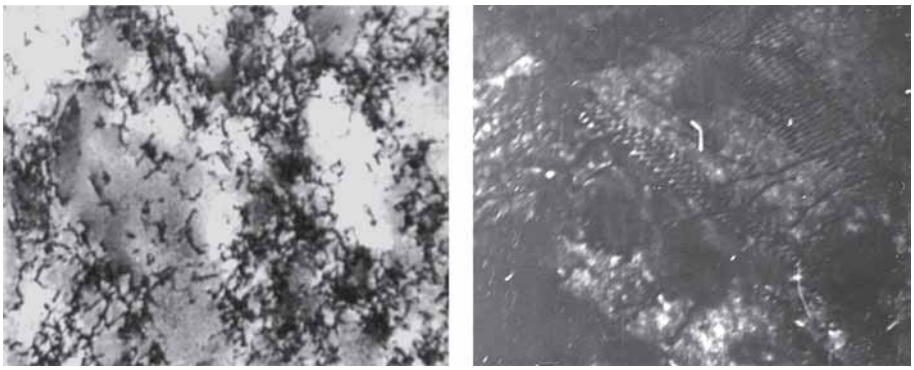
В поперечном сечении образца наблюдается ячеистая структура с вытянутыми ячейками (рис. 5, *б*). Полосы скольжения четко не выявляются. Такая структура сохраняется по всей глубине образца.



а) *б)*

Рис. 5. Изображение ячеистой структуры образца сплава 1565ч, облученного ионами (Cu + Pb) с E = 30 кэВ, j = 300 мкА/см^2, D = 10^{17} ион/см^2:

а — сечение, параллельное облучаемой поверхности, ×30 000; *б* — поперечное сечение, ×30 000



а) *б)*

Рис. 6. Изображение субзеренной структуры образца сплава 1565ч, облученного ионами (Cu + Pb) без плакированного слоя (E = 30 кэВ, j = 100 мкА/см^2, D = 10^{16} ион/см^2). ×30 000

Таким образом, установлено, что облучение сплава 1565ч с использованием различных режимов не приводит к принципиальному изменению его дислокационной структуры по сравнению с характерной для деформированного состояния. Обнаружена ее заметная трансформация после облучения дозой 10^{17} ион/см^2 с плотностью ионного тока до 300 мкА/см^2.

Для оценки влияния эффекта воздействия от наличия плакирующего слоя было проведено облучение образцов толщиной 3 мм после того, как этот слой был снят электроискровым методом. Параметры облучения выбирали таким образом, чтобы температура образца в ходе облучения не превышала температуры, зарегистрированной в предыдущих экспериментах.

Облучение нагартованного образца после удаления с него плакирующего слоя дозой 10^{16} ион/см^2 при плотности ионного тока 100 мкА/см^2 вы-

звало образование в нем развитой субзеренной структуры. Средний размер субзерен составил 0,7...2,5 мкм (рис. 6, *а*, *б*). Внутри субзерен обнаружены сплетения дислокаций.

Таким образом, при воздействии ускоренных ионов на нагартованный сплав 1565ч без плакирующего слоя в нем сформировалась полигональная структура, подобная той, которая образуется на начальных стадиях рекристаллизационного отжига. Другим различием структурных состояний сплава 1565ч, формирующихся после отжига и облучения ускоренными ионами (Cu + Pb) (при удаленном плакирующем слое), является отсутствие в облученном сплаве грубых интерметаллидов (Fe, Mn)Al_6 кристаллизационного происхождения.

Полученные данные свидетельствуют о том, что плакирующий слой заметно уменьшает действие облучения на структуру сплава 1565ч, но не подавляет его полностью.

Экспериментально установлено, что при имплантации ионов (Cu + Pb) уже при низких дозах облучения, начиная с 10^{16} ион/см^2, происходит растворение интерметаллидов (Mn, Fe)Al_6 кристаллизационного происхождения на глубине, в десятки тысяч раз превышающей проективные пробеги ионов (расчетное значение проективного пробега ионов (Cu + Pb) с энергией 30 кэВ в сплаве 1565ч не превышает 30 нм).

Известно, что наиболее сильное влияние на свойства термически неупрочняемых сплавов оказывают интерметаллиды кристаллизационного происхождения, которые образуют атомы элементов, вводимых для модификации литой структуры и повышения температуры рекристаллизации [2]. К ним относятся железосодержащие интерметаллиды с примесями дополнительных элементов, которые практически нерастворимы в алюминии. Такие фазы, особенно (Mn, Fe)$A1_6$, кристаллизуются в виде грубых пластин и отрицательно влияют на свойства сплавов, в частности, снижают их пластичность. Уменьшение плотности таких интерметаллидов после гомогенизации способствует возрастанию показателя пластичности сплава 1565ч примерно в 1,8—2,2 раза.

В работе С.В. Палазова (Влияние гомогенизации на структуру и свойства сплава АМг6 // Тезисы докл. науч.-техн. конф. Минск, 29—30 марта 1990 г. С. 20) с помощью метода электронной микроскопии было установлено, что после стандартного режима гомогенизационного отжига при 500 °С, 12 ч, в сплаве 5083 (сплав системы Al—Mg с 4,6 % Mg) присутствуют различные интерметаллиды кристаллизационного происхождения, в том числе (Mn, Fe)$A1_6$ в форме плоских игл. Повышение температуры отжига от 500 до 535 °С способствует растворению фаз $Al_{18}Cr_2Mg_3$ и Mg_2Si, тогда как для интерметаллидов (Mn, Fe)Al_6 характерно только изменение исходной морфологии: часть частиц приобретает преимущественно равноосную или близкую к ней форму. При этом общая плотность интерметаллидов сохраняется неизменной.

Растворение грубых частиц интерметаллидов $Al_{18}Cr_2Mg_3$ и Mg_2Si происходит также и в процессе горячей деформации. Деформация не приводит к растворению частиц (Mn, Fe)Al_6, а лишь способствует некоторому их измельчению.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что растворение интерметаллидов (Mn, Fe)Al_6 происходит при облучении ионами (Cu + Pb) (30 кэВ) в течение 150...300 с, при этом температура образцов не превышает 170 °С.

