ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 6 июнь 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.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.
ЛАРИН С.Н., 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.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
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

Болдырев Д.А., Попова Л.И., Сафронов Н.Н. Некоторые аспекты оптимизации технологии получения чугуна с вермикулярным графитом 3
Копаев Б.В., Андреева Л.П. Пластическая деформация паяного шва нахлесточного соединения 7

Кузнечно-штамповочное производство

Антонюк Ф.И., Калмыков В.В., Сорокина И.И. Формоизменение цилиндрических заготовок при холодной осадке на кривошипном и гидравлическом прессах 13
Хван А.Д., Хван Д.В., Воропаев А.А. Гидравлический пресс для штамповки с кручением 18
Кононов И.Ю., Аксенов Л.Б. Использование пластиковых штампов, изготовленных 3D-печатью, в обработке металлов давлением 22

Прокатно-волочильное производство

Панин В.Г., Панин Д.В. Особенности течения материалов при горячей раскатке колец с фланцевым профилем сечения 27

Материаловедение и новые материалы

Гадалов В.Н., Филонович А.В., Ворначева И.В., Рощупкин В.М. О методах получения порошковых материалов и быстрозакристаллизованных ультрадисперсных порошков. Обзор 31
Учеваткина Н.В., Овчинников В.В., Жданович О.А., Сбитнев А.Г. Остаточные напряжения в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 после ионной имплантации с большой дозой 41

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)

№ 6 June 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.
KUKHAR' V.D.
LAVRINENKO V.Yu.
LARIN S.N.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.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

Boldyrev D.A., Popova L.I., Safronov N.N. Some aspects of problem of optimization of vermicular graphite iron technology 3
Kopaev B.V., Andreeva L.P. Plastic deformation of soldered seam of lap joint 7

Forging and Stamping Production

Antonyuk F.I., Kalmykov V.V., Sorokina I.I. Forming of cylindrical workpieces in cold upsetting on crank and hydraulic presses 13
Khvan A.D., Khvan D.V., Voropaev A.A. Hydraulic press for torsion forming 18
Kononov I.Yu., Aksenov L.B. Plastic dies made by 3D-printing use in metal forming 22

Rolling and Drawing Production

Panin V.G., Panin D.V. Peculiarities of material flow at hot rolling of rings with flange section profile 27

Physical Metallurgy and New Materials

Gadalov V.N., Filonovich A.V., Varnacheva I.V., Roshchupkin V.M. Information about methods of obtaining of powder materials and quickly crystallized ultrafine powders. Review 31
Uchevatkina N.V., Ovchinnikov V.V., Zhdanovich O.A., Sbitnev A.G. Residual stresses in surface layer of titanium alloy VT6 after ionic implantation with large dose 41

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 669.131

Д.А. Болдырев, Л.И. Попова *(Тольяттинский государственный университет)*,
Н.Н. Сафронов *(Набережночелнинский институт Казанского (Приволжского) федерального университета)*

Некоторые аспекты проблемы оптимизации технологии получения чугуна с вермикулярным графитом

Анализ технологической схемы ковшевой обработки расплава чугуна "заливка сверху" показал нестабильность ее работы для получения чугуна с вермикулярным графитом (ЧВГ) при использовании малых навесок (<0,4 %) ФСМг-модификаторов. Показано, что достижение стабильных структурно-механических показателей в отливках из ЧВГ, полученного с использованием технологической схемы модифицирования в ковше "заливка сверху", обеспечивается оптимальными показателями расхода и состава легких ФСМг-лигатур.

Ключевые слова: чугун с вермикулярным графитом; ковшевое модифицирование; технологическая схема обработки расплава чугуна "заливка сверху".

Analysis of the technological scheme of ladle inoculation of cast iron melt "top casting" demonstrated the instability of its work to obtain of vermicular graphite iron using small portions (<0,4 %) FeSiMg-inoculants. It is shown that to achieve of stable structural and mechanical properties of vermicular graphite iron castings produced using the technological scheme of ladle inoculation of cast iron melt "top casting", ensures optimal characteristics of flow rate and composition of the light FeSiMg -ligatures.

Keywords: vermicular graphite iron; ladle inoculation; technological scheme of processing of cast iron melt "top casting".

Чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ) — разновидность чугунов с компактной формой графита, перспективный тип чугуна с вермикулярной (червеобразной) формой графита, сочетающий в себе высокие механические свойства при повышенной теплопроводности и демпфирующей способности (внутреннем трении). Эти факторы предопределяют его широкое применение как материала для отливок, в частности, для автомобилестроительной отрасли.

Для получения вермикулярной формы графита в чугуне необходимо модифицирование расплава модификаторами, содержащими магний и редкоземельные металлы (РЗМ). Для улучшения усвоения магния расплавом широко используют следующие магнийсодержащие лигатуры: Mg—Si—Fe, Mg—Ni, Mg—Cu, Mg—Ni—Cu и др. В настоящее время наибольшее применение получили модификаторы на основе системы Mg—Si—Fe с добавками РЗМ.

Разработано большое число способов ввода в расплав сфероидизирующих модификаторов [1], однако наиболее распространенные в мировой практике технологические способы получения чугунов с компактными формами графита легкими лигатурами базируются на ковшевом модифицировании.

В чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" проведена исследовательская работа по определению рациональной технологической схемы ковшевого модифицирования для получения чугунов с компактным графитом при использовании легкой лигатуры ФСМг5,5РЗМ6.

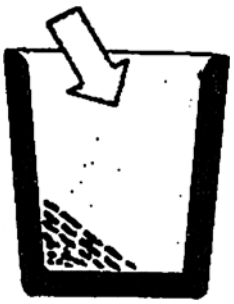


Рис. 1. Технологическая схема ковшевого сфероидизирующего модифицирования "заливка сверху" при получении чугунов с компактным графитом

Выходными параметрами служили такие показатели, как соотношение перлита и феррита в металлической основе чугуна отливки, количество шаровидного и вермикулярного графита, основные механические свойства ($\sigma_в$, δ, HB).

На основе большого массива статистических данных по сдаточным показателям чугуна в отливках установлено, что технологическая схема "заливка сверху" (рис. 1) нестабильна по причине неудовлетворительного объемного усвоения малой навески модификатора (⩽0,4 %): до окончания наполнения ковша расплавом чугуна из печи навеска размывается, выносится на поверхность расплава чугуна, и большая часть ее сгорает, не прореагировав с расплавом.

Проблема усвоения расплавом чугуна модификатора является актуальной, так как это отражается на качестве металла отливки и его себестоимости из-за высокой стоимости РЗМ-содержащего модификатора.

При исследовании процесса модифицирования расплава чугуна в чугунолитейном производстве ОАО "АВТОВАЗ" было изучено влияние температуры расплава чугуна, расхода модификатора, концентраций в нем Mg и РЗМ на его усвоение жидким металлом и др. Полученные закономерности свидетельствуют о том, что на процесс усвоения модификатора в первую очередь влияют температура обрабатываемого расплава чугуна и расход модификатора.

В отношении влияния содержания в модификаторе Mg и РЗМ получили экстремальную зависимость, позволяющую определить оптимальную концентрацию в нем указанных элементов. Исследованию подвергали ФСМг-модификаторы с содержанием магния 3...9 %. Установили, что оптимальное содержание Mg и РЗМ в ФСМг с точки зрения наилучшего его усвоения расплавом чугуна составляет 3...4 % и 1,5...2,5 % соответственно.

Результаты исследований легли в основу разработки усовершенствованной технологической схемы модифицирования расплава чугуна для получения марки ЧВГ40 в отливках 21214-1006015-70 "вал распределительный" на основе наиболее упрощенного способа ковшевого модифицирования "заливка сверху". В качестве модификатора использовали лигатуру ФСМг3,5РЗМ2 фракцией 4...32 мм с ковшевым расходом 0,59 %.

В предшествовавшей технологической схеме модифицирования расплава чугуна использовали лигатуру ФСМг5,5РЗМ6, содержащую повышенные количества магния (в ~1,5 раза) и РЗМ (в ~3 раза). Ковшевой расход этой лигатуры при идентичном фракционном составе составлял 0,36 %, что меньше предложенного альтернативного варианта в ~1,6 раза.

При этом усовершенствованная технологическая схема модифицирования расплава чугуна позволила повысить технологическую стабильность получения ЧВГ и экономическую эффективность ковшевой обработки способом "заливка сверху" несмотря на увеличенный расход модификатора. Указанный вывод объясняется тем, что вероятность размыва навески модификатора и его неполного усвоения расплавом чугуна значительно снизилась. Пониженное содержание основных элементов (магния и РЗМ) в модификаторе ФСМг3,5РЗМ2 по сравнению с ФСМг5,5РЗМ6 обусловливает уменьшение давления их насыщенных паров при температуре обработки расплава [2], что способствует более стабильному с уменьшенным пироэффектом усвоению модификатора расплавом чугуна. В результате применения усовершенствованной технологической схемы модифицирования расплава чугуна был снижен брак отливок по содержанию пластинчатого графита в структуре чугуна.

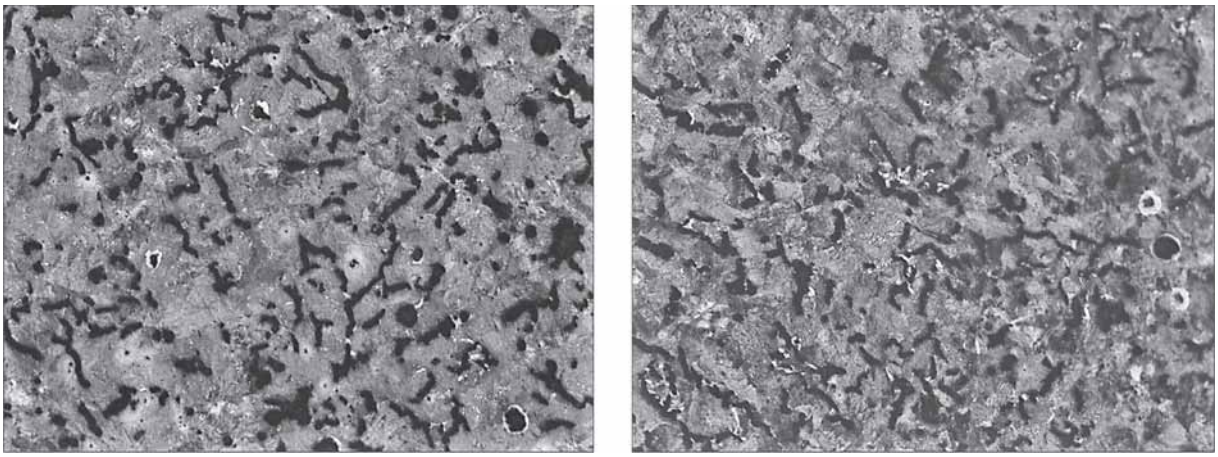
Отливки "вал распределительный", полученные по усовершенствованной технологической схеме модифицирования расплава чугуна, комплексно исследовали: микроструктуру чугуна в отливках анализировали по ГОСТ 3443—87 на световом металлографическом микроскопе EPITIP-2, испытание образцов чугуна из отливок на одноосное растяжение для определения вре-

менного сопротивления $\sigma_в$ и относительного удлинения δ проводили по ГОСТ 1497—84 с использованием испытательной разрывной машины фирмы Amsler, твердость металла по Бринеллю определяли по ГОСТ 9012—59 на твердомере ТШ 2-1.

Исследовали отливки, отобранные с первой (отливка № 1) и последней (отливка № 2) формы залитого ковша, а также произвольно отобранные от плавки (отливка № 3). На рис. 2—4 приведены микроструктуры чугуна трех отливок на 1-м и 8-м кулачках. Результаты исследований механических свойств чугуна, а также данные по металлической матрице и графитным включениям приведены в табл. 1.

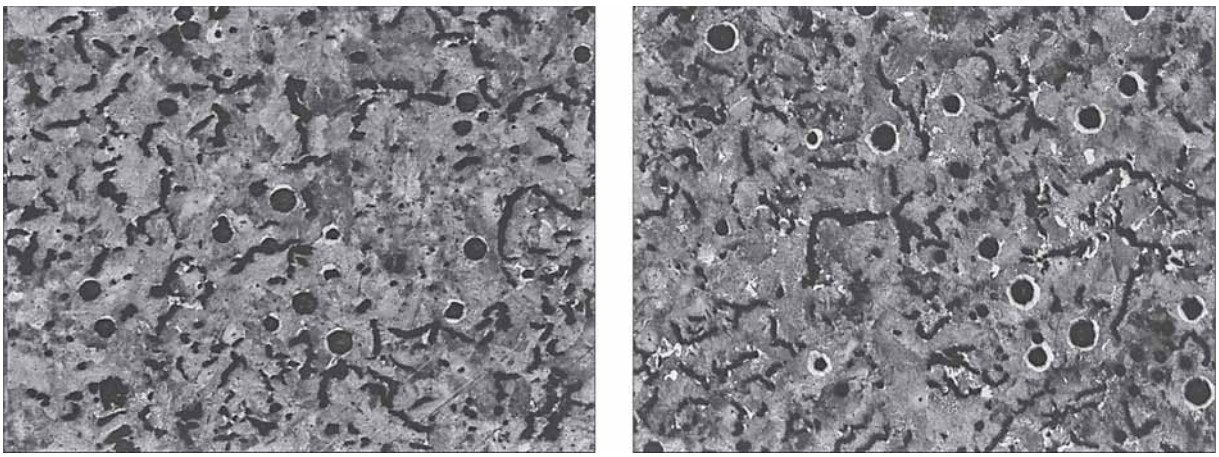
Анализ результатов исследований на соответствие чугуна опытных отливок "вал распределительный", полученных с использованием усовершенствованной технологической схемы модифицирования расплава чугуна, марке ЧВГ40, требованиям чертежа отливки и СТП 37.101.9778—2004 привел к следующим результатам. Химический состав ковшевых проб и образцов из отливок полностью соответствовал установленным требованиям (табл. 2).

Временное сопротивление $\sigma_в$ значительно превышает 400 МПа при относительном удлинении δ от 1 до 5 %. Твердость по Бринеллю НВ 5/750 соответствует требуемым значениям 210...270 НВ. Металлическая матрица представлена пластинчатым перлитом с небольшим количеством феррита (не более 10 % при верхнем допустимом уровне 20 %). При этом ни в одном образце цементит не обнаружен, хотя его присутствие регламентируется $\leqslant 1$ % в зоне сальника и $\leqslant 5$ % в кулачке. Графитные включения имеют вермикулярную и шарообразную форму при полном отсутствии пла-



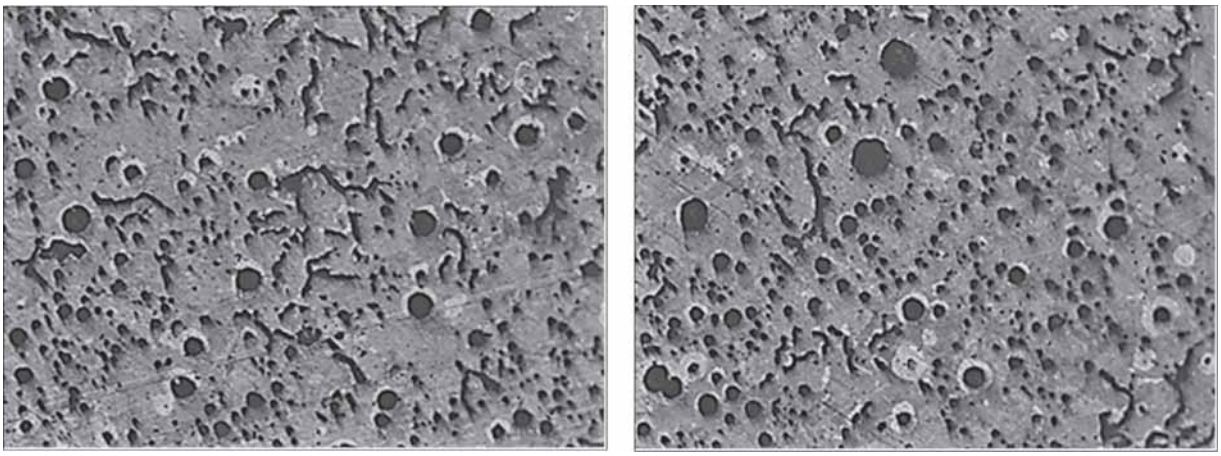
а) *б)*

Рис. 2. Микроструктуры 1-го (*а*) и 8-го (*б*) кулачков отливки № 1. ×100



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктуры 1-го (*а*) и 8-го (*б*) кулачков отливки № 2. ×100



а) *б*)

Рис. 4. Микроструктуры 1-го (*а*) и 8-го (*б*) кулачков отливки № 3. ×100

1. Результаты исследований механических свойств и микроструктуры чугуна опытных отливок "вал распределительный"

Номер		Механические свойства			Микроструктура				
					Металлическая основа — перлит пластинчатый		Графит		
отливки	кулачка	НВ 5/750	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Феррит	Цементит	ШГд45	ШГд25	ВГ
					%				
1	1	252	540	4,4	5	0	10	35	55
	8	241			5	0	5	30	45
2	1	248	491	5,6	8	0	10	50	40
	8	241			10	0	10	50	40
3	1	246	491	1,2	10	0	10	55	35
	8	248			5	0	10	50	40

2. Регламентируемый химический состав ковшевых проб/образцов из отливок, % мас.

C	Si	Mn	S	Cu	Mg
3,3...3,8/3,2...3,8	1,9...2,4/2,0...2,4	0,4...0,5	⩽0,01	0,45...0,55	Не регламентирован

стинчатой, содержание которой ограничивается ⩽15 %. Шаровидная форма графитных включений имеет преимущественный размер 25 мкм при их доле 30...55 %, что не превышает регламентируемое содержание (⩽ 70 %), а также более крупный размер 45 мкм в количестве, не превышающем регламентируемую границу (⩽ 20 %).

Таким образом, проведенный анализ качества модифицирования расплава чугуна по предлагаемому варианту свидетельствует о высоком уровне технологической стабильности и экономической эффективности получения ЧВГ со свойствами, значительно превышающими требуемые.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Трухов А.П., Маляров А.И.** Литейные сплавы и плавка: учебник для студентов вузов. М.: Академия, 2004. 336 с.

2. **Ерёмин В.В., Каргов С.И., Успенская И.А. и др.** Основы физической химии. Теория и задачи: учеб. пособие для вузов. М.: Экзамен, 2005. 480 с.

Денис Алексеевич Болдырев, д-р техн. наук,
DA.Boldyrev@vaz.ru;
Лариса Ивановна Попова, канд. физ.-мат. наук;
Николай Николаевич Сафронов, д-р техн. наук

УДК 621.791.3

Б.В. Копаев, Л.П. Андреева *(Московский государственный машиностроительный университет "МАМИ")*

Пластическая деформация паяного шва нахлесточного соединения

Экспериментально методом сеток изучена пластическая деформация сдвига в паяном шве нахлесточного соединения из низкоуглеродистой стали Ст3. Установлено, что распределение пластической деформации в паяном шве зависит от длины нахлестки. Полученные закономерности распределения пластической деформации наблюдаются в паяных соединениях толщиной (0,8 + 0,8), (4 + 4) и (0,8 + 4) мм.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь; паяное нахлесточное соединение; оловянный припой; метод сеток; деформация сдвига в шве; распределение пластической деформации.