Трансформация ячеистой структуры, проявляющаяся в сужении границ ячеек и увеличении диаметра их центральных областей, свободных от дислокаций, а также измельчение и растворение интерметаллидов (Mn, Fe)Al_6 в исследуемом сплаве в результате облучения ускоренными ионами происходит не только в поверхностном слое, но и на глубине 2...3 мм, на несколько порядков величины превышающей проективные пробеги ионов. Попытки теоретического объяснения аномально большой глубины воздействия пучков ионов низких и средних энергий на структуру и свойства метастабильных сред, т.е. сред с высокой запасенной энергией, предприняты в работах [13, 14].

Растворение интерметаллидов ранее наблюдали только при облучении высокоэнергетическими ионами. Так, в работе [7] установлено, что облучение высокоэнергетическими ионами криптона сплава Д16 в состаренном состоянии приводит к частичному растворению метастабильных выделений, что увеличивает их дисперсность, и последующему достариванию сплава. Эффект диспергирования упрочняющих фаз наблюдали также при облучении ионами ксенона с энергией 10 МэВ сплава $CuAl_{25}$, содержащего 0,25 % мас. мелкодисперсных включений Al_2O_3 [12].

Заключение. Установлено, что облучение нагартованного плакированного сплава 1565ч ионами меди и свинца не приводит к принципиальному изменению его структуры по сравнению с существующей в деформированном состоянии: сохраняется ячеистая дисло-

кационная структура. Наблюдается частичная трансформация структуры, проявляющаяся в сужении границ ячеек и увеличении диаметра их центральных областей, свободных от дислокаций. С увеличением плотности ионного тока и дозы облучения ячеистая структура становится более регулярной — хорошо сформированные ячейки наблюдаются практически во всем объеме образца. Средняя ширина свободных от дислокаций областей достигает 2,5 мкм при ширине границ не более 0,6 мкм.

Воздействие ускоренных ионов (Cu + Pb) (E = 30 кэВ; j = 100 мкА/см^2) на сплав без плакирующего слоя уже при дозе 10^{16} ион/см^2 приводит к формированию в исходно деформированном сплаве развитой субзеренной структуры. Средний размер субзерен, внутри которых наблюдаются сплетения дислокаций, колеблется в интервале 0,6...2,2 мкм, т.е. в сплаве формируется полигональная структура, подобная образующейся на начальных стадиях рекристаллизационного отжига.

Приведенные результаты свидетельствуют о том, что плакирующий слой уменьшает воздействие облучения на структуру сплава 1565ч, но не подавляет его полностью.

Установлено, что при облучении ионами (Cu + Pb) сплава 1565ч с плакирующим слоем и без него в нем происходит измельчение и растворение грубых интерметаллидов кристаллизационного происхождения, которые наблюдаются в исходном деформированном состоянии и не устраняются обычным отжигом.

Анализ поперечного сечения образцов показал, что трансформация ячеистой структуры, а также измельчение и растворение интерметаллидов (Mn, Fe)Al_6 при облучении происходит не только в тонком приповерхностном слое сплава 1565ч, т.е. в зоне внедрения ионов и ее ближайшей окрестности, но и на глубине, существенно превышающей проективные пробеги ионов. Если при облучении дозой 10^{16} ион/см^2 с плотностью ионного тока 200 мкА/см^2 структура по глубине образца изменяется неравномерно, то при увеличении плотности ионного тока до 300 мкА/см^2 хорошо сформированные ячейки наблюдаются по всей глубине образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Давыдов В.Г.** О некоторых актуальных проблемах разработки алюминиевых сплавов и технологий для авиакосмического применения // Известия вузов. Цветная металлургия. 2001. № 4. С. 32—36.

2. **Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2001. 416 с.

3. **Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В.** Алюминиево-литиевые сплавы: металлургия, сварка, металловедение. М.: Наука, 2014. 298 с.

4. **Эффекты** дальнодействия в ионно-имплантированных металлических материалах / А.Н. Диденко, Ю.П. Шаркеев, Э.В. Козлов, А.И. Рябчиков. Томск: Изд-во НТЛ, 2004. 328 с.

5. **Goloborodsky B.Yu., Ovchinnikov V.V., Semenkin V.A.** Long range effects in FePd2Au Alloy under Ion Bombardment // Fusion Technology. 2001. Vol. 39. № 5. P. 1217—1228.

6. **Анищик В.М., Жукова С.И., Васильева Л.А.** Эволюция микроструктуры стареющих алюминиевых сплавов при высокоэнергетической ионной имплантации // Физика и химия обработки материалов. 1998. № 6. С. 9—14.

7. **Анищик В.М., Васильева Л.А., Жукова С.И.** Влияние высокоэнергетических ионов неона на структуру сплава алюминий—марганец // Физика и химия обработки материалов. 1998. № 1. С. 5—8.

8. **Анищик В.М., Жукова С.И., Поляк Н.И.** Микротвердость сплавов системы алюминий—медь—магний, имплантированных высокоэнергетическими ионами криптона // Физика и химия обработки материалов. 1999. № 6. С. 9—12.

9. **Жукова С.И., Анищик В.М.** Эффекты ионной имплантации в сплавах алюминия // Тез. докл. XXVI Междунар. конф. по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами. М.: Изд-во Московского ун-та, 1996. С. 95.

10. **Радиационно-динамические** эффекты в сплаве Al — 4 вес. % Cu при ионном облучении / Н. Гущина, В.В. Овчинников, Б. Голобородский, A. Mucklich, E. Wieser // Труды XII Междунар. конф. по радиационной физике и химии неорганических материалов (РФХ-12). Томск, 23—27 сентября 2003. С. 192—195.

11. **Acceleration** of Processes of Solid Solution Al — 4 wt. % Cu Volume Decomposition at Low-Dose Ion Irradiation / N.V. Gushchina, V.V. Ovchinnikov, B. Goloborodsky, A. Mucklich, E. Wieser, V.M. Farber // Proc. 7th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Tomsk, 25—30 July 2004. P. 209—210.