Plastics shear deformation in soldered seam of lap joint from low-carbon steel St3 is studied experimentally by method of nets. It has been established that the distribution of plastic deformation in soldered seam depends on the length of the lap. The obtained regularities of plastic deformation distribution are observed in soldered joints (0,8 + 0,8), (4 + 4) and (0,8 + 4) mm thickness.

Keywords: low-carbon steel; soldered lap joint; tin solder; method of nets; shear deformation in seam; distribution of plastic deformation.

Напряженное состояние паяного нахлесточного соединения при нагружении растяжением в упругой области характеризуется концентрацией касательных напряжений по краям нахлестки (рис. 1) [1]. Максимальные касательные напряжения по краям нахлестки определяют по формуле [2]:

$$\tau_{max} = \tau_{ср} \frac{\alpha l_н \left(1 + ch\left(\alpha l_н\right)\right)}{2sh\left(\alpha l_н\right)}, \quad (1)$$

где

$$\alpha = \sqrt{2G/ES\delta}, \quad (2)$$

где G — модуль упругости припоя при сдвиге; E — модуль упругости паяемого металла при растяжении; S — толщина паяемого металла; δ — толщина паяного шва.

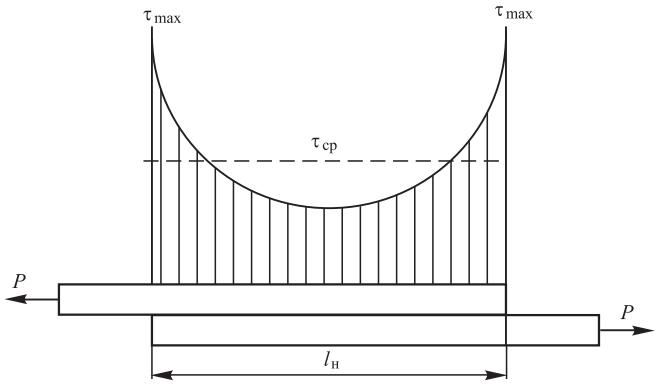


Рис. 1. Схема распределения касательных напряжений по длине нахлестки:

P — растягивающая сила; τ_{max}, $\tau_{ср}$ — максимальное и среднее напряжения; $l_н$ — длина нахлестки

Степень концентрации напряжений определяется коэффициентом

$$\beta = \tau_{max}/\tau_{ср} = \frac{\alpha l_н \left(1 + ch\left(\alpha l_н\right)\right)}{2sh\left(\alpha l_н\right)}. \quad (3)$$

Нагружение нахлесточных соединений до появления пластической деформации в паяном шве сопровождается снижением напряжений по краям нахлестки и выравниванием эпюры напряжений по ее длине [1].

Таким образом, пластическая деформация оказывает влияние на распределение касательных напряжений в паяном шве нахлесточного соединения. Однако неизвестно, как распределяется и развивается пластическая деформация в паяном шве нахлесточного соединения под действием нагрузки. Поэтому были проведены исследования по данному вопросу.

В качестве припоя использовали олово, характеризующееся высокой пластичностью среди других типовых припоев [2]. Высокая пластичность олова позволяет получить в паяном шве высокий уровень пластической деформации, что не требует для ее измерения высокочувствительных измерительных средств, повышая этим достоверность результатов. Чем меньше пластичность припоя, тем

выше должна быть чувствительность средства измерения. В качестве основного металла использовали углеродистую сталь марки Ст3.

Легкоплавкие припои, к которым относится и олово, используют на практике для пайки различных типов стали, в том числе и углеродистых [2, 3]. Для пайки использовали флюс в виде 50%-ного водного раствора хлористого цинка $ZnCl_2$. Пайку осуществляли по предварительно облуженным поверхностям, что обеспечивало стабильность качества пайки (отсутствие непропаев) и толщины паяного шва. Пайку образцов выполняли с вариацией длины нахлестки при следующих сочетаниях толщин паяемого металла: (0,8 + 0,8), (4 + 4) и (0,8 + 4) мм.

Величину и распределение пластической деформации в паяном шве определяли методом сеток. Для этого боковую поверхность соединения полировали и наносили сетку тонкой чертилкой с номинальным шагом 0,25; 0,5 и 1 мм в зависимости от длины нахлестки (рис. 2).

Реальный шаг между рисками в пределах каждой ячейки сетки отличается от номинального из-за погрешности перемещения подвижной линейки, с помощью которой наносится сетка. Поэтому до нагружения образца длины всех ячеек Δ_0 (расстояния между рисками сетки) измеряли не менее 3 раз и за результат брали среднее значение. Измерение выполняли на микроскопе БМИ-1Ц с цифровым отчетом результата через 1 мкм.

При нагружении образца до пластической деформации паяного шва детали смещаются друг относительно друга, что приводит к смещению рисок сетки на величину δ по всей длине нахлестки (паяного шва). Таким образом, смещение рисок сетки характеризует абсолютную пластическую деформацию паяного шва.

Для нахлесточного соединения помимо абсолютной нахлестки используется относительная нахлестка в виде отношения абсолютной нахлестки к толщине паяемой детали.

На рис. 2, *а* показано распределение смещений рисок сетки δ (пластической деформации шва) после нагружения по длине нахлестки $l_н$ = 8 мм для соединения из низкоуглеродистой стали толщиной 0,8 мм. Деформация получена при среднем напряжении по площади нахлестки $\tau_{ср}$ = 16 МПа, что составило 57 % от разрушающего напряжения. Как видно из

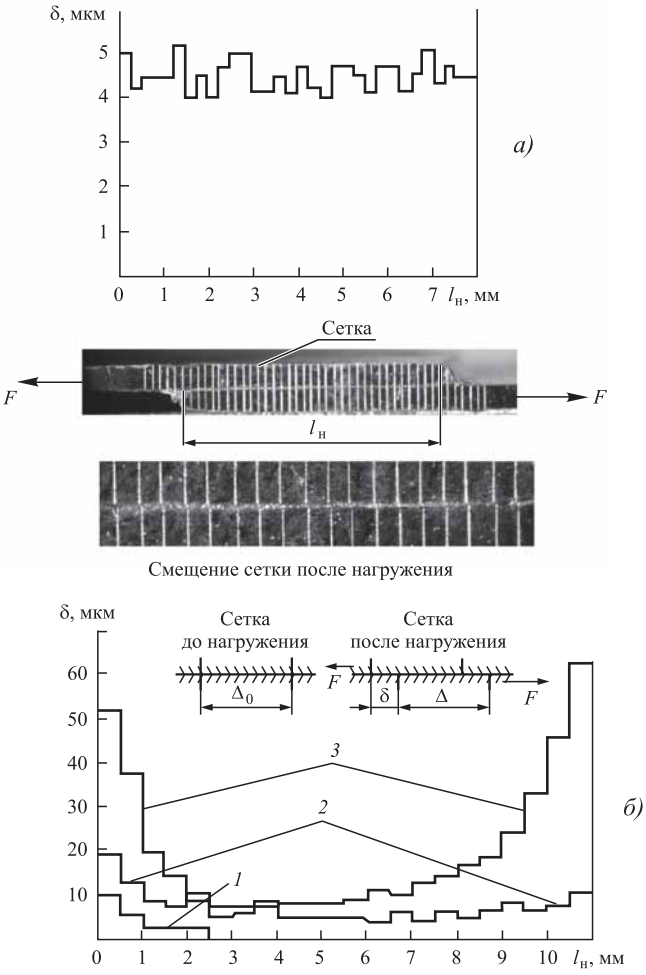


Рис. 2. Распределение пластической деформации в паяном шве нахлесточного соединения из низкоуглеродистой стали толщиной 0,8 мм при относительной нахлестке 10 (*а*) и 13,75 (*б*):

Δ_0, Δ — шаг сетки до и после деформации; δ — смещение сетки после деформации; *а* — $\tau_{ср}$ = 16 МПа; *б* — *1* — $\tau_{ср}$ = = 14,4 МПа; *2* — $\tau_{ср}$ = 15,8 МПа; *3* — $\tau_{ср}$ = 17,7 МПа

рис. 2, *а*, распределение пластической деформации в паяном шве по длине нахлестки является практически однородным (постоянным). При этом начальные значения шага Δ_0 между рисками сетки после нагружения оставались неизменными по всей длине нахлестки, что свидетельствовало об отсутствии пластической деформации в самих деталях. С ростом нагрузки смещение δ увеличивается, сохраняя равномерность распределения по длине нахлестки.

Подобное равномерное распределение пластической деформации в паяном шве для данного материала и толщины наблюдается при абсолютной нахлестке не более 8 мм.

Абсолютная пластическая деформация сдвига в шве составляла 19...25 мкм. При дан-

ной деформации микротрещин в шве не обнаружено.

Противоположная картина наблюдается на рис. 2, *б* при той же толщине деталей 0,8 мм, но относительной нахлестке 13,75: смещение δ рисок в шве имеет четко выраженные максимумы по краям нахлестки, т.е. в данном случае возникает концентрация пластической деформации по краям нахлестки.

Начинается пластическая деформация в шве с краев нахлестки при средних напряжениях $\tau_{ср}$ = 14,4 МПа, составляющих 66 % от разрушающих напряжений (кривая *1* на рис. 2, *б*). При этом в центральной области нахлестки смещение рисок сетки и, следовательно, пластическая деформация шва отсутствуют. С ростом нагрузки пластическая деформация в шве нарастает по краям нахлестки и незначительно развивается в ее центральной части. Для кривой *3* на рис. 2, *б* средние напряжения составляют $\tau_{ср}$ = 17,7 МПа, т.е. 81 % от разрушающих напряжений. Данное напряженное состояние является предразрушающим, так как по результатам опыта оно характеризуется появлением начальных трещин по краям нахлестки, т.е. в тех местах, где создается концентрация пластической деформации.

Таким образом, концентрация пластической деформации является важным фактором в напряженном состоянии нахлесточного соединения, так как, усиливаясь с ростом нагрузки, приводит к исчерпанию пластичности металла шва и к его последующему разрушению.

Проявление концентрации пластической деформации по краям нахлестки можно обосновать следующим образом.

С ростом нахлестки (см. рис. 2, *б*) увеличивается несущая способность соединения, т.е. его способность воспринимать без разрушения более высокие нагрузки. Если под действием повышенной растягивающей силы в деталях создаются напряжения, близкие к пределу текучести материала, то это приводит к пластической деформации материала деталей в краевых областях нахлестки, поскольку в данных областях растягивающие силы пока мало ослаблены за счет их "перехода" через паяный шов в противоположные детали.

Для случая на рис. 2, *б* установлено, что в краевых областях нахлестки расстояния между рисками сетки, находящимися на деталях, после приложения нагрузки увеличились по сравнению с начальными размерами. Это свидетельствует об образовании пластической деформации в деталях по краям нахлестки, абсолютное значение которой определяется выражением:

$$\varepsilon = \Delta - \Delta_0. \quad (4)$$

Пластическая деформация растяжения деталей, протекающая в краевых частях нахлестки, складывается по направлению с пластической деформацией сдвига в шве, увеличивая этим смещение δ рисок сетки в шве по краям нахлестки по сравнению с ее средней областью.

Для подтверждения данного факта проведено количественное определение пластической деформации в деталях для случая кривой *3* на рис. 2, *б*. На рис. 3, *а*, *б* показано распределение абсолютной пластической деформации ε в верхней и нижней деталях. На удалении от краев нахлестки пластическая деформация в деталях имеет знакопеременный характер, что означает отсутствие деформации одного

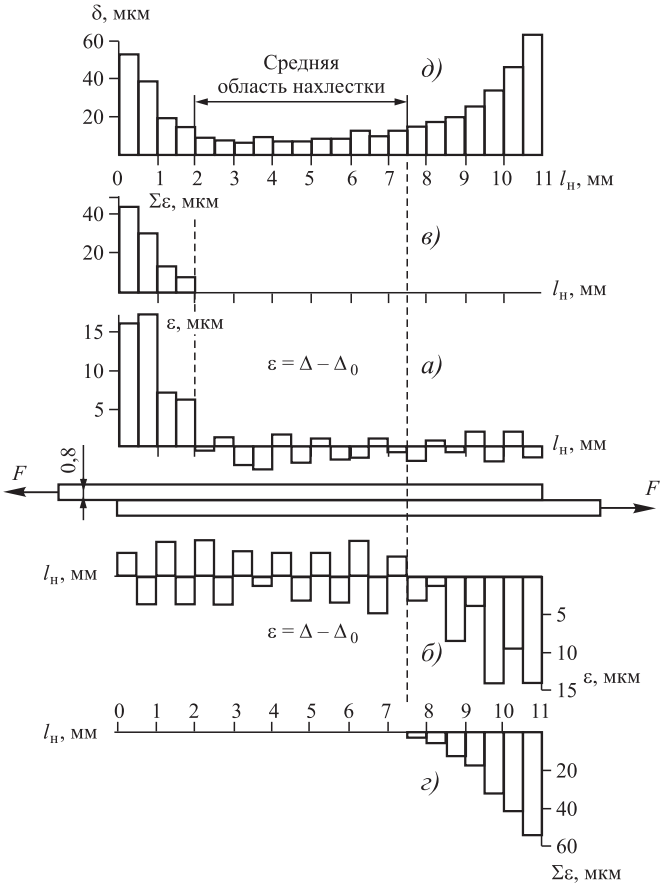


Рис. 3. Распределение по длине нахлестки смещения сетки в шве δ, абсолютной ε и накопленной Σε пластической деформации в деталях (кривая *3* на рис. 2, *б*)

направления, а разнознаковая деформация связана с погрешностями измерения Δ и Δ_0. И только в краевых частях нахлестки пластическая деформация в деталях приобретает устойчивый положительный знак (растяжение). Данная пластическая деформация накапливается в деталях в направлении от средней части нахлестки к ее краям, обусловливая этим дополнительное смещение δ рисок сетки в шве в указанном направлении. На рис. 3, *в*, *г* показано распределение накопленной пластической деформации $\Sigma\varepsilon$ в деталях в краевых частях нахлестки.

На рис. 3, *д* выделена средняя область, в которой по результатам измерения отсутствовала пластическая деформация в деталях, а смещение δ рисок сетки в шве обусловливалось только пластической деформацией сдвига деталей по паяному шву. В данной области среднее смещение $\delta_{ср}$ рисок сетки в шве (пластическая деформация в шве) составило 9,2 мкм.

Максимальные значения накопленной пластической деформации в деталях составляют (см. рис. 3, *в*, *г*): слева $\Sigma\varepsilon_{max}$ = 44 мкм, справа $\Sigma\varepsilon_{max}$ = 54 мкм. Суммирование $\delta_{ср}$ с максимальными значениями $\Sigma\varepsilon_{max}$ дает максимальные расчетные значения смещений $\delta_{max}^{рас}$ по краям нахлестки: слева $\delta_{max}^{рас}$ = 9,2 + 44 = = 53,2 мкм, справа $\delta_{max}^{рас}$ = 9,2 + 54 = 63,2 мкм. Расчетные значения $\delta_{max}^{рас}$ слева и справа хорошо соответствуют опытным значениям на рис. 3, *д*.

Таким образом, полученные результаты подтверждают предположение о том, что увеличение смещения δ рисок сетки в шве в краевых частях нахлестки, т.е. явление концентрации пластической деформации, обусловлено пластической деформацией материала деталей в указанных местах.

Пластическая деформация деталей определяется растягивающей силой и пределом текучести стали. Исследованные паяные соединения были выполнены из низкоуглеродистой стали толщиной 0,8 мм с найденным экспериментально пределом текучести $\sigma_{0,2}$ = = 206 МПа. При данном пределе текучести стали отмечаются 5—6-кратное увеличение смещения δ рисок сетки в краевых частях нахлестки и появление микротрещин (см. рис. 2, *б*) при сравнительно небольшом возрастании средних касательных напряжений в паяном шве (от 14,4 до 17,7 МПа, т.е. на 22,9 %). Из предыдущего рассмотрения следует, что повышенное смещение δ рисок сетки в шве по краям нахлестки по сравнению с ее средней областью определяется в основном пластической деформацией деталей. Следовательно, кривая *3* на рис. 2, *б* получена при нахождении стали по краям нахлестки в состоянии интенсивной пластической деформации, что соответствует состоянию текучести.

Если бы предел текучести стали был более высоким, то при данной нагрузке в деталях не было бы пластической деформации. Тогда в краевых частях нахлестки смещение δ рисок сетки в шве (пластическая деформация шва) было бы на уровне средней области нахлестки (см. рис. 3, *д*), т.е. деформация имеет равномерное распределение, как на рис. 2, *а*, но при двукратно меньшем уровне. При этом можно увеличить нагрузочную силу до величины, при которой пластическая деформация в шве (смещение δ рисок сетки) достигнет уровня, как на рис. 2, *а*, без риска образования в шве микротрещин.

В углеродистых сталях предел текучести повышается с увеличением содержания углерода. Например, предел текучести стали 40 составляет $\sigma_{0,2}$ = 380 МПа, что в 1,8 раза больше чем у исследованной стали. В паяном соединении из такой стали при нахлестке 11 мм возможно равномерное распределение пластической деформации в шве без ее концентрации по краям нахлестки.

Подобное исследование было выполнено на паяных соединениях из низкоуглеродистой стали марки Ст3 толщиной (4 + 4) и (0,8 + 4) мм (рис. 4, 5). Характер распределения пластической деформации в паяном шве в зависимости от длины нахлестки подобен распределению в соединениях (0,8 + 0,8) мм.