12. **Кайгородова Л.И., Замятин В.М., Попов В.И.** Влияние условий гомогенизации на структуру и свойства сплава Al—Mg // ФММ. 2004. Т. 98. № 4. С. 75—82.

13. **Mechanical** properties of 10 MeV Xe3 + irradiated Cu and CuAl25 / A. Kehrel, Y. Zhong, G. Shumacher, N. Wanderka // J. Nucl. Mater. 1993. Vol. 207. P. 153—158.

14. **Ovchinnikov V.V.** Self-popagating phase transformations in metastable media indused by ion bombardment // Proc. XVI Intern. Simp. on Discharges and Electrical Insulation in Vacuum. Moscow-St. Petersburg, 1994. Vol. 2259. P. 605—608.

15. **Овчинников В.В., Эркабаев М.А.** Структурные фазовые переходы в метастабильных средах на фронте инициируемых ионной бомбардировкой детонационных ударных волн // Радиационная физика твердого тела: труды VII Межнац. совещ. (Севастополь, 29 июня—4 июля 1998 г.). М.: НИИ ПМТ при МГИЭМ(ТУ), 1998. С. 22—24.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru;
Юрий Михайлович Боровин, канд. техн. наук;
Михаил Александрович Бабуев;
Елена Владимировна Лукьяненко, канд. техн. наук;
Татьяна Юрьевна Скакова, канд. техн. наук;
Надежда Владимировна Учеваткина, канд. хим. наук

УДК 669.295:621.785

В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев
(Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва)

Электроимпульсное стимулирование деформируемости никелида титана при прокатке с током

Изучено влияние импульсного тока, пропущенного через образец при прокатке, на деформируемость, микротвердость и микроструктуру никелида титана.

Ключевые слова: никелид титана; прокатка; импульсный ток; деформируемость; микротвердость; память формы.

Influence of pulse current during cold rolling on deformability, microhardness and microstructure of shape memory TiNi alloy is studied.

Keywords: TiNi alloy; rolling; pulse current; deformability; microhardness; shape memory.

Введение. Проблема повышения деформируемости конструкционных материалов, особенно труднодеформируемых и объемных наноструктурных сплавов, является актуальной. Применение импульсного электрического тока в процессе деформирования является одним из путей решения проблемы [1].

TiNi-сплавы с эффектом запоминания формы обладают высоким комплексом механических и функциональных свойств, особенно в наноструктурном и ультрамелкозернистом состоянии [2, 3]. Осуществление деформации для случая длинномерных изделий тонкого сечения (проволока, фольга, лист) является непростой задачей, в том числе по причине быстрого упрочнения и ограниченной деформационной способности нитинола.

Эффект повышения пластичности при деформации с пропусканием электрического тока, наблюдаемый для многих чистых металлов и сплавов [1, 4], может рассматриваться как альтернативный подход для получения различных структурных состояний в TiNi-сплавах при холодной прокатке.

Цель статьи — исследование влияния импульсного тока, пропускаемого через образец при прокатке, на деформируемость, микротвердость и структуру нитинола.

Материал и методика исследований. Объектом исследования был выбран сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ("МАТЕХ", Россия) в закаленном состоянии с крупнозернистой структурой B2-фазы. Содержание неметаллических включений в сплаве составляло около 3 %. Образцы для прокатки в форме полос размерами 2×6×150 мм были механически вырезаны из исходной заготовки, а их поверхность была обработана электрохимическим методом для снятия наклепанного слоя. Прокатку проводили на электромеханических вальцах, оборудованных генератором импульсного тока.

Для подведения и съема тока использовали скользящий контакт (отрицательный полюс) до зоны деформации образца и один из валков (положительный полюс). Прокатку вели при комнатной температуре со скоростью 4 м/мин в пошаговом режиме при регулируемом разовом обжатии по толщине (± 25 мкм), что позволяло с достаточно малой погрешностью определять момент появления микротрещин. Однополярный импульсный ток подавали от генератора с частотой импульсов 10^3 $с^{-1}$, длительностью импульсов $0{,}8\cdot10^{-4}$ с и скважностью $Q = 12$.

Прокатку осуществляли по двум режимам: при постоянной плотности тока ($j \approx$ ≈ 80 А/мм^2) и при увеличении плотности тока до 240 А/мм^2 в процессе многоразовой деформации.

В единичном шаге прокатки время нахождения образца под током с учетом частоты, длительности импульса и скорости прокатки составляло 0,16 с. Суммарное время воздействия тока для каждого образца зависело от числа циклов прокатки и приведено в таблице.

После каждого шага прокатки образцы выдерживали на воздухе или охлаждали в воде,

Истинная деформация до разрушения и микротвердость TiNi-сплава при прокатке с пропусканием тока и без тока

Обработка	Разовая деформация e_i	Суммарная деформация и время действия тока		Микротвердость, HV	Примечание
		e_Σ	τ, с		
Прокатка без пропускания тока	0,45	0,43	—	400	Нет трещин
		0,54	—	525	Микротрещины
		0,70	—	575	
		0,86	—	590	Разрушение
Прокатка с пропусканием тока j = 80 А/мм^2	0,8	0,54	2,5	420	Нет трещин
		0,70	3,0	525	
		0,84	3,5	581	
		1,42	4,8	590	Микротрещины
Прокатка с пропусканием тока j =240 А/мм^2	>1	1,75	5,0	505	Нет трещин

Примечание. В исходном состоянии твердость TiNi-сплава составляла 275 HV.

чтобы избежать влияния разогрева. Температура на образце-имитаторе, подвергнутом воздействию (пропусканию) импульсного тока максимальной плотности, не превышала 150 °С.

Истинную деформацию e при прокатке, по которой оценивали деформационную способность сплава, вычисляли по изменению толщины образца $e = \ln h_0/h$, при этом определяли разовую e_i и суммарную максимальную деформацию e_Σ, соответствующие появлению первых микротрещин или полному разрушению при единичной и многоразовой прокатке.

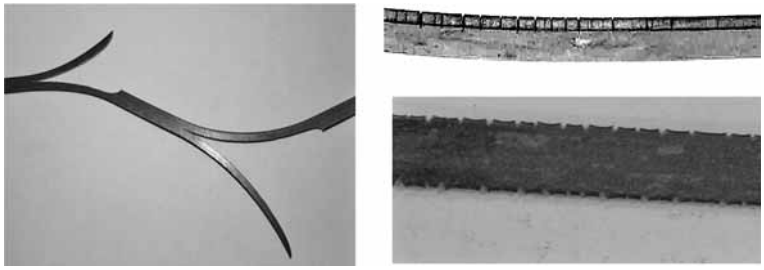
Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3 под нагрузкой 0,01 Н с точностью ±5 %. Микроструктуру фольг исследовали в просвечивающем микроскопе JEM-100C.

Результаты исследований и их обсуждение. Деформационная способность исследуемого сплава при прокатке с пропусканием тока (j = const) значительно выше таковой при прокатке без пропускания тока (см. таблицу). Так, разовая и суммарная деформации до разрушения составляют соответственно 0,45 и 0,86 для прокатки без пропускания тока; 0,8 и 1,42 для прокатки с пропусканием тока.

Как правило, разрушение образцов при прокатке без пропускания тока происходит хрупко с разделением на части, что никогда не наблюдается при прокатке с пропусканием тока (рис. 1). В последнем случае разрушению предшествует появление краевых микротрещин, вызванных сильным наклепом и изменением напряженно-деформированного состояния от объемного равноосного преимущественно к плоскому двухосному при уменьшении толщины образца. Эксперименты показали, что удаление краевых микротрещин в процессе прокатки позволяет повысить максимальную деформацию до разрушения, причем особенно заметно для прокатки с пропусканием током.

При изменяющейся плотности тока от 80 до 240 А/мм^2 в процессе прокатки до толщин 100 мкм развития микротрещин и тем более разрушения образца не наблюдали (см. таблицу). Все последующие эксперименты выполнены при постоянной плотности тока j = 80 А/мм^2.

Сравнение деформируемости сплавов с разным содержанием примесей показало, что применение *электропластической деформации* (ЭПД)



а) *б)*

Рис. 1. Образцы после холодной прокатки без пропускания тока (*а*) и с пропусканием тока (*б*):
а — e_Σ = 0,86; *б* — e_Σ = 1,42

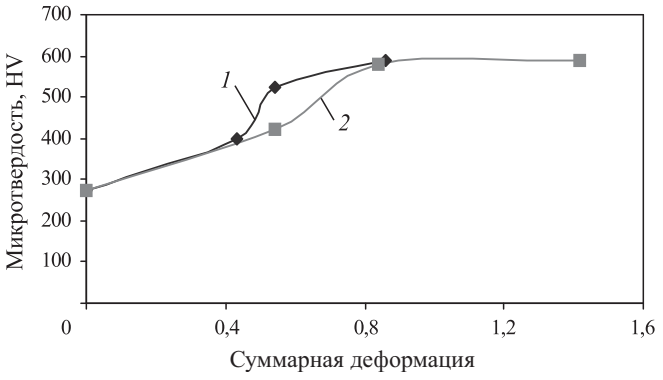


Рис. 2. Зависимость микротвердости от суммарной деформации при прокатке без пропускания тока (*1*) и с током (*2*)

наиболее эффективно для TiNi-сплавов с повышенным содержанием неметаллических включений. Например, в сплаве $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ производства фирмы Intrinsic Devices (США) с содержанием неметаллических включений менее 0,5 % использование ЭПД повысило деформируемость только на 20 %, тогда как в исследуемом сплаве $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ деформируемость увеличилась почти в 2 раза (см. таблицу). Предполагается, что в этом случае действует один из механизмов ЭПД, связанный с прорывом скоплениями дислокаций барьеров, являющихся стопорами [1].

Измерение микротвердости после прокатки позволяет оценить характер деформационного упрочнения материала и сравнить его для разных режимов прокатки (рис. 2). Видно, что при e_Σ = 0,54 значения микротвердости после прокатки с пропусканием тока (420 HV) и без тока (525 HV) отличаются, тогда как для других значений e_Σ они практически совпадают. Значительное различие в микротвердости сплава при данной степени деформации свидетельствует о разной степени деформационного упрочнения: для прокатки с пропусканием тока она ниже, чем для обычной прокатки.

Косвенно это может свидетельствовать о реализации релаксационных механизмов при электропластической деформации, которые обеспечивают повышенную деформационную способность при прокатке с пропусканием тока. Почти двухкратное повышение суммарного времени действия тока не повлияло на характер упрочнения, что связано с нетепловым механизмом повышения деформируемости и охлаждением образцов после каждого шага прокатки.

Микроструктурные исследования образцов в состоянии после ЭПД (j = 80 А/мм^2, e_Σ = 0,8) показали, что в сплаве формируется смешанная структура с протяженными участками аморфных (А) и нанокристаллических (НК) областей с размером кристаллитов 5...10 нм (рис. 3, *а*). Отжиг деформированного сплава при температуре 400 °С в течение 1 ч приводит к полной нанокристаллизации аморфных областей и росту первичных кристаллитов до размера менее 60 нм (рис. 3, *б*).