В соединениях толщиной (4 + 4) мм (см. рис. 4) заметно уменьшение относительной нахлестки (до 7,5), при которой распределение пластической деформации в шве имеет равномерный характер. При относительной нахлестке 13 наблюдается повышенная концентрация пластической деформации по краям нахлестки от ее начального появления до предразрушающего состояния. При этом несколько снижается уровень предразрушаю-

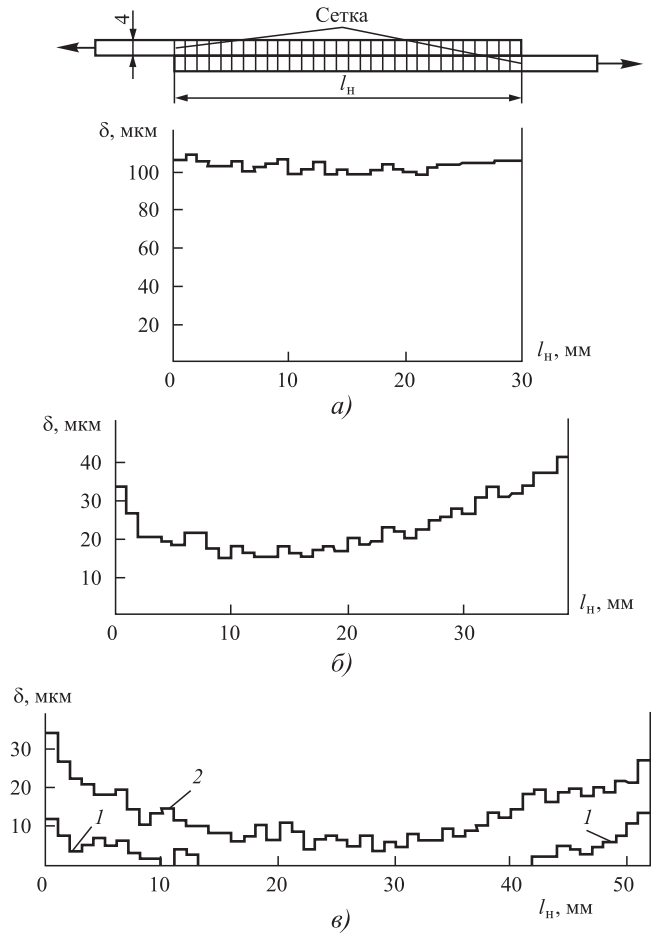


Рис. 4. Распределение по длине нахлестки смещения сетки δ (пластической деформации) в паяном шве при относительных нахлестках 7,5 (*а*), 9,75 (*б*) и 13 (*в*):

а — $\tau_{ср}$ = 19,6 МПа; *б* — $\tau_{ср}$ = 16 МПа; *в* — *1* — начало деформации, $\tau_{ср}$ = 12,5 МПа; *2* — предразрушающее состояние, $\tau_{ср}$ = 13,4 МПа

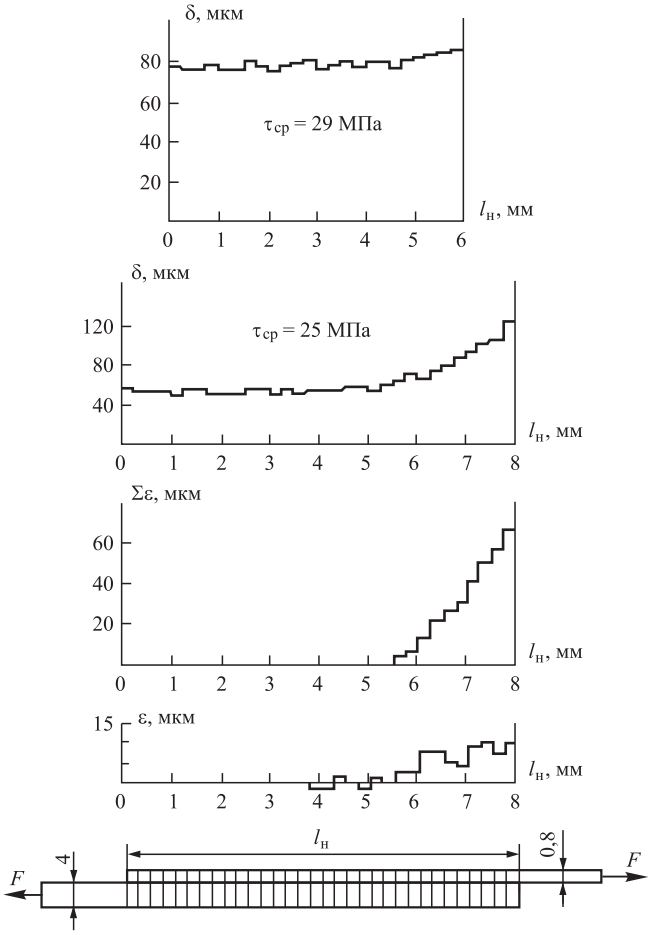


Рис. 5. Распределение по длине нахлестки смещения сетки в шве δ, абсолютной ε и накопленной Σε пластической деформации в деталях в паяном разнотолщинном соединении

щей пластической деформации по краям нахлестки по сравнению с толщиной (0,8 + 0,8) мм. В нахлесточных соединениях кроме касательных образуются отрывающие нормальные напряжения по краям нахлестки [2]. С ростом толщины деталей они усиливаются, вызывая более раннее разрушение соединения.

В разнотолщинном паяном соединении равномерное распределение пластической деформации в шве наблюдается при абсолютной нахлестке до 6 мм, что также меньше по сравнению с толщиной (0,8 + 0,8) мм. При большей нахлестке происходит концентрация пластической деформации в краевой области со стороны нагруженной части тонкой детали. Со стороны нагруженной части толстой детали пластическая деформация в шве имеет равномерное распределение.

В данном случае толстая деталь при нагружении ведет себя как абсолютно твердое тело, т.е. пластически не деформируется, что не вызывает концентрации пластической деформации. Тонкая деталь из-за малой жесткости пластически деформируется в краевой области нахлестки, приобретая максимальную накопленную пластическую деформацию $\Sigma\varepsilon_{max}$ = 66 мкм. Средняя пластическая деформация сдвига в шве составляет $\delta_{ср}$ = 53,1 мкм. Суммирование двух данных деформаций дает максимальное расчетное смещение рисок сетки в шве по краям нахлестки $\delta_{max}^{рас}$ = 66 + 53,1 = 119,1 мкм, что соответствует опытному значению (112 мкм). Это еще раз подтверждает, что пластическая деформация деталей создает концентрацию пластической деформации в шве по краям нахлестки.

Выводы

1. В нахлесточных соединениях из низкоуглеродистой стали, паяных оловом, пластическая деформация сдвига в шве имеет равномерное распределение по его длине при относительных нахлестках не более 10 для толщины (0,8 + 0,8) мм и не более 7,5 для толщины (4 + 4) мм.

2. В разнотолщинных паяных соединениях толщиной (0,8 + 4) мм из низкоуглеродистой стали пластическая деформация сдвига в шве имеет равномерное распределение по его длине при абсолютной нахлестке не более 6 мм. При бóльших значениях нахлестки в паяных соединениях из низкоуглеродистой стали, паяных оловом, наблюдается концентрация пластической деформации сдвига в шве по краям нахлестки.

3. Концентрация пластической деформации сдвига в паяном шве по краям нахлестки вызывается пластической деформацией деталей в указанных областях и приводит к появлению в указанных местах микротрещин, обусловливающих последующее разрушение соединения.

4. Уменьшить концентрацию пластической деформации сдвига в паяном шве по краям нахлестки можно применением стали с более высоким пределом текучести, что позволит повысить жесткость детали и этим ограничить пластическую деформацию деталей в краевых участках нахлестки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Николаев Г.А., Куркин С.А., Винокуров В.А.** Сварные конструкции. Прочность сварных соединений и деформации конструкций: учеб. пособие. М.: Высш. школа, 1982. 272 с.

2. **Кузнецов О.А., Погалов А.И.** Прочность паянных соединений. М.: Машиностроение, 1987. 112 с.

3. **Справочник** по пайке / под ред. И.Е. Петрунина, 3-е изд. М.: Машиностроение-1, 2003. 480 с.

Борис Валентинович Копаев, канд. техн. наук;
Людмила Павловна Андреева, канд. техн. наук,
andree-va@mail.ru

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 621.7

Ф.И. Антонюк, В.В. Калмыков, И.И. Сорокина
(Калужский филиал Московского государственного технического университета имени Н.Э. Баумана)

Формоизменение цилиндрических заготовок при холодной осадке на кривошипном и гидравлическом прессах

На основе регрессионного и дисперсионного анализов результатов многофакторных экспериментов исследовано влияние скорости деформирования на бочкообразность цилиндрических заготовок при их холодной осадке на гидравлическом и кривошипном прессах. Учтено также влияние на бочкообразность осаженных поковок их относительной высоты, степени деформации исходных заготовок и условий контактного трения. Определено, что эффект повышения скорости деформирования для уменьшения бочкообразности поковок возрастает с увеличением их относительной высоты.

Ключевые слова: холодная осадка; степень деформации; скорость деформирования; бочкообразность.

The effect of strain rate on the barreling of cylindrical workpieces at their cold upsetting on the hydraulic and crank presses is studied based on the regression and dispersive analyses of multivariate experiments. Also effect on barreling the upset forgings factors such as their height, the degree of deformation of the original pieces and the conditions of contact friction. It is determined that the effect of raising the strain rate to minimize of barreling of forgings increases with increase in their height.

Keywords: cold upsetting; degree of deformation; strain rate; barreling.

Введение. Осадка исходных цилиндрических заготовок является одним из наиболее распространенных способов уменьшения их высоты и увеличения диаметра перед основной формоизменяющей операцией холодной объемной штамповки. В зависимости от ее особенностей к осаженным заготовкам предъявляют различные требования к точности их размеров и погрешностям формы [1]. К последним относится такой показатель формоизменения осаживаемого цилиндра, как бочкообразность его боковой поверхности, возникающая вследствие действия сил трения на торцовых поверхностях.

Явление бочкообразования на теоретическом и экспериментальном уровнях достаточно полно изучено для условий горячей деформации. Наиболее обширные исследования осадки цилиндрических заготовок при наличии сухого трения выполнены Я.Н. Охрименко [2]. Он определил влияние относительной высоты исходных заготовок и степени их деформации на бочкообразность осаженных поковок. Для указанных граничных условий трения установлено, что у высоких образцов $\left(\frac{d}{h} \leqslant 0,5\right)$ максимум бочкообразности наблюдается при большой степени деформации (ε = 0,55), а у относительно низких образцов $\left(\frac{d}{h} \leqslant 4,0\right)$ — при малой (ε = 0,25). При этом бочкообразность высоких образцов более чем в 3 раза превышает аналогичный показатель у низких образцов [2].

Известно, что бочкообразование при холодной осадке в отличие от горячей сопровождается не только деформационным упрочнением

материала осаживаемых заготовок, но и его влиянием на коэффициент контактного трения, который зависит также от удельных сил на контактных поверхностях [3].

Новейшие исследования формоизменения цилиндрических заготовок при осадке выполнил А.Л. Воронцов [4]. Автор анализировал бочкообразность с учетом различных граничных условий, в том числе отвечающих холодной деформации. Он предложил математические зависимости для описания формы боковой поверхности осаживаемых цилиндрических заготовок. Однако в работе [4] не учтен такой важный технологический фактор, как скорость деформирования.

Обе цитируемые работы раскрывают механизм бочкообразования и устанавливают зависимость бочкообразности от относительной высоты осаживаемых заготовок, степени их деформации и условий трения. Последний фактор, как известно, зависит не только от эффективности смазывающего материала, который при холодной осадке цветных сплавов в некоторых случаях может отсутствовать.

К условиям деформирования, влияющим на граничные условия трения, относится также скорость деформирования [3]. В производстве возможно выполнение не только осадки, но и других формоизменяющих операций на кривошипных и гидравлических прессах с различной по величине скоростью деформирования. Однако влияние этого важного технологического фактора на формоизменение осаживаемых заготовок не нашло отражения в специальной справочной литературе [1].

Цель работы заключалась в исследовании влияния скорости деформирования на бочкообразность цилиндрических заготовок при холодной осадке на кривошипном (КП) и гидравлическом (ГП) прессах.

Методика исследования. При выборе методики исследования исходили из того, что скорость деформирования находится в сложной взаимосвязи со скоростью деформации, напряжением текучести упрочняемого материала, температурным эффектом пластической деформации и вследствие этого с коэффициентом контактного трения. Попытки описания с использованием теоретических методов сложного взаимодействия различных факторов в практических целях представляются нерациональными.

Для выявления степени и характера влияния большого числа факторов и их взаимодействия на бочкообразность осаживаемых поковок наиболее целесообразно использовать многофакторные эксперименты, а для интерпретации их результатов применять регрессионный и дисперсионный анализы.

В полном факторном эксперименте (ПФЭ 2^4) исследовали влияние на отклик — относительную бочкообразность (далее — бочкообразность) осаженных поковок θ — четырех факторов: их относительной высоты $\frac{d}{h}$, степени деформации исходных заготовок ε, коэффициента контактного трения μ, а также скорости деформирования v в зависимости от типа применяемого пресса.

Все факторы в эксперименте устанавливали на двух уровнях. Уровни факторов в натуральном и нормализованном масштабах приведены в табл. 1.

Исходные заготовки из алюминиевого сплава АД31 после их осадки с различной степенью деформации имели следующие размеры: ∅30×10 мм $\left(\frac{d}{h}=3,0\right)$ и ∅30×20 мм $\left(\frac{d}{h}=1,5\right)$. Первые могут быть условно отнесены к низким, вторые — к относительно высоким [1].

Нижний уровень фактора ε соответствовал степени деформации, присущей калибровке (0,1), а верхний — средней степени деформации осадки (0,36).

В качестве смазывающего материала применяли животный жир. При осадке со смазкой принято, что коэффициент контактного трения μ = 0,1, а без применения смазки μ = 0,3 [1]. Осадку выполняли на кривошипном и гидравлическом прессах. Применяли гидравлический пресс модели П481А с номинальной

1. Факторы и их уровни в натуральном и нормализованном масштабах

Факторы	Уровни факторов			Δx_i
	−1	0	+1	
$x_1(\varepsilon)$	0,1	0,23	0,36	0,13
$x_2\left(\frac{d}{h}\right)$	1,5	2,25	3,0	0,75
$x_3(\mu)$	0,1	0,2	0,3	0,1
$x_4(v)$, мм/с	4 (ГП)	102	200 (КП)	0,98

силой 400 кН. Скорость деформирования при осадке на нем соответствовала 4 мм/с. Кривошипный пресс КД2124 с номинальной силой 250 кН, числом ходов в минуту 120, ходом ползуна 65 мм обеспечивал при осадке с учетом различной степени деформации исходных заготовок среднюю скорость деформирования 200 мм/с [5].

План ПФЭ 2^4 и результаты его обработки в виде средних значений относительной бочкообразности θ представлены в табл. 2. Все опыты в эксперименте дублировали равномерно (n = 4), что обеспечило высокую точность определения коэффициентов регрессионного анализа при большом числе статистических степеней свободы (f = 48) [6]. Обработку результатов эксперимента для получения уравнений регрессионного анализа выполняли по известной методике [6], которую дополнили дисперсионным анализом для более объективной оценки влияния исследуемых факторов на бочкообразность поковок [7].

В полученных уравнениях регрессионного анализа коэффициенты регрессии отражают степень (силу) влияния факторов и эффектов их взаимодействия на отклик — бочкообразность изготовленных осадкой поковок. Знаки перед соответствующими коэффициентами регрессии отражают характер такого влияния при переходе фактора или взаимодействия факторов с нижнего на верхний уровень.

Свободный коэффициент в уравнениях регрессионного анализа по определению численно равен отклику при условии, что все факторы установлены на так называемом нулевом уровне (см. табл. 1). Такое свойство регрессионных моделей значительно расширяет возможности анализа результатов эксперимента [7].

2. План ПФЭ 2^4 и его результаты

$\varepsilon(x_1)$	$\frac{d}{h}(x_2)$	$\mu(x_3)$	$v(x_4)$, мм/с	$y(\theta, \%)$	$v(x_4)$, мм/с	$y(\theta, \%)$
			КП		ГП	
0,36	3,0	0,3	200	6,512	4	18,854
0,1				0,994		2,907
0,36	1,5			6,823		16,576
0,1				2,51		3,599
0,36	3,0	0,1		3,70		4,67
0,1				0,278		2,009
0,36	1,5			2,094		8,737
0,1				0,215		1,644

Дисперсионный анализ результатов ПФЭ позволяет определить вклад того или иного фактора или эффекта взаимодействия факторов в общую дисперсию отклика [7].

Обсуждение результатов исследования. Основываясь на результатах ПФЭ 2^4, представленных в табл. 2, получены следующие математические модели, связывающие бочкообразность поковок θ с исследуемыми факторами при выполнении осадки с различными скоростями деформирования на гидравлическом и кривошипном прессах:

$$(\text{ГП})\quad y(\theta) = 6,54 + 4,06\varepsilon - 1,22\frac{d}{h} + 2,29\mu - 1,21\varepsilon\frac{d}{h} + 1,32\varepsilon\mu; \tag{1}$$

$$(\text{КП})\quad y(\theta) = 3,64 + 2,32\varepsilon - 0,2\frac{d}{h} + 1,9\mu + 0,92\varepsilon\frac{d}{h} + 0,74\varepsilon\mu. \tag{2}$$

Сравнивая (1) и (2), из соотношения свободных коэффициентов $\left(\frac{6,54}{3,64} = 1,8\right)$ видно, что если все факторы в эксперименте установлены на нулевом уровне $\left(\varepsilon = 0,23;\ \frac{d}{h} = 2,25;\ \mu = 0,2\right)$, то коэффициент 1,8 характеризует соотношение бочкообразности поковки с указанными параметрами при ее осадке на гидравлическом и кривошипном прессах со скоростями деформирования, указанными в табл. 2.

Вместе с тем анализ (1) и (2) показал, что увеличение скорости деформирования приводит к изменению силы влияния факторов на отклик (θ). Так, из (1) следует, что при осадке на гидравлическом прессе наиболее сильное влияние на бочкообразность оказывает степень деформации исходных заготовок ε. Ее влияние на отклик в 1,72 раза сильнее влияния условий трения (μ). В то же время при осадке на кривошипном прессе сила влияния фактора ε только в 1,2 раза сильнее влияния на отклик условий трения (μ).

Дисперсионный анализ результатов эксперимента также подтверждает отмеченные различия. В частности, если при осадке на гидравлическом прессе вклад степени деформации ε в дисперсию отклика (θ, %) составляет

62 %, а фактора трения μ 20 %, то при осадке на кривошипном прессе вклад степени деформации уменьшается до 50 %, а вклад фактора трения в дисперсию отклика возрастает до 33 %. Это свидетельствует о том, что повышение скорости деформирования при осадке на кривошипном прессе изменяет прежде всего условия контактного трения.

Так как условия трения определяются сложным взаимозависимым влиянием коэффициента контактного трения и скорости деформирования, рассмотрим отдельно влияние каждого из этих факторов на бочкообразность.

Вначале сравним бочкообразность при осадке поковок на гидравлическом и кривошипном прессах без применения смазочного материала, когда коэффициент контактного трения обычно принимают равным 0,3 [1]:

$$(\text{ГП})\quad y(\theta) = 8,83 + 5,83\varepsilon - 1,25\frac{d}{h} - 1,11\varepsilon\frac{d}{h}; \quad (3)$$

$$(\text{КП})\quad y(\theta) = 5,54 + 3,06\varepsilon - 0,65\frac{d}{h} + 1,27\varepsilon\frac{d}{h}. \quad (4)$$

Из соотношения свободных коэффициентов в (3) и (4) $\left(\frac{8,83}{5,54} = 1,6\right)$ видно, что при отсутствии смазочного материала только в результате увеличения скорости деформирования от 4 до 200 мм/с бочкообразность поковки с нулевыми уровнями факторов $\left(\varepsilon = 0,23;\ \frac{d}{h} = 2,25\right)$ уменьшается в 1,6 раза.

Из анализа (3) следует, что при осадке без смазочного материала на гидравлическом прессе доминирующее влияние на отклик (θ) оказывает степень деформации исходных заготовок ε, влияние которой в 4,46 раза сильнее влияния относительной высоты поковки $\frac{d}{h}$ и более чем в 5 раз сильнее эффекта взаимодействия этих факторов. Напротив, при осадке без смазочного материала на кривошипном прессе с высокой скоростью деформирования (4) по сравнению с низкой скоростью деформирования на гидравлическом прессе уменьшается влияние степени деформации на отклик. Такое влияние в 2 раза сильнее влияния эффекта взаимодействия факторов ε и $\frac{d}{h}$.