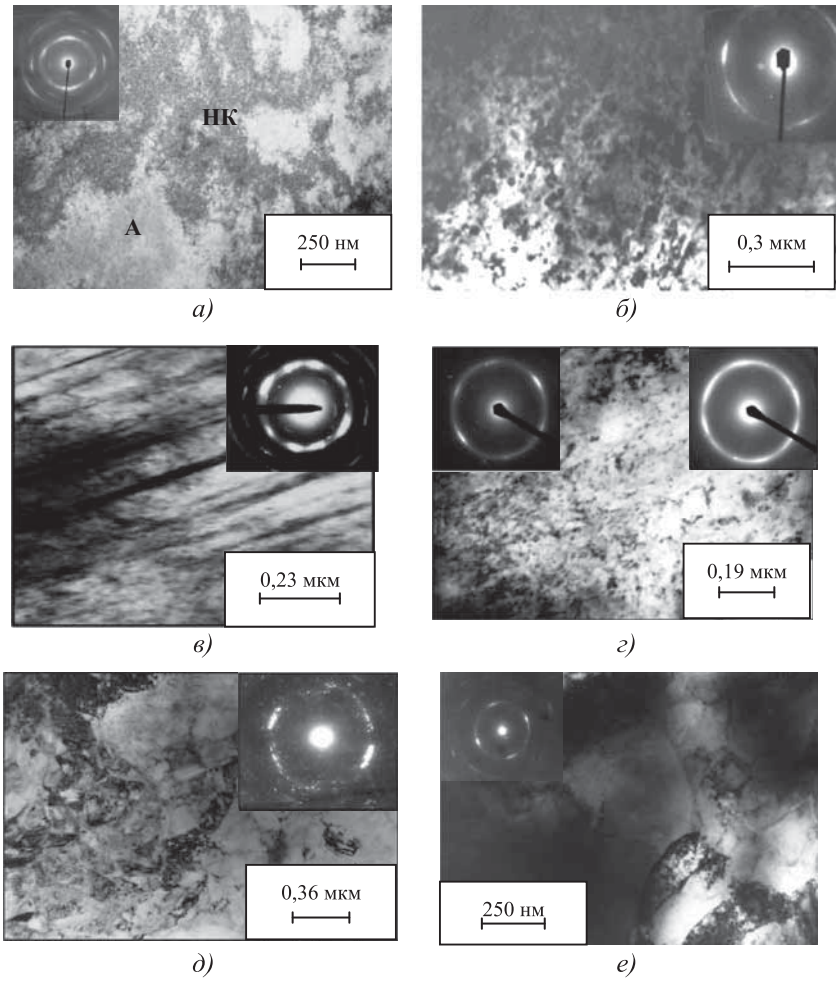


Рис. 3. Микроструктура и микродифракция сплава после прокатки:
а — ЭПД (j = 80 А/мм^2; e_Σ = 0,8); *б* — то же + отжиг 400 °С, 1 ч; *в* — прокатка без тока, e_Σ = 0,3; *г* — прокатка без тока, e_Σ = 0,8; *д* — то же + отжиг 400 °С; *е* — ЭПД (e_Σ = 1,75; j = 240 А/мм^2)

В отличие от ЭПД прокатка без пропускания тока в интервале e_Σ = 0,3...0,8 приводит к формированию развитой дислокационной субструктуры аустенита и мартенсита (рис. 3, *в*, *д*). Данная структура после отжига при 400 °С трансформируется в субзеренную структуру (рис. 3, *г*, *е*) с размером зерен/субзерен 100 нм и более в зависимости от степени деформации [5, 6]. Картины микродифракции позволяют предположить, что кроме меньшей степени дисперсности структура после прокатки без пропускания тока содержит большую фракцию малоугловых границ зерен.

Эволюция микроструктуры при электропластической деформации согласуется с данными структурных исследований при прокатке без пропускания тока [6]. Авторы показали, что с увеличением деформации в TiNi-сплавах наблюдается переход от деформационной субструктуры к фрагментированной ультрамелкозернистой субструктуре с большеугловой разориентировкой и нанометрическим размером структурных элементов.

ЭПД с более высокой степенью деформации и максимальной плотностью тока (e_Σ = 1,75; j = 240 А/мм^2) формирует неоднородную ультрамелкозернистую субструктуру со средним размером зерен 500 нм (см. рис. 3, *е*).

Выводы

1. При пластической деформации прокаткой с наложением импульсного тока значительно увеличивается разовая и суммарная деформации до разрушения без использования промежуточных отжигов, что свидетельствует о повышении технологической пластичности TiNi-сплава.

2. Электропластическую деформацию TiNi-сплава можно применять для формирования различных типов микроструктуры: смешанной аморфно-нанокристаллической, нанокристаллической, ультрамелкозернистой. Вид структуры определяется условиями проведения электропластической деформации, среди которых плотность импульсного тока и степень деформации являются основными.

Авторы благодарны д-ру физ.-мат. наук, проф. С.Д. Прокошкину и канд. техн. наук И.Б. Гуртовой за проведенные микроструктурные исследования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Физические** основы и технологии обработки современных материалов / О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин. В 2 т. Т. 1. М.—Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2004. 590 с.

2. **Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Прокошкин С.Д. и др.** Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в TiNi сплаве, полученном равноканальным угловым прессованием // ФММ. 2005. 100, 6. С. 91—102.

3. **Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V. et al.** Alloy composition, deformation temperature, pressure and post-deformation annealing effects in severely deformed Ti—Ni based shape memory alloys // Acta Met. 2005. 53. P. 2703—2714.

4. **Conrad H.** Electroplasticity in metals and ceramics // Mater. Sci & Eng. 2000. A287. P. 276—287.

5. **Прокошкин С.Д., Браиловский В., Хмелевская И.Ю. и др.** Создание субструктуры и наноструктуры при термомеханической обработке и управление функциональными свойствами Ti—Ni-сплавов с эффектом запоминания формы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 5. С. 24—29.

6. **Prokoshkin S.D., Brailovski V., Inaekyn K.E. et al.** Structure and properties of severely cold-rolled and annealed Ti—Ni shape memory alloys // Mater. Sci. Eng. A — 2008; 481—482. P. 114—118.

Владимир Владимирович Столяров, д-р техн. наук;
Умар Хажбикарович Угурчиев,
umar77@bk.ru

УДК 621.791.042-034.3:621.785

Е.В. Кузьмина *(ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов"),*
Л.М. Железняк, К.И. Сивоконь *(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина", г. Екатеринбург)*

Повышение служебных свойств медно-хромовых прутков путем совершенствования технологии их производства

Необходимая твердость по Роквеллу (шкала В) на торцевой и боковой поверхностях медно-хромовых прутков, удовлетворяющая требованиям стандартов, получена путем совмещения операций прессования прутковых заготовок и их охлаждения в водяной ванне. Это позволило исключить отрицательное влияние печного нагрева прутков под закалку на снижение твердости их боковой поверхности.