Если осадка заготовок выполняется с применением смазочного материала (μ = 0,1), то уравнения регрессионного анализа имеют вид:

$$(\text{ГП})\quad y(\theta) = 4,25 + 2,74\varepsilon - 1,18\frac{d}{h} - 1,32\varepsilon\frac{d}{h}; \quad (5)$$

$$(\text{КП})\quad y(\theta) = 1,75 + 1,58\varepsilon - 0,69\frac{d}{h} + 0,57\varepsilon\frac{d}{h}. \quad (6)$$

Сравнивая (5) и (6), можно заметить, что при использовании смазочного материала показатель соотношения бочкообразности поковок с нулевым фактором, осаживаемых на гидравлическом и кривошипном прессах, составляет 2,4 $\left(\frac{4,25}{1,75}\right)$. Таким образом, этот показатель в 1,5 раза больше по сравнению с осадкой без применения смазочного материала.

Эффективность увеличения скорости деформирования на изменение условия контактного трения иллюстрирует сравнительный анализ изменения бочкообразности поковок, штампуемых на прессах одного типа с применением смазки и без нее.

Сравнивая (3) и (5) — осадку поковок на гидравлическом прессе со смазкой и без нее по величине свободных коэффициентов $\left(\frac{8,83}{4,25} = 2,07\right)$, можно заключить, что применением смазки можно уменьшить бочкообразность поковки с параметрами нулевого уровня в 2 раза.

В то же время, как следует из (4) и (6), при осадке аналогичной поковки на кривошипном прессе в результате использования смазки соответствующее уменьшение бочкообразности составляет 3,16 раза.

Таким образом, эффект увеличения скорости деформирования усиливается при применении смазочного материала.

В уравнениях регрессионного анализа (3)—(6) присутствуют значительные по величине коэффициенты, отражающие эффекты совместного влияния фактора относительной высоты поковок $\frac{d}{h}$ с факторами ε и μ. Это указывает на целесообразность анализа влияния скорости деформирования на бочкообразность относительно высоких и относительно низких поковок.

В частности, используя данные табл. 2, для высоких поковок $\left(\frac{d}{h} = 1,5\right)$ получено следующее уравнение регрессионного анализа:

$$y(\theta) = 5,27 + 3,28\varepsilon + 2,1\mu - \\ -2,36v + 1,04\varepsilon\mu - 1,73\varepsilon v. \quad (7)$$

Подобное уравнение для относительно низких поковок $\left(\frac{d}{h} = 3,0\right)$ имеет вид:

$$y(\theta) = 4,11 + 2,57\varepsilon + 1,45\mu - 1,24v + 1,05\varepsilon\mu. \quad (8)$$

Регрессионный анализ (7) показывает, что при осадке высоких поковок наиболее сильное влияние на их бочкообразность оказывает степень деформации исходных заготовок. Влияние этого фактора в 1,6 раза сильнее влияния коэффициента трения μ и в 1,39 раза сильнее влияния скорости деформирования v.

При осадке относительно низких поковок (8) влияние степени деформации на отклик (θ) по сравнению с высокими поковками заметно сильнее. Ее влияние в 1,8 раза сильнее фактора трения μ и в 2,1 раза — влияния скорости деформирования v.

Дисперсионный анализ (7) и (8) свидетельствует, что если при осадке низких поковок вклад фактора степени деформации ε в дисперсию отклика (θ) составляет 55 %, то при осадке высоких поковок — 43 %. При этом, если вклад скорости деформирования v в дисперсию отклика (θ) высоких поковок составляет 22 %, то при осадке низких поковок он почти в 2 раза меньше — 12 %. Отсюда можно сделать вывод, что эффект повышения скорости деформирования для уменьшения бочкообразности осаживаемых поковок зависит от их относительной высоты и с ее увеличением возрастает.

Так как на практике при заданных относительных размерах поковок факторами управления величиной их бочкообразности являются степень деформации исходных заготовок, коэффициент контактного трения, а также скорость деформирования, определяемая типом применяемого пресса, то следует отдельно рассмотреть осадку низких и высоких поковок, выполняемую на гидравлическом и кривошипном прессах.

Для высоких поковок $\left(\frac{d}{h} = 1,5\right)$ уравнения регрессионного анализа осадки на гидравлическом и кривошипном прессах имеют вид:

$$(\text{ГП})\ \ y(\theta) = 7,63 + 5,02\varepsilon + 2,448\mu + 1,473\varepsilon\mu; \quad (9)$$

$$(\text{КП})\ \ y(\theta) = 2,91 + 1,55\varepsilon + 1,75\mu + 0,607\varepsilon\mu. \quad (10)$$

Из сравнения (9) и (10) следует, что соотношение бочкообразности поковок, осаженных на гидравлическом и кривошипном прессах, с параметрами нулевого уровня факторов составляет $\left(\frac{7,63}{2,91} = 3,99\right)$. Как показывает дисперсионный анализ, 75,5 % дисперсии отклика (θ) при осадке на гидравлическом прессе (9) определяется влиянием степени деформации исходных заготовок и 18 % — условиями контактного трения (μ).

Если осадка высоких поковок выполняется на кривошипном прессе (10), то вклад степени деформации в дисперсию отклика (θ) не превышает 41 %, а условий трения (μ) достигает 53 %.

Из выполненного анализа следует, что при осадке высоких поковок на гидравлическом прессе для уменьшения их бочкообразности в первую очередь следует уменьшать степень деформации исходных заготовок, а при осадке на кривошипном прессе — обеспечить снижение коэффициента трения, применяя более эффективный смазочный материал.

Рассмотрим штамповку осадкой относительно низких поковок $\left(\frac{d}{h} = 3,0\right)$:

$$(\text{ГП})\ \ y(\theta) = 5,36 + 2,9\varepsilon + 2,02\mu + 1,573\varepsilon\mu; \quad (11)$$

$$(\text{КП})\ \ y(\theta) = 2,87 + 2,24\varepsilon + 0,882\mu + 0,524\varepsilon\mu. \quad (12)$$

Сравнивая (11) и (12), можно оценить эффективность повышения скорости деформирования от 4 до 200 мм/с. Этот показатель $\left(\frac{5,36}{2,87} = 1,86\right)$ почти в 2 раза ниже, чем при осадке высоких поковок.

При осадке низких поковок, как на гидравлическом, так и на кривошипном прессах, наибольший вклад в дисперсию отклика оказывает степень деформации исходных заготовок. Однако если при осадке на гидравлическом прессе вклад этого фактора (ε) в дисперсию отклика составляет 56 % и сопоставим с вкладом условий трения (μ), то при осадке на кривошипном прессе его влияние доминирует — 83 %.

Выводы

1. На основе выполненных многофакторных экспериментов с помощью регрессионного и дисперсионного анализов определена эффективность повышения скорости деформирования от 4 (гидравлический пресс) до 200 мм/с (кривошипный пресс) для уменьшения бочкообразности цилиндрических заготовок при холодной осадке.

2. Эффективность повышения скорости деформирования в указанном диапазоне для уменьшения бочкообразности осаженных поковок возрастает с увеличением их относительной высоты $\frac{d}{h}$ от 3,0 до 1,5.

3. При холодной осадке относительно высоких поковок на кривошипном прессе их бочкообразность меньше в 3 и более раза чем при осадке на гидравлическом прессе.

4. Эффективность повышения скорости деформирования на уменьшение бочкообразности возрастает при применении смазочного материала по сравнению с осадкой без него.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **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.

2. **Охрименко Я.М.** Технология кузнечно-штамповочного производства: учеб. для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1976. 560 с.

3. **Теория** пластических деформаций металлов / под ред. Е.П. Унксова, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1983. 598 с.

4. **Воронцов А.Л.** Теория и расчеты процессов обработки металлов давлением: учеб. пособие: в 2 т. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014.

5. **Романовский В.П.** Справочник по холодной штамповке. Л.: Машиностроение, 1979. 520 с.

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

7. **Рыжов Э.В., Горленко О.А.** Математические методы в технологических исследованиях. Киев: Наукова думка, 1990. 184 с.

Феликс Иванович Антонюк, д-р техн. наук,
antonyuk.f.i@yandex.ru;
Вадим Владимирович Калмыков;
Ирина Игоревна Сорокина

УДК 621.979; 621.735.32

А.Д. Хван *(Воронежский государственный университет)*,
Д.В. Хван, А.А. Воропаев
(Воронежский государственный технический университет)

Гидравлический пресс для штамповки с кручением

Представлена конструкция гидравлического пресса для штамповки с кручением с независимыми друг от друга приводами для вращательного движения штамподержателя и поступательного движения пуансона. Пресс позволяет проводить пластическую обработку цилиндрических заготовок по любому заданному технологическому режиму. Проведены расчеты основных энергосиловых параметров пресса. Полученные результаты можно использовать при проектировании технологического процесса штамповки с кручением, что позволит повысить эффективность в обработке металлов давлением.

Ключевые слова: гидравлический пресс; штамповка с кручением; напряжение; деформация; сжимающая сила; скручивающий момент; мощность.

The design of hydraulic press for torsion forming with mutually independent drives for the rotational motion of the die holder and translational motion of the punch is presented. Press allows plastic processing of cylindrical workpieces of any given technological regime. The calculations of basic power parameters of the press are performed. These results can be used in the design process of torsion forming, which will increase efficiency in metal forming.

Keywords: hydraulic press; torsion forming; stress; strain; compressive strength; torsional moment; power.

В машиностроении важное значение имеют разработки новых конструкций прессового оборудования, вызванные внедрением инновационных технологий в обработке металлов давлением для улучшения эксплуатационных свойств многих деталей и изделий цилиндрической формы (оси, зубчатые колеса, фрезы и др.). В работах [1—3] отмечено, что предваритель-

ное пластическое деформирование осадкой с кручением в условиях предварительной механотермической обработки (ПМТО) позволяет повысить износостойкость и стойкость конструкционных и инструментальных сталей в 1,5—2,0 раза. Поэтому для реализации инновационных технологий ПМТО производством будет востребовано эффективное соответствующее прессовое оборудование.

В работе [2] представлены различные конструкции прессов для штамповки с кручением с использованием механических и гидравлических приводов. Прессы с механическим приводом из-за недостаточной несущей способности не пригодны для пластической обработки цилиндрических заготовок больших размеров.

В конструкции гидропресса реализуются два кинематически взаимосвязанных движения — поступательное в вертикальном направлении пуансона и вращательное штамподержателя. В связи с этим нельзя деформировать заготовку с любыми заданными соотношениями между угловыми и линейными деформациями, и поэтому затрудняется выбор оптимального режима пластической обработки заготовки.

В статье предложена конструкция гидропресса с независимыми друг от друга приводами для вращательного движения штамподержателя и поступательного движения пуансона, позволяющего проводить пластическую обработку цилиндрических заготовок по любому заданному технологическому режиму.

На рис. 1 представлена конструкция гидропресса во фронтальном разрезе.

Гидропресс состоит из следующих основных элементов: корпус *1*, закрепленный в нижней его части, упорный подшипник *2*, установленный на нем нижний штамподержатель *3* с коническим зубчатым венцом *4* для образования конической зубчатой передачи с шестерней *5* электромеханического привода (на рис. 1 не показан), закрепленный в верхней части корпуса гидроцилиндр *6* с поршнем *7*, плунжерная часть *8* которого жестко соединена с верхним штамподержателем *9* и гидросистема — с трубопроводами *10*, *11*.

Гидропресс работает следующим образом. При включении гидро- и электромеханического приводов пресса рабочая жидкость под давлением нагнетается по трубопроводу *10* в поршневую полость гидроцилиндра *6* (стрелка со сплошной линией), и поршень *7* вместе

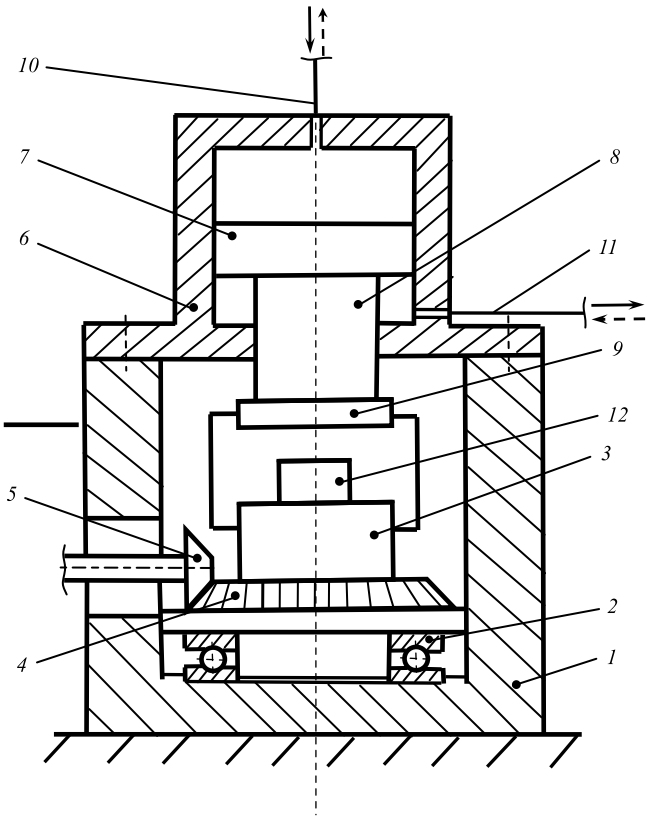


Рис. 1. Конструкция гидропресса

с верхним штамподержателем *9* перемещается со скоростью v вниз, а нижний штамподержатель *3* с заготовкой *12* благодаря электромеханическому приводу и конической зубчатой передаче начнет вращаться с угловой скоростью ω. После соприкосновения верхнего штамподержателя *9* с заготовкой *12* последняя будет подвергаться пластической штамповке с кручением.

Для осуществления процесса штамповки с кручением необходимо в зависимости от размеров заготовки и свойств материала знать давление в гидроцилиндре и скручивающий момент штамподержателя. В связи с этим для оценки силовых характеристик гидропресса можно использовать полученное в работе [4] решение задачи об осадке с кручением цилиндрической заготовки. При этом необходимо характеристики деформированного состояния в заготовке выразить через линейную скорость v перемещения пуансона и угловую скорость ω вращения штамподержателя.

Относительную и угловую деформации определяем по следующим формулам:

$$\varepsilon = \frac{\mathrm{v}t}{h_0};\ \ \gamma = \frac{\omega t}{h}\rho = \frac{\omega t}{h_0 - \mathrm{v}t}\rho, \qquad (1)$$

где h_0, h — исходная и текущая высота заготовки соответственно; ρ — радиальная координата точки в поперечном сечении заготовки; t — время процесса, отсчитываемое от нуля.

Текущий радиус r заготовки согласно гипотезе о пластической несжимаемости материала:

$$r = r_0\sqrt{h_0}/\sqrt{h_0 - \mathrm{v}t}, \qquad (2)$$

где r_0 — исходный радиус заготовки.

Запишем формулы для расчета силы сжатия P и скручивающего момента M [4]:

$$\left.\begin{aligned} P &= 2\pi\int_0^r \sigma_0(e)\Delta^{-1}\rho d\rho; \\ M &= \frac{2\pi\omega\sqrt{h_0 - \mathrm{v}t}\,r}{3\mathrm{v}r_0\sqrt{h_0}}\int_0^r \sigma_0(e)\Delta^{-1}\rho^3 d\rho, \end{aligned}\right\} \qquad (3)$$

где $\sigma_0(e)$ — интенсивность напряжений, являющаяся функцией накопленной деформации, определяемой по формуле

$$e = \ln\frac{h_0}{h_0 - \mathrm{v}t}\Delta, \qquad (4)$$

где с учетом выражений (1) и (2)

$$\Delta = \sqrt{1 + \frac{1}{3}\frac{\omega^2(h_0 - \mathrm{v}t)}{\mathrm{v}^2 r_0^2 h_0}\rho^4}. \qquad (5)$$

Необходимое для создания силы сжатия P давление в гидроцилиндре привода пресса будет равно

$$q = \frac{8}{D^2}\int_0^r \sigma_0(e)\Delta^{-1}\rho d\rho, \qquad (6)$$

где D — диаметр внутренней полости гидроцилиндра.

В зависимостях (3) и (6) интенсивность напряжений σ_0 можно определять по аппроксимирующим функциям, например по аппроксимации А. Надаи [4]

$$\sigma_0 = Ae^n, \qquad (7)$$

где A, n — характеристики материала, определяемые статистической обработкой опытных значений $\sigma_0(e)$.

Таким образом, зная размеры обрабатываемой заготовки и характеристики материала, а также диаметр гидроцилиндра D, задаваясь при этом скоростями v и ω, можно установить зависимость давления q и момента M от времени t процесса.

Согласно соотношению (3) можно определить влияние деформаций сдвига на силу сжатия. При этом предложено рассматривать функцию β, определяемую по соотношению

$$\beta = \frac{P}{P'}, \qquad (8)$$

где P' — сила сжатия только при чистой осадке ($\omega = 0$; $\Delta = 1$).

После подстановки (6) в это соотношение получим

$$\beta = \frac{2}{\sigma_0(e')r^2}\int_0^r \sigma_0(e)\Delta^{-1}\rho d\rho, \qquad (9)$$

где $e' = \ln\dfrac{h_0}{h_0 - \mathrm{v}t}$.

Если учесть аппроксимацию (7), то это выражение примет вид

$$\beta = \frac{2}{(e')^n r^2}\int_0^r e^n\Delta^{-1}\rho d\rho. \qquad (10)$$

Потребную для обработки заготовки мощность определим по формуле

$$N = P\mathrm{v} + M\omega. \qquad (11)$$

Это соотношение с учетом выражений (3) примет вид

$$N = 2\pi\times$$
$$\times\left[\mathrm{v}\int_0^r \sigma_0(e)\Delta^{-1}\rho d\rho + \frac{\omega^2\sqrt{h_0 - \mathrm{v}t}\,\rho}{3\mathrm{v}r_0\sqrt{h_0}}\int_0^r \sigma_0(e)\Delta^{-1}\rho^3 d\rho\right]. \qquad (12)$$

Для примера рассмотрим штамповку с кручением заготовки размерами r_0 = 100 мм; h_0 = 70 мм, изготовленной из стали 45 (A = = 1015 МПа; n = 0,1 [5]). При этом приняты следующие параметры: D = 400 мм; v = 5 мм/с; ω = 0,01; 0,02 с$^{-1}$.

На рис. 2 представлены графики изменения параметра β, давления в гидроцилиндре пресса q, скручивающего момента M и потребной мощности N в зависимости от времени t.

Из рис. 2, *а* следует, что сочетание деформаций сжатия и сдвига приводят к существенному (до 50 % для ω = 0,5 с$^{-1}$) снижению силы сжатия в рассматриваемом процессе обработки заготовки. При этом параметр β монотонно уменьшается в течение заданного времени процесса осадки с кручением. Расчетные данные свидетельствуют также, что

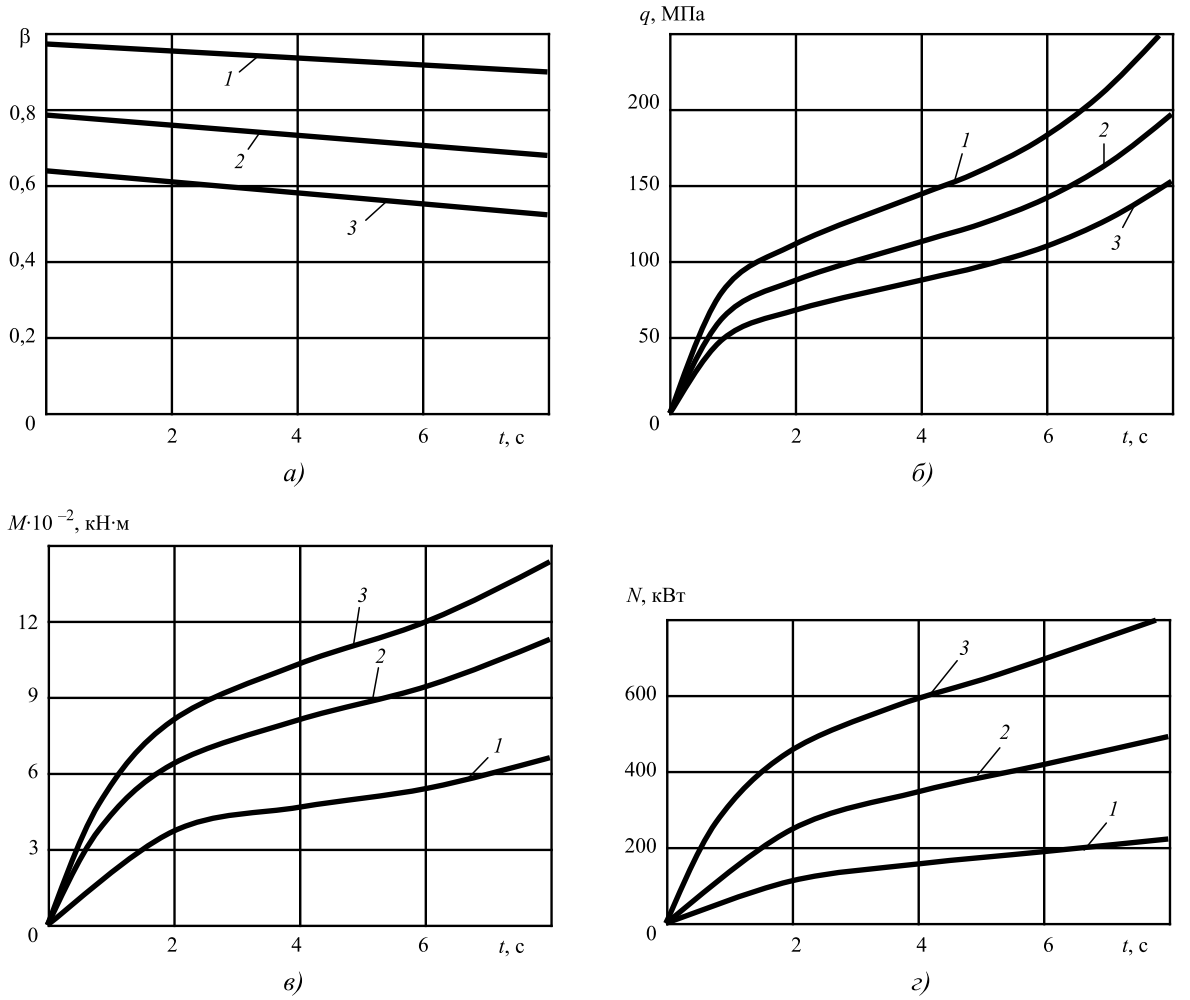


Рис. 2. Изменение параметра β (*а*), давления в гидроцилиндре пресса *q* (*б*), скручивающего момента *M* (*в*) и потребной мощности *N* (*г*) в зависимости от времени *t*:
1 — ω = 0,1 с$^{-1}$; *2* — ω = 0,3 с$^{-1}$; *3* — ω = 0,5 с$^{-1}$

для заданных угловых скоростей ω увеличение угловой скорости вращения штамподержателя *4* значительно (до 35 %) уменьшает параметр β.

Давление в рабочей полости гидроцилиндра *6* с повышением времени обработки заготовки монотонно возрастает. Увеличение угловой скорости ω сказывается также в значительном (до 35 %) уменьшении указанного давления.

Скручивающий момент *M* и потребная мощность *N* с течением времени возрастают и значительно зависят от угловой скорости ω.

Таким образом, полученные результаты расчета свидетельствуют о возможности использования полученных соотношений при проектировании технологического процесса штамповки с кручением цилиндрических заготовок на предложенном гидравлическом прессе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Берштейн М.Л.** Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. 1172 с.
2. **Штамповка** с кручением / В.Н. Субич, В.А. Демин, Н.А. Шестаков, А.В. Власов. М.: Изд-во МГИУ, 2008. 389 с.
3. **Хван А.Д.** Пластическая обработка заготовок осадкой с кручением. Воронеж: Центрально-черноземное книжное изд-во, 2012. 203 с.
4. **Дмитриев А.М., Крук А.Т., Хван А.Д.** Улучшение эксплуатационных и технологических свойств элементов конструкций пластическим деформированием. Воронеж: Изд-во ВГУ, 2011. 214 с.
5. **Хван Д.В.** Повышение эффективности в обработке металлов давлением. Воронеж: Изд-во ВГУ, 1995. 224 с.

Александр Дмитриевич Хван, д-р техн. наук,
khvan@vsu.ru;
Дмитрий Владимирович Хван, д-р техн. наук,
Алексей Алексеевич Воропаев, канд. техн. наук

УДК 621.7.07

И.Ю. Кононов, Л.Б. Аксенов
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Использование пластиковых штампов, изготовленных 3D-печатью, в обработке металлов давлением

Показаны возможности использования технологической пластиковой оснастки, изготовленной с применением 3D-принтера, для обработки металлов давлением. Физическое моделирование горячей штамповки с использованием пластиковых штампов и пластилина позволяет быстро и экономично определить особенности течения металла, полноту формообразования поковки и правильность выбора объема заготовки, а также оценить результаты компьютерного моделирования этих параметров. В результате исследования процесса тонколистовой формовки алюминия ANSI 3003 установлено, что в этом процессе разрушения и пластической деформации пластикового инструмента не происходит. Компьютерное моделирование этого процесса в программном комплексе Simufact. forming достаточно точно отражает силовые параметры, напряженное состояние пластикового инструмента и реальный ход процесса формоизменения заготовки, включая упругое пружинение детали после завершения формовки.

Ключевые слова: горячая объемная штамповка; пластиковые штампы; 3D-печать; физическое моделирование; компьютерное моделирование; тонколистовая формовка; алюминий ANSI 3003.

Possibilities of using of technological plastic tooling of made using 3D-printer in plastic metal working are shown. Physical modeling of hot forging with using of plastic dies and plasticine allows defining the features of the metal flow, the shaping of the forging and choosing of the workpiece volume, and evaluating the computer modeling results of these parameters. The study of the process of thin sheet forming of aluminum 3003 ANSI it is established that in this process of destruction and plastic deformation of the plastic tool does not occur. Computer simulation of this process by the software system Simufact.forming accurately reflects the force parameters and the actual course of the forming process of workpiece, including the spring back of the part after forming.

Keywords: die forging; plastic dies; 3D-printing; physical modeling; computer modeling; thin sheet forming; ANSI 3003 aluminum.

В настоящее время 3D-печать является распространенной технологией, ее применяют для быстрого изготовления готовых деталей или их прототипов из материалов, поддерживаемых 3D-принтерами. Положительный опыт получен в разных отраслях: медицине, производстве бытовых приборов, мебели, одежды, при строительстве зданий и сооружений [1].

Технологии 3D-печати наиболее эффективны для мелкосерийного и единичного производств, поскольку являются высокоскоростными и экономически выгодными. Основные цели использования изделий, изготовленных методом 3D-печати, — это снижение себестоимости изделий, ускорение прототипирования и разработки изделия, персонализация изделия под конкретного заказчика.

В области металлообработки достижения в использовании 3D-печати не так значительны, но одному из первых положительных применений при изготовлении инструмента уже более 20 лет [2]. Роль 3D-принтеров также является важной и перспективной частью проектирования и реализации процессов штамповки [3].

Применение 3D-печати для совершенствования проектирования процессов горячей объемной штамповки может быть успешно осуществлено уже на современном этапе развития технологии 3D-печати. Так, можно изготовлять модели штамповых вставок из пластика и применять их для физического моделирования процессов с некоторым коэффициентом геометрического подобия для определения формоизменения металла при штамповке, а также для проверки адекватности методов компьютерного моделирования.

Моделирование процессов горячей деформации металлов с использованием пластилиновых заготовок было впервые успешно использовано более 100 лет назад (см. кн.: Massey H.F. The flow of metal during forging. B. & S. Massey Ltd., 1921. 66 p.).

Из-за сложности изготовления металлической оснастки этот метод позднее в значительной мере был вытеснен компьютерным моделированием. Однако простота и высокая скорость изготовления пластиковой оснастки делают его вновь эффективным методом исследования процессов формообразования.

Будущее 3D-принтеров в совершенствовании процессов горячей объемной штамповки заключается в возможности их применения для изготовления штамповой оснастки [4], прежде всего, формообразующих штамповых вставок. При дальнейшем усовершенствовании технологии 3D-печати появится возможность изготовления и деталей штамповых блоков.

Применительно к листовой формовке штамповая оснастка, изготовленная методами 3D-печати, в некоторых случаях способна заменить металлическую штамповую оснастку. Известно, что применение 3D-печати способно на 80 % сократить затраты по времени на разработку и изготовление такой оснастки и на 70 % снизить стоимость ее изготовления [5, 6].

Среди множества видов 3D-принтеров принтеры для изготовления пластиковых изделий значительно дешевле по сравнению с предназначенными для работы с металлическими или другими материалами [7]. Поэтому возможность применения пластикового инструмента является наиболее экономически выгодной в тех случаях, когда это возможно. Осваиваются области мелкосерийного и единичного производств [8]. Использование пластикового инструмента является перспективным в производстве запасных деталей и индивидуальной отделки автомобилей [9, 10], для листовой гидроформовки деталей авиационной промышленности [11]. Однако область возможного применения пластикового инструмента в штамповочном производстве только начинает определяться.

Цель работы — оценка возможности применения пластиковых штампов, изготовленных 3D-печатью, для физического моделирования процесса горячей объемной штамповки и для холодной формовки тонколистового алюминия.

Оборудование и моделирование процесса горячей объемной штамповки с использованием пластиковых штампов. Для изготовления пластиковой штамповой оснастки на основе информации из открытых источников [12, 13], был разработан и собран специализированный 3D-принтер (рис. 1), который относится к группе принтеров послойного наплавления (FDM).

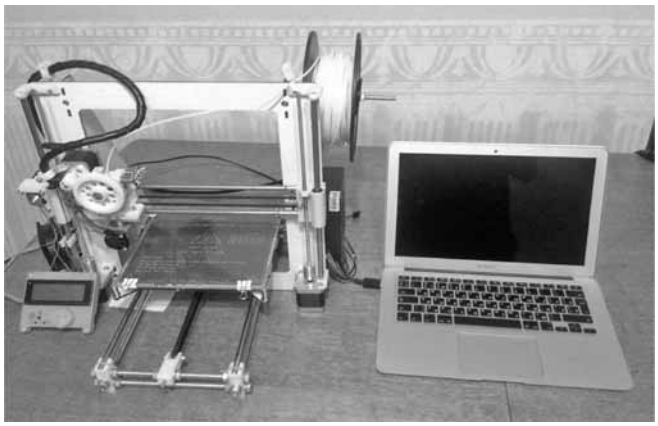


Рис. 1. 3D-принтер для изготовления моделей штамповой оснастки

Использованы следующие параметры печати принтера:

- печать пластиком: полиэтилентерефталат;
- разрешение печати по осям *X* и *Y*, зависящее от диаметра сопла экструдера, 0,4 мм;
- разрешение печати по вертикальной оси *Z* (толщина слоя) 0,2 мм;
- скорость печати 30 мм/с;
- температура экструдера 245 °С;
- температура подогревающего стола 110 °С.

Проведено физическое моделирование процесса горячей штамповки детали типа "шкив" с коэффициентом геометрического подобия 0,15 (рис. 2, см. обложку).

Исследуемый технологический процесс состоит из двух операций получения поковки из цилиндрической заготовки: осадки и окончательной штамповки. Реальный диаметр цилиндрической заготовки 95 мм, максимальный диаметр после осадки 156 мм, диаметр поковки 210 мм. Физическое моделирование позволило оценить особенности течения металла при штамповке исследуемой поковки, полноту формообразования поковки и правильность выбора объема заготовки.

Исследование тонколистовой формовки с применением пластикового инструмента. Исследован процесс формовки элементов микротеплообменников из тонколистового алюминия ANSI 3003 с применением пластиковых штампов (рис. 3).

Параметры листовой заготовки: алюминиевый лист из материала ANSI 3003 (аналог

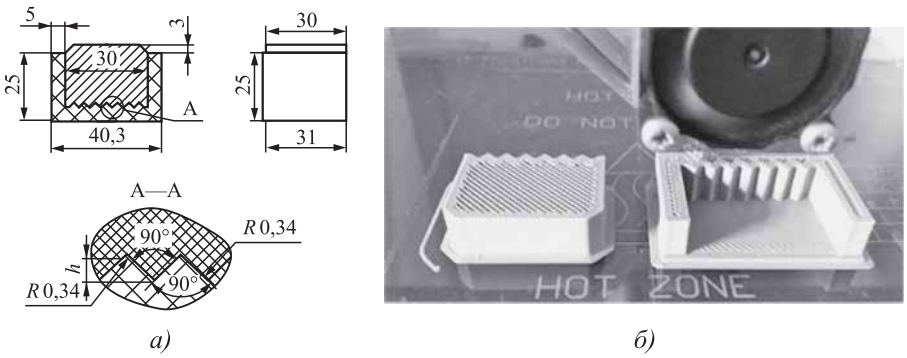


Рис. 3. Эскиз пластиковых штампов с высотой рельефа *h* = 2; 3; 4 мм (*а*) и процесс их изготовления на 3D-принтере с видом внутренней структуры (*б*)

алюминия АМц, ГОСТ 4784); толщина 0,1 мм; длина и ширина — по 30 мм. В процессе формовки использованы три комплекта штампов. Рабочая поверхность штампов имела периодический профиль с высотой зуба h = 2; 3 и 4 мм с числом перегибов 12; 9 и 5 соответственно.

На рис. 4 представлены основные этапы процесса формовки тонколистовой заготовки в штампах и серия элементов микротеплообменников, изготовленная с применением рассмотренной технологии.

Максимальная сила формовки равна 1350 Н для профиля с высотой зуба 2 мм, 700 Н — для профиля с высотой зуба 3 мм и 500 Н — для профиля с высотой зуба 4 мм. При равных размерах заготовки в плане сила деформирования растет с уменьшением высоты формируемого профиля. В этом проявляется зависимость силы формовки от числа формируемых зубьев, т.е. числа перегибов заготовки, которое увеличивается с ростом их числа. Конечная высота зуба формуемого профиля составила 45...65 % от высоты зуба штампа. Это связано с упругим пружинением (распрямлением) листовой заготовки после окончания формовки.

Установлена также неравномерность распределения высоты зуба по ширине заготовки. Минимальная высота зуба наблюдается в центре детали (центральный зуб) и высота постепенно увеличивается от центра к краям детали. Помимо упругого пружинения это явление связано с наличием трения и сопротивлением в перегибах, возникающим при "затягивании" материала листовой заготовки в центр штампа во время формовки. В результате действия описанных факторов полученные детали имеют некоторое отклонение от плоскости. Для рассматриваемых деталей это не сказывается на их эксплуатационных свойствах, так как не меняются параметры теплообмена, а отклонение от плоскости компенсируется при соединении микротеплообменника с другими деталями блока.

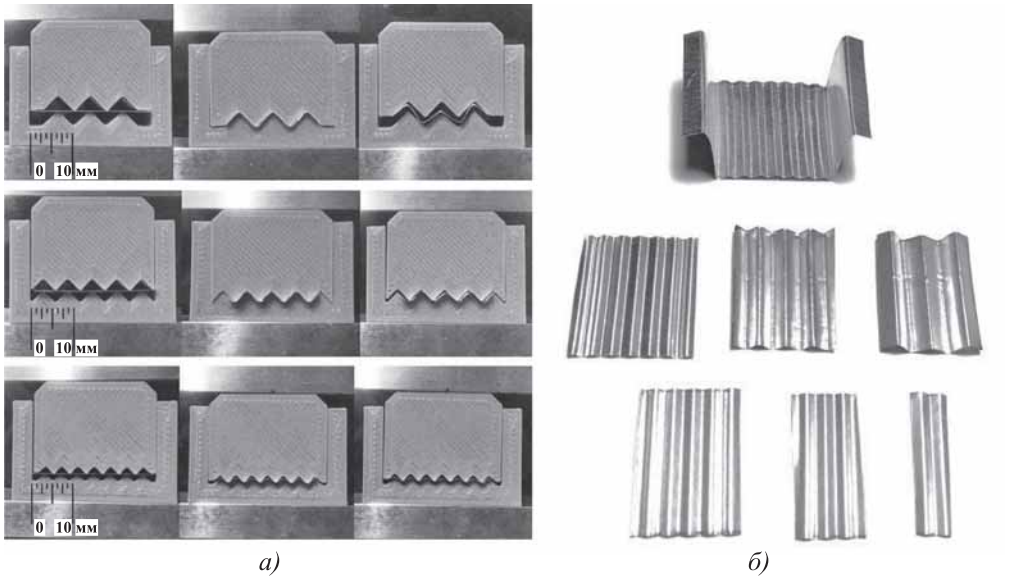


Рис. 4. Процесс листовой формовки в штампах с высотой зуба *h* = 4; 3; 2 мм (*а*) и элементы микротеплообменников, изготовленные формовкой в пластиковых штампах (*б*)

Компьютерное моделирование исследуемого процесса тонколистовой формовки проведено в программном комплексе Simufact. forming. Для расчета были заданы: характеристики материала заготовки; геометрия штампов и заготовки; тип процесса — холодная листовая формовка; перемещение пуансона, обеспечивающее в конечный момент формообразования зазор между штампами, равный толщине штампуемого материала. В расчетах использована упругопластическая модель материала заготовки DB.AlMn из базы данных Simufact.material с учетом деформационного упрочнения металла, соответствующего алюминию ANSI 3003 [14].

При моделировании использовано разбиение заготовки на прямоугольные конечные элементы (рис. 5, *а*, см. обложку). По толщине заготовки располагалось 9 элементов, всего в модели заготовки — около 30 тысяч элементов. Время одного расчета 60...90 мин.

Распределение значений интенсивности напряжений при формовке заготовки показало, что интенсивность напряжений максимальна в наружных слоях изгибаемой заготовки, где складываются напряжения одного знака от изгиба и растяжения заготовки (см. рис. 5, *а*).

В ходе исследований максимальная сила деформирования достигала 1350 Н. При площади заготовки 900 мм^2 среднее давление на инструмент составляло 15 МПа. При этом давлении разрушения пластической деформации или задиров на рабочей поверхности пластикового инструмента не наблюдалось. Смазку матриц и пуансонов не проводили, так как они обладают антифрикционными свойствами.

Аналогичные результаты дает компьютерное моделирование напряженного состояния пластиковых штампов (рис. 5, *б*, см. обложку). В качестве модели штампов принято упругое тело с модулем упругости при температуре 23 °С, равным 2400 МПа, полученным по методу испытаний ASTM D790 [15]. Максимальное значение интенсивности напряжений в штампах, соответствующее моменту окончания формовки, составляет ~35 МПа, что меньше значения предела текучести 52 МПа.