Ключевые слова: хромовая бронза; пруток для электродов контактной сварки; твердость на торцевой и цилиндрической поверхностях прутка; термодеформационная обработка.

Required Rockwell hardness (scale B) on end face and side surfaces of copper-chromium rods satisfying the requirements of the standards, obtained by combining the operations of the pressing of rod stock and their cooling in water bath. It is possible to eliminate the negative impact of the furnace heating of rods for hardening to reduce the hardness of their side surface.

Keywords: chrome bronze; rod for electrodes of resistance welding; hardness on end face and cylindrical surfaces of rod; thermal and deformation processing.

К группе хромовых бронз относятся двойные Cu—Cr, а также более сложные хромсодержащие медные сплавы при концентрации хрома до 1,2 % (ГОСТ 18175—78). Полуфабрикаты из хромовых бронз в общем объеме продукции из низколегированных медных сплавов занимают важное место. Наиболее широко применяют двойные Cu—Cr и тройные Cu—Cr—Zr системы, производство которых составляет около 80 % выпуска изделий из хромовых бронз. Их упрочнения достигают закалкой, фиксирующей пересыщенный твердый раствор легирующего в зерне основы сплава, и искусственным старением в целях распада твердого раствора и выделения дисперсных фаз-упрочнителей.

Главная особенность хромовых бронз — уникальное сочетание эксплуатационных свойств, позволяющее эффективно использовать изделия из них в различных отраслях машиностроения, в том числе в электро- и приборостроении; при этом их преимущество заключается в оптимальном соотношении механических и электротехнических характеристик, обеспечиваемом *термодеформационной обработкой* (ТДО) полуфабрикатов, без которой свойства изделий существенно снижены.

Наиболее важной механической характеристикой прутков из хромовой бронзы, предназначенных, в частности, для электродов машин электроконтактной сварки, является твердость. Согласно европейскому стандарту BS EN 12163:1998 для них регламентирована твердость по Бринеллю и Виккерсу; российским ТУ 48-21-163—83 установлено временное сопротивление разрыву. В соответствии с требованиями американского стандарта ASTM B 249 прутки должны быть испытаны на твердость по Роквеллу (шкала В) путем вдавливания индентора в виде шарика диаметром 1,588 мм под действием стандартной нагрузки, и число твердости по Роквеллу должно быть не менее 75 HRB.

Многие заказчики этого вида полуфабрикатов (как зарубежные, так и российские) устанавливают согласованные с изготовителем еще более высокие требования по твердости и качеству поверхности медно-хромовых прутков. Например, согласно одному из способов ТДО прутков из медно-хромового сплава CW105 (его российский аналог — БрХ1), применяемому при изготовлении прутков диаметром 4...80 мм (BS EN 12163:1998), заготовку подвергают "термообработке на твердый раствор"* (т.е. закаливают), "деформируют в холодном состоянии" (т.е. волочат), "подвергают дисперсионному твердению" (т.е. состаривают) и, таким образом, получают "состояние материала H135[5]". После ТДО по этой схеме прутки должны иметь твердость 135...180 HB или 140—185 HV, причем при определении твердости "отпечаток получают на поперечном сечении изделия на середине между центральной осью и наружной поверхностью прутка", т.е. на его торце. Указанные числа твердости по Бри-

* Здесь и далее в кавычках приведены термины и определения стандарта EN BS 12163:1998.

неллю и Виккерсу соответствуют значениям твердости по Роквеллу (шкала B) 76,5...90 HRB [1].

Другой способ ТДО медно-хромовых прутков [2] включает в себя закалку горячепрессованной заготовки, не менее чем двукратное ее волочение до предчистового диаметра, старение предчистовой заготовки и чистовое волочение состаренной заготовки с коэффициентом вытяжки 1,10...1,25. Отличия способа [2] состоят, во-первых, в порядке операций (старение проводят перед чистовым волочением) и, во-вторых, в невысоком коэффициенте вытяжки при отделочном волочении, принятым вследствие деформации уже упрочненной старением заготовки.

Рассмотренным выше способам присущ общий недостаток: на основании производственных данных (далее они будут приведены) установлено, что при получении твердости на торце образца не достигаются необходимые значения твердости на его боковой (цилиндрической) поверхности. Однако необходимость достижения достаточного уровня твердости именно на боковой поверхности прутка обусловлена последующей эксплуатацией изготовленного из него электрода для электроконтактной сварки: при сварке с использованием электрода в виде ролика предпочтительно иметь повышенную твердость на его цилиндрической поверхности, а при использовании электрода в виде стержня приемлемо соблюдение твердости на его торце.

Кроме того, ряд российских и зарубежных потребителей предъявляют требование контроля твердости на торцевой и боковой поверхностях в связи с тем, что твердость важна не только для роликовых электродов электроконтактной сварки, но также и для других деталей машин, у которых основные нагрузки испытывают цилиндрические или шестигранные поверхности.

Здесь необходимо остановиться на следующих трех обстоятельствах.

1. Ни российские, ни зарубежные стандарты не содержат требования по измерению твердости на боковой поверхности прутков.

2. Трудность, порождающая необходимость определения твердости именно на боковой поверхности, — это ее контроль на торце прутков самых малых диаметров (менее 10 мм) — как отмечено выше, согласно EN BS 12163:1998 "на середине между центральной осью и наружной поверхностью прутка".

Еще более жесткое требование по расположению отпечатков на торце прутка предъявляет ГОСТ 9013—59: при контроле твердости по Роквеллу (шкала B) необходимо наличие трех отпечатков и усреднение полученных числовых данных; при этом расстояние между центрами двух соседних отпечатков должно быть не менее их четырех диаметров, а расстояние от центра отпечатка до кромки образца должно быть не менее 2,5 диаметра отпечатка.