Моделирование и эксперименты показали, что пластиковые штампы при исследованном процессе находятся в упругом состоянии. После формовки нескольких десятков деталей заметного износа пластиковых штампов не обнаружено.

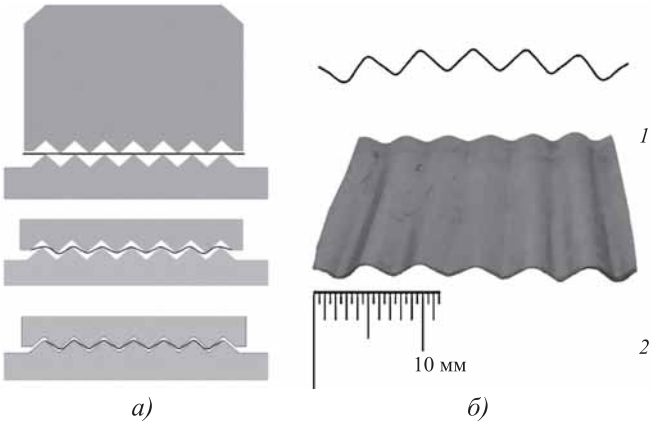


Рис. 6. Стадии моделирования процесса формовки (*а*) и форма изделия (*б*), полученные в результате моделирования в программном комплексе Simufact.forming (*1*) и экспериментально (*2*)

Этапы моделирования формообразования детали отображены на рис. 6. Модель материала заготовки учитывает его упругие свойства, что позволяет воспроизводить изменение геометрии (упругое пружинение) деталей после окончания формовки.

Различие в форме и размерах модели детали от полученных при формовке составляет 0,2 мм по высоте формованного профиля, что соответствует ±15 %. Расчет потребной силы деформирования с погрешностью ±10 % совпадает с экспериментальными данными. Таким образом, компьютерное моделирование процесса штамповки в пластиковых штампах достаточно точно воспроизводит геометрические и силовые параметры реального процесса.

Изученный процесс тонколистовой штамповки обладает основными преимуществами использования 3D-печати — экономической эффективностью, поскольку формовка в пластиковых штампах значительно дешевле штамповки в металлических штампах, а также штамповки с применением полиуретана и одним жестким штампом благодаря низкой стоимости инструмента и значительным ускорением подготовки производства. Проведенные исследования позволяют рекомендовать технологию тонколистовой формовки с применением пластикового инструмента для единичного и мелкосерийного производств.

Выводы

1. Физическое моделирование с использованием пластиковой технологической оснастки позволяет оценить особенности течения металла при горячей штамповке, полноту формообразования поковки и правильность выбора объема заготовки, а также оценить результаты компьютерного моделирования этих параметров. При этом стоимость и время подготовки физического моделирования многократно сокращаются по сравнению с использованием металлической оснастки.

2. На примере процесса формовки тонколистового алюминия показано, что пластиковый инструмент, изготовленный методом 3D-печати, может быть использован для операций листовой штамповки, не вызывающих в инструменте напряжений более предела текучести использованного пластика. При формовке пластиковый инструмент не разрушается, пластически не деформируется и обладает достаточной износостойкостью. Смазку пластиковых матриц и пуансонов проводить не требуется, поскольку они обладают антифрикционными свойствами. Технология тонколистовой формовки с применением пластикового инструмента может быть рекомендована для единичного и мелкосерийного производств.

3. Компьютерное моделирование в программном комплексе Simufact.forming достаточно точно отражает силовые параметры процесса тонколистовой формовки в пластиковых штампах, напряженное состояние инструмента и реальный ход процесса формоизменения заготовки, включая изменение формы детали после завершения формовки в результате упругого пружинения.

Авторы выражают благодарность Правительству Санкт-Петербурга и Благотворительному фонду В. Потанина за финансовую поддержку данной работы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Henshaw S.** What is 3D printing? Режим доступа: http://3dprinting.com/what-is-3d-printing/ (дата обращения: 03.03.2016).

2. **Gupta P., Lee J.** Rapid prototyping in die manufacturing. California: The Society of manufacturing Engineers Conference, 1993. P. 11—13.

3. **Rosochowski A., Matuszak A.** Rapid tooling: the state of the art // Journal of Materials Processing Technology. 2000. Vol. 106. № 1/3. P. 191—198.

4. **Кононов И.Ю., Аксенов Л.Б.** Моделирование процессов горячей объемной штамповки на основе применения 3D-принтера // Научный форум с международным участием "Неделя науки СПбПУ": материалы науч.-практ. конф. Ч. 2. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. С. 133—135.

5. **Du Z.H., Chua C.K., Chua Y.S. et al.** Rapid sheet metal manufacturing. Part 1: indirect rapid tooling // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2002. Vol. 19. № 1. P. 411—417.

6. **Cheah C.M., Chua C.K., Lee C.W. et al.** Rapid sheet metal manufacturing. Part 2: direct rapid tooling // Advanced Manufacturing Technology. 2002. Vol. 19. № 7. P. 510—515.

7. **Collins P.C., Haden C.V., Ghamarian I. et al.** Progress Toward an Integration of Process—Structure—Property—Performance Models for "Three-Dimensional (3-D) Printing" of Titanium Alloys // JOM. 2014. Vol. 66. № 7. P. 1299—1309.

8. **Liewald M., De Souza J.H.C.** New developments on the use of polymeric materials in sheet metal forming // Production Engineering Research and Development. 2008. Vol. 2. № 1. P. 63—72.

9. **Durgun I.** Sheet metal forming using FDM rapid prototype tool // Rapid Prototyping Journal. 2015. Vol. 21. № 4. P. 412—422.

10. **Leacock G., Cowan G., Cosby M. et al.** Structural and Frictional Performance of Fused Deposition Modelled Acrylonitrile Butadiene Styrene (P430) with a View to Use as Rapid Tooling Material in Sheet Metal Forming // Key Engineering Materials. 2015. Vol. 639. P. 325—332.

11. **Stratasys Ltd.** Metal Hydroforming 3D Printing for Forming Tools. Режим доступа: http://www.stratasys.com/solutions/additive-manufacturing/tooling/metal-hydroforming/ (дата обращения: 02.03.2016).

12. **Prusa J.** Prusa i3 Documentation. Режим доступа: http://reprap.org/wiki/Prusa_i3/ (дата обращения: 02.02.2015).

13. **Excell J.** The rise of additive manufacturing // The Engineer. [Электронный ресурс]. — Режим доступа: http://www.theengineer.co.uk/in-depth/the-big-story/the-rise-of-additive-manufacturing/1002560.article/ (дата обращения: 02.02.2015).

14. **Kaufman J.G.** Properties of Aluminum Alloys: Tensile, Creep, and Fatigue Data at High and low temperatures. ASM International, 1999. 305 p.

15. **REC LLC.** Acrylonitrile butadiene styrene properties. Режим доступа: http://www.rec3d.ru (Accessed: 27.10.2015).

Иван Юрьевич Кононов,
konn4@yandex.ru;
Леонид Борисович Аксенов, д-р техн. наук

УДК 621.77

В.Г. Панин, Д.В. Панин *(Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева (национальный исследовательский университет))*

Особенности течения материалов при горячей раскатке колец с фланцевым профилем сечения

Разработана и внедрена в производство наукоемкая технология горячей раскатки бесшовных кольцевых заготовок с фланцевым профилем сечения из титанового сплава ВТ20, получен экономический эффект относительно колец с прямоугольной формой поперечного сечения.

Ключевые слова: раскатка; кольцо; профиль; сплав; фланец; заготовка.

Science intensive technology of hot rolling out of seamless ring blanks with flange section profile from titanium alloy VT20 is developed and introduced in production, economic effect concerning rings with rectangular shape of cross section is received. Quantitative values of rolled-out flanges are defined by various materials.

Keywords: rolling out; ring; profile; alloy; flange; blank.

Одним из наиболее распространенных и экономичных способов изготовления бесшовных заготовок для ответственных кольцевых деталей является горячая раскатка на раскатных машинах.

Производственной практикой установлено, что при одинаковых условиях (одинаковые размеры заготовок, профиль, средняя деформация и т.д.) фланцы кольца из титановых сплавов выкатываются в одной паре валков более высокими, чем фланцы кольца из жаропрочных сплавов [1].

Известно также, что при горячей раскатке кольцевых заготовок имеется ряд особенностей, к которым следует отнести различное уширение и характер его распределения по высоте заготовки. Несмотря на то что раскатка колец с фланцевым профилем сечения осуществляется, как правило, в закрытых калибрах, характер и величина уширения металла обжимаемой части профиля отражаются на высоте фланцев колец.

Экспериментальными исследованиями пластического формоизменения кольцевых заготовок прямоугольного сечения раскаткой профильными валками для получения кольца с сечением швеллерного типа установлены зависимости между начальной и конечной формами кольца с последующей математической обработкой результатов методом наименьших квадратов [2]:

— для колец с внешним расположением фланцев

$$b_2^1 = \frac{B_0}{2}\left(0,45 - 0,2\frac{D_3 - D_0}{D_0} + 0,12\frac{D_3 - D_4}{D_4 - D_5}\right)\times \times K - \frac{D_3 - D_4}{2}\operatorname{tg}\alpha; \quad (1)$$

— для колец с внутренним расположением фланцев

$$b_1^1 = \frac{B_0}{2}\left(0,42 - 0,27\frac{D_3 - D_0}{D_0} + 0,16\frac{D_4 - D_5}{D_3 - D_4}\right)\times \times K - \frac{D_4 - D_5}{2}\operatorname{tg}\alpha, \quad (2)$$

где K — коэффициент корреляции (коэффициент соотношения выкатываемости между свинцом и титаном).

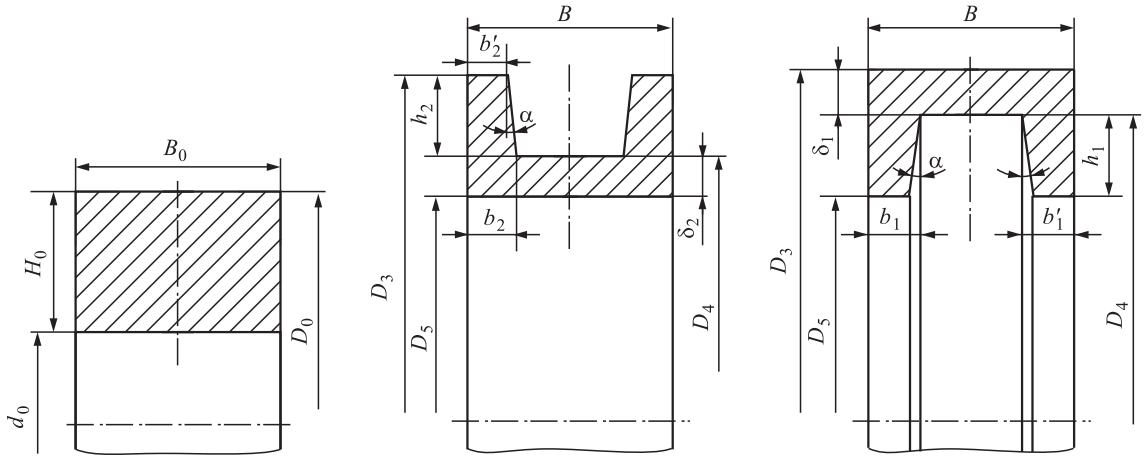


Рис. 1. Условные обозначения элементов кольцевых профилей

Условные обозначения элеменов кольцевых профилей приведены на рис. 1.

Профили при раскатке колец, одинаковые и близкие по конфигурации и изготовляемые из труднодеформируемых сталей и сплавов, таких как хромоникелевые сплавы: ХН45МВТЮБР (ЭП718); ХН77ТЮР (ЭИ437Б, БУ), ХН50ВМТЮБ (ЭП648), ХН68ВМТЮК (ЭП693), ХН73МБТЮ (ЭИ698), ХН52ВМКТЮ (ЭП742У), титановые сплавы ОТ4, ВТ9, ВТ20, ВТ22, ВТ25У — обладают низкой технологичностью при процессах обработки металлов давлением и высокой трудоемкостью механической обработки.

Кольцевые заготовки из различных сталей и сплавов обладают разной способностью заполнять калибры валков при раскатке, что связано с теплостойкостью материала, которая определяет прочностные свойства при высоких температурах [3].

Целью работы является:

1) установить количественные значения коэффициента *K* для различных сталей и сплавов при раскатке колец;

2) экспериментальным путем проверить известные положения по выкатываемости профиля в зависимости от раскатываемого материала, температуры раскатки и расположения, наружного или внутреннего фланца.

В качестве материалов заготовок выбрали жаропрочный хромоникелевый сплав ЭП718—ИД, титановый сплав ВТ20, сталь Ст3 и свинец С1. Из сплавов ЭП718—ИД, ВТ20 и свинца С1 изготовили по три заготовки, а из стали Ст3 — девять заготовок с прямоугольным поперечным сечением, с наружным диаметром 365 мм, внутренним диаметром 249 мм, шириной 66 мм.

Раскатку заготовок из сплава ЭП718—ИД осуществляли в интервале температур 1120...850 °С — три заготовки; из сплава ВТ20 в интервале 970...850 °С — три заготовки; из стали Ст3 в интервале 1150...800 °С — три заготовки; из стали Ст3 с температуры 800 °С — три заготовки; из стали Ст3 в интервале 1150...800 °С, с внутренним расположением фланцев — три заготовки.

Кольца из свинца подвергали холодной раскатке на раскатной машине РМ-1200 за пять переходов. На каждом переходе измеряли внутренний диаметр колец и высоту фланцев, толщину кольца по фланцу, результаты усредняли и рассчитывали отношение размера фланца, полученного при раскатке свинцовых образцов, к размеру фланца, полученного при раскатке колец из других материалов. Соответственно данные заносили в карту опытов (см. таблицы № 1—5).

Раскатывая "холодные" кольца из различных материалов, в том числе кольца с внутренним расположением фланцев, высоту фланцев, внутренний диаметр и толщину колец по фланцу получали уменьшением размеров, полученных измерением "горячих" заготовок, на величину усадки [1]. Раскатку прекращали при отсутствии прироста (в данном случае при диаметре 520 мм).

По результатам экспериментов построен график, который подтверждает различную выкатываемость профиля материалами (рис. 2).

1. Диаметры и толщины, отношение высот фланцев раскатанных колец из свинца С1 и сплава ЭП718—ИД

Диаметр раскатанных образцов, мм	Высота фланца h_2, мм		Отношение высот фланцев свинец С1/ЭП718—ИД	Толщина кольца по фланцу H, мм	
	Свинец С1, t = 20 °С	ЭП718—ИД, t = 1160 °С		Свинец С1	ЭП718—ИД
249	0	0	0	48,0	48,0
340	10,9	14,1	0,773	39,9	43,8
395	12,5	18,1	0,691	37,4	40,8
450	13,5	21,2	0,637	35,6	38,2
485	16,2	23,5	0,689	34,6	38,1
520	18,3	25,2	0,726	34,7	37,4

2. Диаметры и толщины, отношение высот фланцев раскатанных колец из титанового сплава ВТ20 (t = 970 °С)

Диаметр раскатанных образцов, мм	Высота фланца h_2, мм	Отношение высот фланцев свинец С1/ВТ20	Толщина кольца по фланцу H, мм
249	0	0	48,0
340	11,5	0,948	41,0
395	15,9	0,786	39,8
450	18,9	0,714	39,0
485	22,5	0,720	38,2
520	25,8	0,709	37,8

3. Диаметры и толщины, отношение высот фланцев раскатанных колец из стали Ст3 (t = 1150 °С)

Диаметр раскатанных образцов, мм	Высота фланца h_2, мм	Отношение высот фланцев свинец С1/Ст3	Толщина кольца по фланцу H, мм
249	0	0	48,0
340	10,5	1,038	41,0
395	14,2	0,880	38,2
450	18,3	0,738	35,8
485	20,1	0,806	35,8
520	21,7	0,843	35,0

4. Диаметры и толщины, отношение высот фланцев раскатанных колец из стали Ст3 (t = 800 °С)

Диаметр раскатанных образцов, мм	Высота фланца h_2, мм	Отношение высот фланцев свинец С1/ Ст3	Толщина кольца по фланцу H, мм
249	0	0	48,0
340	12,0	0,908	40,5
395	15,9	0,786	40,1
450	19,5	0,692	37,5
485	21,6	0,750	37,4
520	23,6	0,775	38,1

5. Диаметры и толщины, отношение высот фланцев раскатанных колец из стали Ст3 (t = 1150 °С, фланцы вниз)

Диаметр раскатанных образцов, мм	Высота фланца h_2, мм	Отношение высот фланцев свинец С1/Ст3	Толщина кольца по фланцу H, мм
249	0	0	48,0
340	9,7	1,124	42,7
395	12,7	0,984	39,1
450	15,8	0,854	36,2
485	18,0	0,900	35,7
520	20,2	0,906	35,5

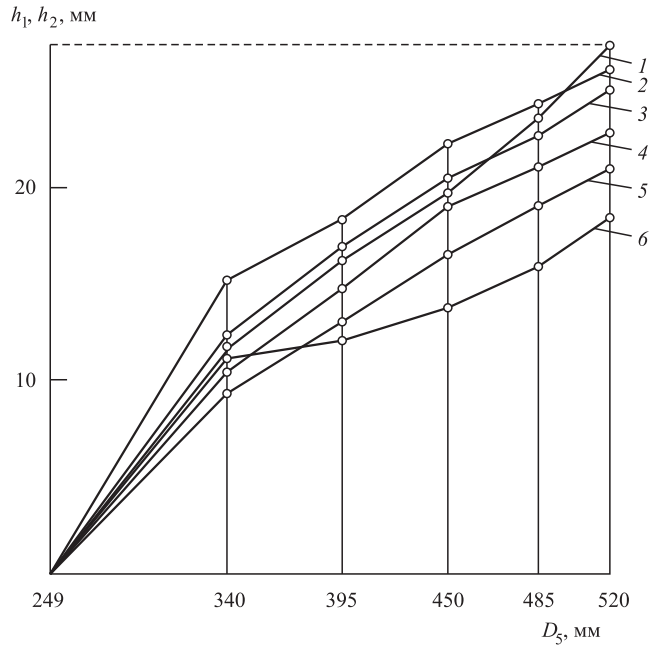


Рис. 2. Высота фланца по переходам для различных материалов:

1 — ВТ20; *2* — ХН45МВТЮБРИД (ЭП718—ИД); *3* — Ст3 (t = 800 °С); *4* — Ст3 (t = 1150 °С); *5* — Ст3 (t = 1150 °С, фланцы вниз); *6* — свинец С1

Проведенный эксперимент подтвердил следующее:

1) выкатываемость кольцевых профилей зависит от материала, фланцы титановых колец при равных условиях выкатываются более высокими;

2) выкатываемость кольцевых профилей зависит от расположения фланцев, при равных условиях фланцы колец с внешним расположением выкатываются более высокими, причем расчет проводится при равенстве средней деформации стенки кольца;

3) выкатываемость кольцевых профилей зависит от температуры раскатки, чем она ниже, тем больше прочность $\sigma_{0,2}$, тем выше заполняемость калибра материалом.