Расчет показал, что при диаметре отпечатка ~1 мм (это соответствует установленному по ASTM B 249 нижнему значению твердости 75 HRB) минимальный диаметр цилиндрического образца с учетом требований измерения твердости на его торце согласно ГОСТ 9013—59 составляет ~9,6 мм. Из этого следует вывод о трудностях, возникающих при необходимости измерения твердости на торце прутков диаметром менее 10 мм, требования к которым предъявляются как российским ТУ 48-21-408—86 (d_{min} = 8 мм), так и европейским EN BS 12163:1998 (d_{min} = 4 мм) нормативными документами.

3. Дополнительная проблема заключается в различии значений твердости на торцевой и боковой поверхностях, возникающая в связи со следующей особенностью. При нагревании заготовки под закалку до температуры около 950 °С в печи с окислительной атмосферой твердость на боковой поверхности готовых прутков оказывается сниженной по причине прохождения диффузии присутствующего в рабочем пространстве печи кислорода в поверхностные слои заготовки и, как следствие, частичного окисления хрома. По статистическим производственным данным это снижение может достигать 3...5 HRB, и тогда минимальное значение твердости на боковой поверхности может понизиться до 70 HRB, в то время как нижний нормативный уровень составляет 75 HRB.

Для повышения твердости готовых медно-хромовых прутков не менее чем на 3...5 HRB закалку горячепрессованных заготовок в воду осуществляли непосредственно после их выхода из канала матрицы *горизонтального гидравлического пресса* (ГГП) с использованием теплоты, полученной металлом при нагреве под прессование и в процессе прессования [3]. Применение такого технологического приема (совмещения операций прессования и закалки в воду) исключило отрицательное влияние нагрева прутков в печи до закалочных температур на твердость их боковой поверхности, и ее значение удалось повысить на недостающие 3...5 HRB, т.е. на боковой поверхности прутка получены значения твердости не менее 78...80 HRB (75 HRB плюс 3...5 HRB).

Таким образом, повышение твердости боковой поверхности прутков косвенным образом гарантировало получение требуемых значений твердости также и торцевой поверхности прутков самых малых размеров вследствие невозможности ее определения на торце образцов минимальных диаметров по стандартным методикам (EN BS 12163:1998, ГОСТ 9013—59). В процессе старения прутков при температуре ~450 °С их поверхностная твердость может незначительно снизиться, но так как диффузия кислорода при этой температуре малоинтенсивна, то этим снижением можно пренебречь.

В качестве примера конкретной реализации в производственных условиях применяемого ранее [2] и разработанного [3] режимов ТДО далее представлен технологический цикл получения прутков диаметром 12,7 мм из хромовой бронзы марки БрХ1.

После резки слитков полунепрерывного литья диаметром 163 мм на заготовки длиной 290 мм, обрезки литниковой и донной частей, удаления поверхностных дефектов и нагрева в газовой методической печи их прессовали на ГГП силой 35 МН с последующим охлаждением прессованных заготовок на стеллаже пресса без закалки согласно способу [2]. После удаления пресс-утяжины, закалки, трав-

ления, промывки и сушки заготовки протягивали до готового диаметра на автоматизированной линии "Шумаг 6-20". Перед закалкой в воду их нагревали до температуры (950 ± 30) °С в электропечи без защитной атмосферы, старение проводили согласно традиционной схеме. Твердость по Роквеллу (шкала В) измеряли на боковой цилиндрической поверхности образцов длиной 30...40 мм твердомером модели TP 5014, для чего их укладывали горизонтально в призматическое гнездо стальной подставки.

Полученные значения твердости на боковой поверхности, составляющие (с учетом отмеченного выше их снижения вследствие частичного окисления хрома) не менее 75 HRB, можно считать приемлемыми, однако из-за неизбежных отклонений, возникающих в условиях реального производства, и необходимости стабильного соответствия нормативу их увеличили путем введения в практику измененного режима ТДО [3], а именно: прессование с одновременной закалкой прессованных заготовок на ГГП силой 15 МН, снабженного водяной ванной; далее заготовки протягивали до предчистовых размеров, подвергали старению и волочению до готового диаметра. Фактические значения твердости на торцевой и цилиндрической поверхностях, повышенные путем применения скорректированного режима ТДО, составили 78...83 HRB, что соответствует требованиям нормативного документа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Металлы:** справочник / пер. с англ.; под ред. Ю.П. Солнцева. СПб.: Изд-во ФГУП ЦКБ МТ "Рубин", 2000. 614 с.

2. **Пат. 2239670 РФ.** Способ термодеформационной обработки изделий из хромовой бронзы / А.И. Снигирев, Л.М. Железняк, А.В. Миллер. Опубл. 10.11.2004, Бюл. № 31.

3. **Пат. 2327807 РФ.** Способ термодеформационной обработки прутков из хромовой бронзы / Н.С. Арсентьева, Н.Ф. Боков, О.Н. Дашкевич, Л.М. Железняк, Н.В. Кузьмина, Е.В. Кузьмина. Опубл. 27.06.2008, Бюл. № 18.

Елена Васильевна Кузьмина;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук,
bsp@mtf.ustu.ru;
Кристина Игоревна Сивоконь

С. Шерренбахер *(SCHULER AG, Германия)*

Системные решения для авиационно-космической промышленности

Немецкий концерн SCHULER совместно с Университетом машиностроения (МГМУ "МАМИ") впервые провел симпозиум по технологиям и оборудованию для обработки металлов давлением в авиационно-космической промышленности, прошедший 12—13 ноября 2015 г. Более 100 специалистов ведущих предприятий, научно-исследовательских и учебных центров познакомились с инновационными системными решениями для аэрокосмической отрасли. В течение двух дней были сделаны 25 докладов, посвященных научным и производственным вопросам.

Концерн SCHULER является лидером мирового рынка в области технологий и производства оборудования для обработки металлов давлением. SCHULER предлагает прессы, решения по автоматизации, инструменты, технологии производственных процессов и технический сервис предприятиям металлообрабатывающей промышленности и автомобилестроения. Заказчиками концерна являются автопроизводители и поставщики комплектующих, кузнечно-прессовые производства, изготовители бытовой техники, предприятия упаковочной, электротехнической и энергетической промышленности. SCHULER является лидером в производстве прессов для чеканки монет и реализует системные решения для авиационной и космической промышленности, железнодорожного транспорта и производства труб большого диаметра.