Для расчетов было выбрано отношение 0,709 (см. табл. 2), так как важен конечный результат заполнения. Поскольку всегда имеются отклонения размеров, форм и показателей качества поверхностей в зависимости (1) и (2) ввели коэффициент запаса K_3 = 1,5, т.е. K = 0,709·1,5 = 1,06, а в расчетах приняли K = 1,1.

В результате изготовления заготовок с фланцевым профилем металлоемкость одного моторокомплекта стала меньше на 43 кг относительно заготовок с прямоугольной формой поперечного сечения, при этом механические свойства материала колец соответствуют техническим условиям ТУ 01-1203. Стоимость титанового сплава ВТ20 принята 1973 руб./кг (с НДС = 18 %), оснастку для данной партии не изготовляли, а подбирали из имеющейся, поэтому экономический эффект составил 84 800 руб. (расчет сделан для 1 детали).

Заключение. Применение технологических процессов получения бесшовных кольцевых профилей для газотурбинных двигателей путем горячей раскатки кольцевых заготовок с прямоугольным профилем в одной паре валков позволяет значительно увеличить коэффициент использования металла и снизить трудоемкость механической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панин В.Г.** Изучение выкатываемости фланцевых колец и факторов интенсификации их формообразования // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 9. С. 37—40.

2. **Панин В.Г.** Выкатываемость кольцевых профилей для газотурбинных двигателей // Вестник машиностроения. 2015. № 5. С. 45—49.

3. **Раскатка** бесшовных кольцевых заготовок малого и среднего диаметров: руководящий технический материал 1.4.8506—88. М.: НИИД, 1988. 49 с.

Валерий Георгиевич Панин, канд. техн. наук,
val-panin@mail.ru

УДК 621.792

В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
В.М. Рощупкин
(Воронежский государственный технический университет)

О методах получения порошковых материалов и быстрозакристаллизованных ультрадисперсных порошков. Обзор

Рассмотрены основные методы получения металлических порошков различного фракционного состава, получившие распространение в современной технике и промышленности. Особое внимание уделено рассмотрению метода электроэрозионного диспергирования, выгодно отличающегося производительностью и энергоемкими показателями.

Ключевые слова: металлический ультрадисперсный порошок; гранулометрический состав; распыление; электроэрозионное диспергирование.

The main methods of obtaining of metal powders of different fractional composition, widely spread in modern technology and industry are considered. Particular attention is paid to the method of dispersing the electro differentiating performance and power-consuming characteristics.

Keywords: metal ultrafine powder; particle size distribution; spraying; EDM dispersion.

Известно, что металлический порошок — это совокупность частиц металлического материала: чистого металла, сплава и металлоподобного соединения с размерами до 0,01 м, находящихся во взаимном контакте и не связанных между собой [1, 2].

Производство порошка — первая технологическая операция метода порошковой металлургии.

Все методы производства порошка можно классифицировать по четырем основным группам: механические, физические, химические, физико-химические [2—5].

Механические методы обеспечивают превращение исходного материала в порошок без существенного изменения его химического состава. В большинстве случаев используют измельчение (размол) твердых материалов (металлов, сплавов или их соединений).

К основным механическим методам получения порошков относятся дробление и размол твердых материалов. Твердые тела измельчают в шаровых мельницах, вибромельницах, в инерционных дробилках.

Механические методы в основном представляют интерес как предварительные в процессе получения ультрадисперсных порошков (УДП) другими методами и осуществляются с помощью мельниц различного типа. Наиболее совершенная по конструкции мельница — конусная инерционная дробилка (КИД), позволяющая перерабатывать стружку, гранулы, полученные распылением с высокой скоростью охлаждения (от 10^{-1} до 10^{-5} °С/с) [6]. К преимуществам дробилки этой конструкции относят: отсутствие упрочнения порошка; отсутствие закатывания оксидов; значительно больший выход (3—4 раза) годного порошка нужной фракции в сравнении с дробилками типа шаровой мельницы. Размер частиц менее 63 мкм достигается на КИД на 6 ч при удельном расходе электроэнергии 0,1 кВт/ч на

1 кг стружки, что в 20 раз меньше, чем при измельчении в шаровой мельнице. Для получения субмикронных размеров частиц используют аттриторы с добавлением диспергирующих сред (поверхностно-активные вещества, неорганические соли, содержащие многовалентные ионы) [7, 8]. Форма частиц порошков, получаемых механическим измельчением, изменяется от чешуйчатых до равноосных (рис. 1).

Химические методы основаны на газофазном осаждении, восстановлении в твердой и жидкой фазе и пиролизе соединений. Процесс газофазного осаждения проводят в газовом потоке или в плазме. Восстановление оксидов и галогенидов происходит в потоке водорода. Оптимизацию процесса получения порошков данным способом осуществляют по температуре, чтобы обеспечить интенсивное протекание реакции, задержав при этом процесс диффузии в твердой фазе.

Порошки нитрида титана с размером частиц менее 0,5 мкм получают по реакции в газовой фазе в системе $TiCl_4$—NH_3—N_2—H_2 при 973...1773 К [9]. Пиролизом формиатов меди, никеля и кобальта в аргоне, очищенном от кислорода, при температуре 453...513 К получают порошки этих металлов с размером частиц от 350 до 2000 Å. УДП боридов, карбидов, силицидов, нитридов и сульфидов металлов III—VI групп Периодической системы элементов получают по реакции парообразных галогенидов соответствующих металлов, иногда нагретых, с парами, содержащими бор, углерод, кремний, азот, серу. Реакция протекает в присутствии водорода [10].

Перспективным способом получения УДП является способ, основанный на использовании низкотемпературной плазмы, генерируемой в дуговом или индукционном разряде. Этот способ применяют для переработки отходов металлов и сплавов. Из хлоридов металлов и углеводородов в плазме дугового разряда получены карбиды титана, циркония, гафния, ванадия, ниобия, тантала, молибдена, вольфрама, бора, кремния, урана и тория [11]. Средний размер частиц порошков 0,01...0,1 мкм, удельная поверхность 30...120 $м^2/г$, форма частиц правильная кубическая, гексагональная. Мелкие порошки (50 Å) получают в плазме азота и аргона обработкой титана или его хлорида. Плазма генерируется ВЧ- или СВЧ-разрядом [12]. Высокочистый порошок нитрида кремния (99,9 %) с размером частиц 0,1...3 мкм получают при температуре 1672 К методом пиролиза силанов, получаемых газофазной реакцией между $SiCl_4$ и NH_3 в инертной среде [13]. В низкотемпературной плазме получают и порошки металлов, ультрадисперсные порошки вольфрама получают при восстановлении триоксида вольфрама в аргоно-водородной плазме [14].

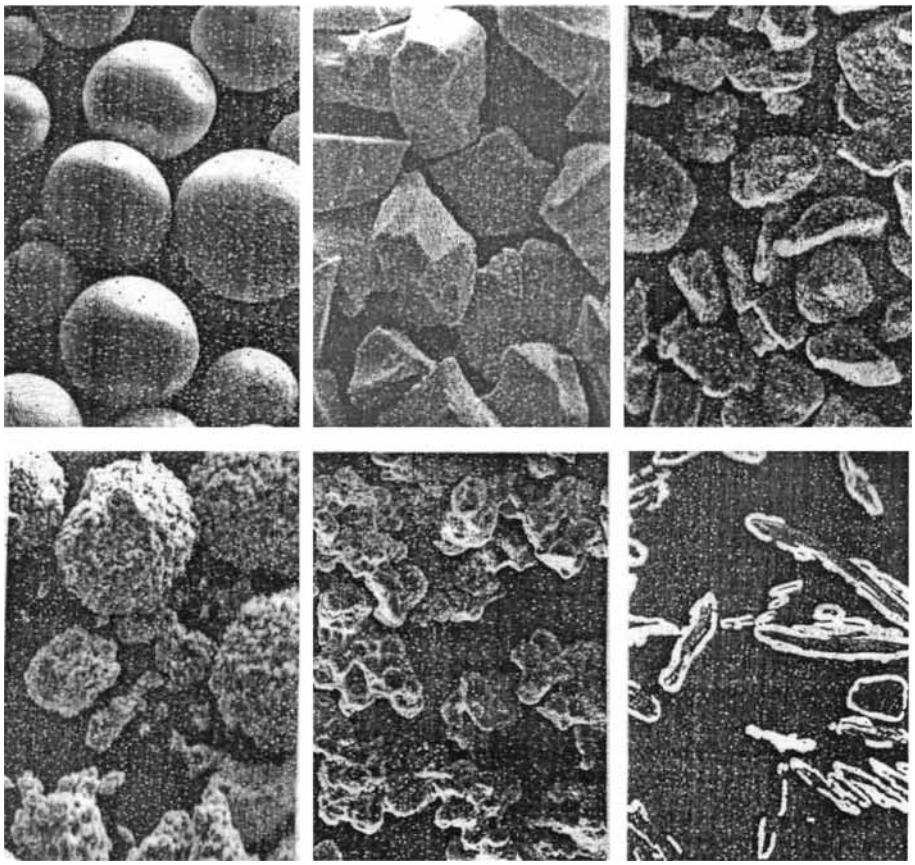


Рис. 1. Порошки с различным морфологическим строением

Физико-химическиеметоды. При сочетании процессов испарения—конденсации и химических реакций можно получать оксиды. Из оксидов можно получать чистые Ni, W, Fe с помощью электрической дуги в водородной среде. Путем контроля за содержанием воды в среде, где происходит конденсация, можно

проводить гидроксилирование ультрадисперсных частиц. Если при конденсации из паровой фазы создать реакционную среду, то можно получить самые разнообразные материалы в ультрадисперсной среде: металлы, металлоиды, оксиды, карбиды, бориды, нитриды, силициды, сульфиды и т.д. [15]. Для получения карбидов металлов разработан метод парного испарения. Этим методом получают тугоплавкие соединения SiC, TiC, NbC, ZrC, MoC, TaC, WC. Методом электроосаждения получают порошки металлов с размером частиц 0,2...5 мкм. Метод не требует дополнительной защиты от окисления порошков [16].

Физические методы основаны на процессах испарения—конденсации. Порошок образуется в результате фазовых переходов "пар—твердое состояние", "пар—жидкость—твердое состояние" в газовой среде или на твердой подложке. Испарение можно проводить в вакууме, в среде разряженного инертного газа или в плазменной струе. Вакуум требуется для получения порошков с особыми свойствами и для регулирования концентрации пара в парогазовой фазе, обеспечивая нужное качество порошка [17]. Производительность процесса и дисперсность материала тонко регулируются технологическим режимом и конструктивными параметрами камер испарения и конденсации. Этот способ позволяет получать порошки металлов и разнообразных соединений с размером частиц 0,05...0,1 мкм.

Порошки химически активных металлов (щелочных и щелочно-земельных) получают в среде аргона. Заданием состава газовой фазы испаренного материала можно управлять химическим составом получаемого порошка. К современным способам испарения относятся газоплазменный и электронно-лучевой нагрев. Генераторами плазмы служат электродуговые, высокочастотные (ВЧ) и сверхвысокочастотные (СВЧ) плазмотроны большой мощности. На дисперсность порошка влияет скорость охлаждения. При подаче холодных газовых струй можно создать скорость охлаждения $10^5...10^8$ К/с. Порошки алюминия, полученные в таких условиях, имели размер частиц 5...500 Å и удельную поверхность 30...70 $м^2$/г. Тугоплавкие металлы, сконденсированные на охлажденную поверхность из плазменной струи, имеют частицы размером 50...1000 Å. Температурный градиент составил при этом 10^3 К/см.

Конденсацией пара непосредственно в твердое состояние получают частицы с правильной огранкой. Если при конденсации образуется жидкая фаза, то частицы порошка имеют сферическую форму [17]. Нагрев и испарение взрывом проводника в аргоне или гелии при остаточном давлении 0,1...60 МПа позволили сконденсировать порошки Ti, Nb, Mo, Ta, Fe с размером частиц 0,01...0,2 мкм [18].

В настоящее время распространено получение порошков сферической формы методом вращающегося электрода/заготовки с плазменным нагревом (PREP). Основным преимуществом метода является получение плотных безгазовых частиц шарообразной формы.

Диспергирование (распыление) расплава. Большое число металлических порошков получают методом распыления или пульверизации жидких металлов и сплавов. Производство порошков этими методами состоит в том, что расплавленный металл подвергается измельчению под давлением сжатого воздуха, газов, воды или путем воздействия центробежных сил, ударов лопаток вращающейся турбинки по струе жидкого металла с возникновением дисперсных частиц.

Методы распыления металлического расплава различаются по виду затрачиваемой энергии (нагрев индукционный или косвенный, электродуговой, электронный, лазерный, плазменный и др.), по виду силового воздействия на расплав при диспергировании (механическое воздействие, энергия газовых и водяных потоков, силы гравитационные, центробежные, воздействие ультразвука и т.д.), по типу среды для его создания и диспергирования (восстановительная, окислительная, инертная или какая-либо иная среда заданного состава, вакуум).

Струю расплавленного металла диспергируют механическим способом (воздействием центробежных сил и др.), электрическим или действуя на нее потоком энергоносителя (газа или жидкости).

Механические методы. Струя металла, вытекающая из калиброванного отверстия, разрушается вращающимся диском. Для повышения эффективности диск может быть снабжен специальными выступами или отверстиями. Основная сложность — налипание металла на

вращающиеся детали. Струя металла из плавильного агрегата попадает во вращающийся тигель с отверстиями в боковых стенах. Для получения гранул одинаковой величины размеры отверстий увеличиваются по мере удаления от дна тигля. Необходимость обеспечения высокой скорости для распыления (при частоте вращения до 18 000 мин$^{-1}$) сдерживает применение метода. Распыление расплава и закалка (кристаллизация и приобретение формы частицами) происходят в момент удара о водоохлаждаемую полированную поверхность экрана, что обеспечивает скорость охлаждения частиц. Вращающимся медным диском извлекаются (экстрагируются) ограниченные объемы металла и мгновенно затвердевают. В зависимости от формы кромки диска можно получать частицы чешуйчатой, игольчатой формы, волокна и др.

Электрические методы. Электроимпульсный метод заключается в воздействии электрического импульсного тока на струю пульпы или расплава. Накопитель энергии — конденсатор — заряжается от источника постоянного или переменного тока. При определенной величине заряда пробивается промежуток, и вся накопленная за время энергия выделится за время τ_0 в рабочем промежутке и элементах цепи разрядного контура. Электродуговое распыление осуществляется следующим образом. Пруток металла, подлежащего распылению, служит катодом. Анод выполняется в виде водоохлаждаемого полого цилиндра. Применяют также плазменные горелки с независимой или зависимой дугой, когда анодом служит распиливаемый материал.

Распыление газовым потоком. В инженерном отношении возможно осуществление трех основных схем разрушения струи: соосным потоком газа, потоком под углом, поперечным потоком. При распылении струи расплава можно выделить три структурные зоны: не распавшуюся сплошную часть струи, зону разделения струи на отдельные волокна, пряди, нити, капли; зону окончательного формирования частиц, интенсивного протекания теплообменного и других процессов.

Распыление жидкостями характеризуется высокой плотностью энергоносителя, интенсивным охлаждением капель расплава, образованием значительного количества пара в зоне непосредственного контакта жидкости с расплавом. В качестве распыляющей жидкости используют воду или масло. Распыляющий узел, форсунки должны обеспечивать возможность использования максимальной силы удара водяной струи, она связана с длиной ее начального участка, величина которого определяется выходным диаметром насадки, давлением воды перед насадкой и степенью поджатия струи.

Диспергирование расплавленного металла или сплава струей сжатого газа, жидкости или механическим способом позволяет получать порошки, называемые распыленными.

Производство порошков методами распыления отличается высокими производительностью, технологичностью, степенью автоматизации и сравнительно малыми энергозатратами, является экологически чистым. Порошки, полученные этими методами, имеют, в основном, сферическую форму, что позволяет использовать их не только при производстве различных конструкционных деталей, но и широко применять при изготовлении газопроницаемых, фильтровальных материалов и изделий.

Недостатком методов получения порошков из жидких расплавов является низкая чистота порошка из-за окисления поверхности частиц в процессе распыления. Поэтому распыленные порошки необходимо подвергать восстановительному отжигу, а при использовании их для изготовления ответственных изделий, например, деталей турбин, распыление осуществлять в глубоком вакууме. В последнем случае технология производства порошков усложняется, требуется применение специального оборудования, резко повышается стоимость порошков.

В технологическом отношении гранулы (как принято называть частицы распыленных порошков) хотя и обладают хорошей спекаемостью, но плохо прессуются. Поэтому при изготовлении деталей повышенной плотности с высокими механическими свойствами их прессование проводят при высоких температурах (например, в газостатах), при которых совмещаются процессы прессования и спекания.

Для лучшего распыления в жидком состоянии металл несколько перегревают. Так, в момент распыления температура для чугуна составлет не ниже 1450 °С, для стали — не ниже 1600 °С. Форма частиц порошков зависит от

условий процесса распыления и от физико-химических свойств расплавленного металла. Если металл в жидком состоянии обладает большим поверхностным натяжением, то под действием этого натяжения частицы распыленного металла приобретают сферическую форму. Если процесс распыления недостаточно отработан или металл в жидком состоянии обладает малым поверхностным натяжением, то расплавленные частицы могут затвердевать раньше, чем поверхностное натяжение придаст им сферическую форму, тогда частицы порошка могут иметь неправильную равноосную форму.

По гранулометрическому составу методом распыления получают порошки с очень широким диапазоном по размерам частиц. Максимальный процент приходится на частицы с размером 56...250 мкм.

Промышленное производство порошков в нашей стране составляет в соотношении 4—5:1 в пользу распыленных порошков.

В настоящее время метод распыления широко применяют для получения не только порошков железа, сталей и других сплавов на основе железа, но и порошков алюминия, меди, свинца, цинка, тугоплавких металлов (титана, вольфрама и др.), а также сплавов на основе этих цветных металлов. Распыление эффективно при получении порошков многокомпонентных сплавов и обеспечивает объемную равномерность химического состава, оптимальное строение и тонкую структуру каждой образующейся частицы. Это связано с перегревом расплава перед диспергированием, что приводит к высокой степени его однородности на атомарном уровне из-за полного разрушения наследственной структуры твердого состояния и интенсивного перемешивания, и кристаллизацией дисперсных частиц с высокими скоростями охлаждения — от $10^3...10^4$ до $\sim10^8...10^{12}$ °С/с.

Грануляция расплава. Порошок образуется при сливании расплавленного металла в жидкость (например, в воду). Получают крупные порошки железа, меди, свинца, олова, цинка.

Обработка твердых (компактных) металлов резанием. При станочной обработке литых металлов или сплавов подбирают такой режим резания, который обеспечивает образование частиц, а не стружки. Получают порошки стали, латуни, бронзы, магния. Частицы порошков получаются крупными, неравноосными. Такие порошки плохо прессуются, а спрессованные из них заготовки имеют малую прочность и большую склонность к образованию трещин. Поэтому порошки, полученные резанием, подвергают дополнительному измельчению в мельницах и дробилках [3].

Измельчение ультразвуком. Измельчение ультразвуком осуществляют в среде, где распространяются упругие волны, образующиеся при периодическом чередовании сжатия и разрежения этой среды с частотой свыше 16 000 Гц. В жидкой среде возникает кавитация, т.е. разрывы из-за действия на жидкость растягивающих сил. Диспергирование ведут в воде, спирте, ацетоне. Генерирование ультразвуковых колебаний проводится с использованием магнитострикции и обратного пьезокварцевого эффекта.