После приветственных слов первого проректора Университета машиностроения Н.Ю. Анисимова и главы представительства SCHULER в Москве М.Ю. Аладышкина инженер концерна SCHULER Хилько Зибельс сделал сообщение о разработке и строительстве нового поколения изотермических штамповочных прессов для изготовления компрессорных лопаток из титана. Эти установки со встроенной нагревательной камерой благодаря термически нейтральным роликовым направляющим и жесткому корпусу пресса являются высокоточными и позволяют изготовлять лопатки без припуска. Силу пресса и скорость деформации можно свободно программировать по кривой характеристик и при этом очень точно и плавно регулировать.

Опыту использования такого оборудования SCHULER в НПО "Сатурн" (г. Рыбинск) был посвящен доклад главного кузнеца предприятия Н.В. Рассудова. Доклад С.А. Головкина из Рыбинского государственного авиационного технического университета им. П.А. Соловьева был посвящен производству бесприпусковых высокоточных заготовок компрессорных лопаток с использованием изотермического выдавливания. Профессор М.Л. Первов (Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева) сделал сообщение о путях повышения размерной стойкости деформирующего инструмента для изотермической штамповки.

Д.В. Бузлаев, руководитель Центра инженерного консалтинга ООО "Тесис", представил результаты моделирования процессов изотермической штампов-

ки и пневмоформовки листоштампованных деталей из титановых сплавов в условиях сверхпластичности.

Далее инженер SCHULER Хилько Зибельс представил уникальный, единственный в мире комбинированный пресс для горячей и холодной глубокой вытяжки деталей из титана, алюминия и стали. Гидравлическая установка разработана для глубокой вытяжки металлов при комнатной температуре, а также при высоких температурах до 950 °С. Для глубокой горячей вытяжки в пресс встроена нагревательная камера. Маркетная подушка для горячей глубокой вытяжки, разработанная специально для данного применения, позволяет изготовлять сложные детали из титана с равномерной толщиной стенок за очень короткое время.

Пресс для горячей и холодной глубокой вытяжки будет в скором времени введен в эксплуатацию в НПО "Сатурн", при этом при более низкой температуре формовки возможно уменьшение толщины альфированного слоя, вследствие чего потребуется меньшая дополнительная обработка детали.

Инженер SCHULER Томас Бендель в своем докладе привел данные о повышении производительности механических ковочных прессов SCHULER от 12 до 20 % и увеличении срока службы штампов в результате применения технологии ServoDirekt. Новый высадочный пресс имеет два независимых сервопривода, которые позволяют свободно и плавно программировать процесс движения обоих ползунов при максимальной воспроизводимости процесса. Такая высокая способность адаптироваться к процессу позволяет достигать высокого качества деталей. Благодаря технологии ServoDirekt возможно, например, поддерживать постоянную скорость формовки и ограничивать степень растяжения. К тому же повышается энергоэффективность оборудования, так как отсутствуют муфта и тормозной механизм и связанные с ними потери.

Также Томас Бендель сделал доклад о применении универсальных многопрофильных винтовых прессов. Во всем мире большая часть компрессорных лопаток производится на винтовых прессах SCHULER и Müller Weingarten силой 2,5...400 МН. Благодаря новым системам управления стала возможной точная регулировка подачи энергии. Кроме этого, был сделан доклад о бесшаботных молотах и новых шаботных молотах компании SCHULER с линейными двигателями, в которых благодаря технологии ServoDirekt значительно снижается энергопотребление и отпадает необходимость постоянного технического обслуживания.

Доклад И.Н. Паламарь (Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева) был посвящен разработке системы автоматического анализа изображений для исследования процессов пластической деформации.

В.Ю. Лавриненко (МГТУ им. Н.Э. Баумана) сделал сообщение о новых методах повышения эффективности работы ковочных и штамповочных молотов.

Выступление Вернера Бека, генерального директора фирмы FormTech (Германия) было посвящено горячей формовке титановых сплавов. Совершенствование производственных процессов позволяет уменьшить массу деталей и сэкономить затраты благодаря сокращенному времени цикла и снижению количества брака и отходов. При высокотемпературной обработке сплавов титана и алюминия в новых конструкциях уменьшаются шумоизлучение и образование структур гибридного типа. Были продемонстрированы результаты изготовления титановых полусфер с оптимальной толщиной стенок для сферических резервуаров, использующихся в авиационной и космической промышленности — например, топливных баков высокого давления или емкостей для хранения агрессивных жидкостей, таких как ракетное топливо гидразин. Компания FormTech имеет опыт изготовления сферических резервуаров диаметром 50...750 мм, при этом практически возможно изготовление резервуаров диаметром до 1420 мм.

Я.А. Соболев и В.Е. Харсеев (Университет машиностроения) представили участникам симпозиума усовершенствование технологии производства резервуаров высокого давления из титановых сплавов в условиях сверхпластичности, а также технологию реверсивной пневмотермической формовки ответственных деталей ракетно-космической техники.

Р.В. Сафиуллин (Институт проблем сверхпластичности металлов РАН) посвятил свой доклад изготовлению полых конструкций из листовых титановых сплавов.

Также были сделаны сообщения о вытяжном прессе тройного действия с силой прессования 26 МН компании SCHULER, применяемом для изготовления крупногабаритных листовых деталей, об установках гидроформовки трубчатых и листовых деталей в авиационно-космической промышленности.

В заключение симпозиума М.Л. Первов (Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева) рассказал о формовке труднодеформируемых металлов методами гранульной металлургии.

Успех мероприятия позволил концерну SCHULER и Университету машиностроения планировать проведение симпозиумов по новым машинам и технологиям для авиационно-космической промышленности на регулярной основе.

Следующее мероприятие — научно-технический форум "Schuler Forging" — пройдет в Университете машиностроения с 23 по 24 марта 2016 г.

Симон Шерренбахер,
Simon.Scherrenbacher@schulergroup.com

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 17.12.2015. Подписано в печать 02.02.2016. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.