Более универсальны физико-химические методы, хотя в практике порошковой металлургии четкой границы между двумя указанными группами методов нет. Зачастую в технологическую схему производства порошка включают отдельные элементы (операции) механических и физико-химических методов их получения. Выбирая метод получения порошка, учитывают прежде всего необходимость обеспечения требований, предъявляемых к конечной продукции из него, а также экономическую оценку соответствующих технологических процессов — себестоимость порошка, размер капиталовложений, стоимость дальнейшей переработки порошка в изделия [19].

Все рассмотренные выше методы и их разновидности в пределах описанных разделов (классов) относятся к специализированным, предназначены специально для получения порошков и обладают малой производительностью. Так, метод, основанный на охлаждении конденсата охлаждаемой поверхностью, позволяет изготовлять всего несколько сотен граммов порошка одновременно и очень энергоемок. Механический способ при его высокой производительности остается однако подготовительным для дальнейшего диспергирования другими способами.

Отметим также следующую особенность описанных методов. Каждый из методов позволяет получать качественные порошки (с хорошей уплотняемостью, прессуемостью и т.д.) для определенного класса материалов. Отме-

ченная особенность методов диспергирования материалов отчасти объясняется недостаточной их разработанностью. Отсутствуют исследования по связи микроморфологических особенностей получаемых различными методами частиц порошков с параметрами процессов диспергирования. Морфологический тип частиц устанавливается в основном по макроморфологическим признакам. Однако форма частиц порошка, являясь наиболее доступной для определения характеристикой, не несет количественной информации, необходимой для сопоставления свойств генетически неидентичных порошков.

В данной работе предпринята попытка дальнейшей разработки одного из физических методов получения ультрадисперсных порошков с учетом недостатков в исследованиях других методов, отмеченных выше. Отличительной чертой этого метода является его большая практическая ценность, так как в его основе лежит процесс, широко применяемый в обработке металлов и их сплавов, а также различных соединений, являющихся тугоплавкими основами твердых коррозионно-стойких и жаропрочных сплавов.

Метод электроэрозионного диспергирования материалов. Из всех разновидностей данного метода наибольшего внимания с точки зрения изыскания и разработки перспективного способа диспергирования широкого класса материалов в ультрадисперсные порошки заслуживают три метода — электроимпульсная (ЭИМ), электроискровая (ЭИС) обработка и размерная обработка дугой (РОД). Преимуществами этих методов диспергирования перед другими (физическими, механическими и химическими) являются их низкая энергоемкость, высокая производительность, возможность получать дисперсное вещество в процессе обработки деталей из литых материалов, порошковых изделий и получать соединения и сплавы из композиций в процессе диспергирования.

Диспергирование материалов в методах ЭИС, ЭИМ, РОД происходит в средах, выбор которых обусловлен особенностями процесса электроэрозии. ЭИМ поверхности различных материалов осуществляется, как правило, на воздухе при нормальном давлении, а ЭИС и РОД проводящих материалов (металлы, сплавы на их основе) — в диэлектрических средах.

Одной из разновидностей ЭИС является метод электроэрозионного диспергирования (ЭЭД). Впервые об этом методе было сообщено в работе [20].

Процесс ЭЭД представляет собой разрушение токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами и (или) частицами сплава (электрическая эрозия материала). В зоне разряда под действием высоких температур происходят нагрев, расплавление и частичное испарение материала. Жидкий материал и парообразный материал выбрасываются в рабочую жидкость и застывают в ней с образованием отдельных частиц [21, 22].

Форма частиц порошка обусловлена тем, в каком виде материал выбрасывается из лунки в процессе ЭЭД.

Обычно в порошке превалируют частицы, полученные кристаллизацией расплавленного материала (жидкая фаза). Они имеют правильную сферическую или эллиптическую форму.

Частицы, образующиеся при кристаллизации кипящего материала (паровая фаза), имеют обычно неправильную форму, размер на порядок меньше частиц, образующихся из жидкой фазы, и, как правило, агломерируются друг с другом и на поверхности других частиц. В процессе ЭЭД такие частицы наиболее подвержены химическим и фазовым изменениям. К.К. Намитоков [23] установил, что паровая фаза образуется при большой плотности мощности теплового воздействия, и процесс ее эрозии протекает взрывообразно. Это критическое значение будет разным для различных материалов, но близким к 10^{12} Вт/м^2. Используя уравнение температурного поля, описывающее тепловые процессы на поверхности анода при воздействии на него канала искрового разряда [24], авторы работы [25] определили, что увеличение длительности импульса приводит к увеличению диаметра канала разряда, что в свою очередь приводит к уменьшению плотности мощности теплового воздействия. Из этого следует, что чем меньше диаметр канала разряда, тем больше количество паровой фазы.

Частицы, выбрасываемые из лунки в твердом состоянии (твердая фаза), образуются под действием ударных волн канала разряда и под действием термических напряжений, а также частицы твердой фазы образуются при хрупком

изломе острых граней и краев диспергируемого материала при его перемешивании во время процесса ЭЭД. Такие частицы обычно имеют неправильную осколочную форму, иногда с оплавленными гранями и краями. При диспергировании пластичного материала частиц, полученных хрупким разрушением, как правило, не обнаруживается. Хрупкое разрушение твердого сплава при ЭЭД, по мнению авторов [26], начинает происходить только при повышении энергии импульса свыше 0,15...0,25 Дж. Но доля частиц в порошке, образовавшаяся в результате хрупкого излома при перемешивании, всегда присутствует.

При ЭЭД частицы порошка, выбрасываемые из канала разряда в жидком состоянии в рабочую жидкость, быстро кристаллизуются и закаливаются, поэтому и имеют сферическую или эллиптическую форму. После выхода из зоны разряда частицы порошка часто сталкиваются между собой. Если в момент столкновения кристаллизация была полностью завершена, то на частицах остаются характерные следы от ударов и сетчатая поверхность.

При значительной разнице температур столкнувшихся частиц происходит их слипание с образованием непрочных границ. Как правило, это происходит при столкновении крупных частиц, образовавшихся из жидкой фазы, с мелкими частицами, образованными из паровой фазы. Если нет существенной разницы температур частиц при столкновении, то могут образовываться конгломераты неправильных форм.

В качестве альтернативного методу ЭЭД в работе [27] предложен метод получения порошков размерной обработкой дугой.

Особенность метода РОД состоит в том, что диспергирование осуществляется сжатой непрерывно горящей дугой, которая образуется между электродным инструментом и электродом-заготовкой. Через зазор между электродами постоянно течет жидкость при динамическом давлении потока не менее 5...10 кПа и напряжении на дуге 20...30 В.

Преимуществом РОД перед методами ЭИС и ЭИМ является то, что стационарная дуга позволяет получать более стабильные значения энергетических характеристик и более управляема. При горении дуги в поперечном потоке жидкости энергетические характеристики разряда — напряженность электрического поля и плотность тока — регулируются легко, плавно и в самых широких пределах за счет изменения давления потока [27], что рассматривается как результат саморегулирования энергетических характеристик разряда в функции динамического давления потока.

Электроимпульсная обработка (ЭИМ), как было показано выше, также является разновидностью электроэрозионной обработки. Этот процесс разработан Экспериментальным НИИ металлорежущих станков значительно позднее, чем процесс ЭИС обработки, более производителен и экономичен, что не исключает, однако, во многих случаях рационального применения электроискровой обработки. Электроимпульсная обработка отличается от электроискровой применением иных генераторов импульсов (машинных, электронных и др.) и большей длительностью единичных импульсов. В результате обеспечивается униполярная (однополюсная, постоянно действующая только в одном направлении) форма импульсов, способствующая направлению всей энергии только на разрушение металла обрабатываемой детали, повышая интенсивность процесса и снижая расход электродов. Кроме того, большая длительность импульса позволяет значительно снизить температуру в межэлектродном пространстве (до 5000 °С). Это дает возможность использовать графитированные материалы для электродов, обеспечивающие более высокие режимы обработки.

Отличительными особенностями электроимпульсного процесса являются также обратная полярность (анодом служит инструмент, катодом — деталь) и применение в качестве диэлектрической среды не керосина, а масел (трансформаторного, дизельного или некоторых других).

Процесс электроимпульсной обработки целесообразно применять при снятии металла на относительно больших площадях (до 100×100 мм и более) одновременно, поскольку производительность процесса в этом случае резко повышается. При жестких режимах достигается увеличение относительного съема металла с единицы площади по сравнению с электроискровым процессом в 8—10 раз до 8000...10 000 мм^3/мин и более.

Для электроимпульсной обработки характерным является изготовление закаленных высадочных матриц и пуансонов, матриц вы-

рубных штампов, изготовление и многократное восстановление (без отжига) молотовых штампов, пресс-форм для прессования пластмасс, обработка деталей из жаропрочных и магнитных сталей и т.п.

Электроискровой и электроимпульсный процессы получают широкое применение. Придание электродам поступательного или вращательного движения, изменение электрических режимов позволяют применять эти процессы для разных нужд промышленности.

Порошки для газотермических покрытий. Специализированные порошки выпускаются трех типов размеров: ОМ — особо мелкие (40...100 мкм); М — мелкие (100...280 мкм) и С — средние (280...630 мкм). В производстве, в частности для нанесения многофункциональных покрытий, применяют порошки двух типов — однокомпонентные и многокомпонентные (композиционные).

Для газотермического напыления широко применяют порошки с размером частиц 5...300 мкм. На рис. 2 представлены однокомпонентные порошки.

Однокомпонентные порошки получают распылением сплавов или восстановлением из оксидов. Преимущество однокомпонентных порошков — получение покрытий с однородным химическим составом и структурой. К однокомпонентным порошкам относятся порошки, полученные из оксидов плавлением или спеканием с последующим дроблением и рассевом.

Многокомпонентные порошки — композиционные порошки, состоят из двух или более различных по свойствам компонентов, разделенных между собой четкой границей раздела. Строение композиционных порошков показано на рис. 3. При напылении таких порошков получается покрытие с мелкодисперсной гетерогенной структурой Co—WC—TiC, Ni—Ni_3Al—Al, Ni—Al_2O_3 и др. Применение плакированных порошков дало возможность ввести в покрытие материалы, которые не поддаются напылению (SiC, графит, BN).

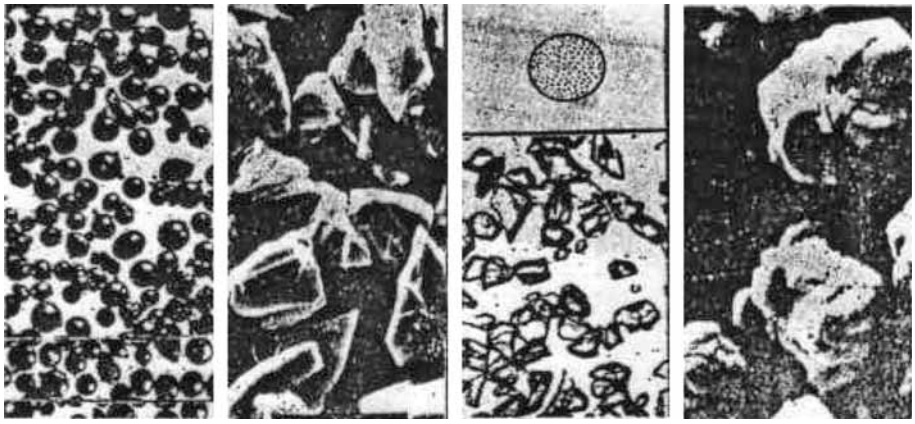


Рис. 2. Однокомпонентные порошки

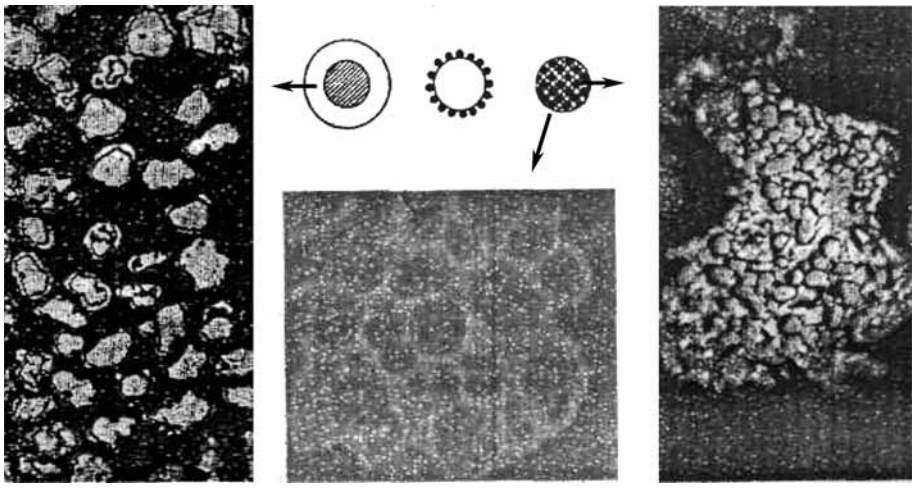


Рис. 3. Строение композиционных порошков

Актуальным направлением, связанным с разработкой и напылением композиционных порошков, явилось использование эффекта экзотермического взаимодействия компонентов частицы с образованием новых соединений и выделением тепла, обеспечивающего дополнительный разогрев порошка в момент формирования покрытий.

За рубежом выпускается термореагирующий порошок в системе Ni—Al (Ni — 20 %, Al — плакированный; Ni — 5 %, Al — конгломерированный).

Порошки характеризуются морфологией (формой), гранулометрическим составом, текучестью и насыпной плотностью.

По форме порошки делятся на сферические, округлые,

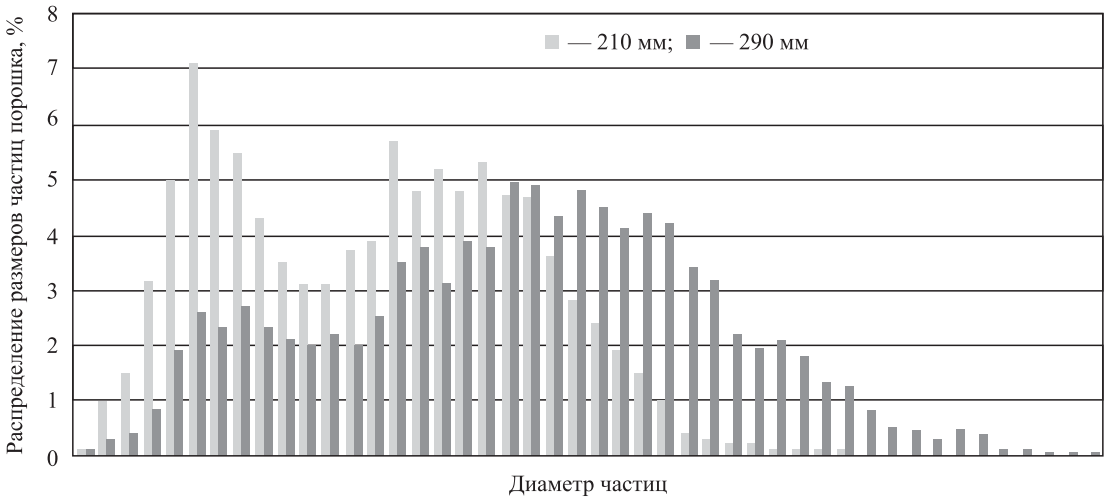


Рис. 4. Гранулометрический состав порошка

призматические, пластинчатые, игольчатые (см. рис. 2).

Сферические и округлые имеют лучшую текучесть, что облегчает их подачу в распылитель. Текучесть определяется по ГОСТ 20899—75.

Порошок по грануляции характеризуется двумя параметрами — размером частиц и распределением их размеров в навеске порошка (в %).

Гранулометрический состав порошка определяется с помощью лазерного доплеровского анемометра (LDA). На рис. 4 приведен гранулометрический состав навески порошка.

Заключение. Приведена обобщающая классификация методов производства порошковых материалов, даны основные характеристики этих методов, их преимущества и недостатки. Один из перспективных физических методов получения ультрадисперсных порошков: метод электроэрозионного диспергирования. Рассмотрены строение и форма полученных этим методом порошков, их гранулометрический состав, что дает перспективу для дальнейших исследований и разработок в области порошковой металлургии — одного из самых перспективных направлений современного материаловедения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ГОСТ 17359—82.** Порошковые материалы. Термины и определения. Взамен ГОСТ 17359—71; введ. — 1983-01-07. М.: Гос. Комитет СССР по стандартам: Изд-во стандартов, 1982. 18 с.

2. **Порошковая** металлургия и напыленные покрытия / В.Н. Анциферов, Г.В. Бобров, Л.К. Дружинин и др. М.: Металлургия, 1987. 792 с.

3. **Ермаков С.С., Вязников Н.Ф.** Порошковые стали и изделия. Л.: Машиностроение, Ленинградское отд-ние, 1990. 319 с.

4. **Кипарисов С.С., Либенсон Г.А.** Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1991. 319 с.

5. **Исследование** быстрозакристаллизованных порошков на основе титана и никеля, полученных электроэрозионным диспергированием: возможности их диспергирования / В.Н. Гадалов, С.В. Сафонов, Д.Н. Романенко и др. М.: АРГАМАК — МЕДИЯ, 2015. 119 с.

6. **Ревнивцев В.И., Гиршов В.А., Финкельштейн Г.А.** Измельчение металлических порошков из стружки. Порошковая металлургия. 1982. № 4. С. 12—17.

7. **Smith E.A., Pemberton E.W.** Powders in engineering // Engineeris Didest. 1979. 40. № 12. P. 46—52.

8. **Ильина З.Т., Брык М.Г., Надел Л.Г.** Интенсификация процесса диспергирования титана. Порошковая металлургия. 1981. № 12. С. 1—5.

9. **Hojo J., Kato A.** Formation of fine silicon carbide powders by a vapor phase method // J. Less // Lommon Metals. 1979. 68. № 1. P. 29—41.

10. **Макаренко Г.Н., Миллер Т.Н.** Карбиды и сплавы на их основе. Киев: Наукова думка, 1976. 128 с.

11. **Получение** дисперсных порошков карбидов ниобия и тантала / Н.В. Алексеев, Ю.В. Благовещенский, Г.И. Звиадзе и др. // Порошковая металлургия. 1980. 48. С. 1—4.

12. **Зверев А.Г., Павлов С.М.** К вопросу о механизме образования и пассивации мелкодисперсных порошков вольфрама в высокотемпературном потоке реагентов. Вопросы химии и химической технологии. 1974. Вып. 35. С. 31—33.

13. **Свойства** нитрида титана, синтезированного в низкотемпературной плазме. Высокотемператур-

ный синтез и свойства тугоплавких соединений / В.Н. Троицкий, Б.М. Гребцов, В.Н. Берестенко и др. Рига: Зинатне, 1979. С. 78—92.

14. **Цветков Ю.В., Дейнека С.С.** Получение и некоторые свойства ультрадисперсных порошков вольфрама. Порошковая металлургия в новой технике. М.: Наука, 1968. С. 143—155.

15. **Морохов И.Д., Трусов Л.И., Чиненк С.П.** Ультрадисперсные металлические среды. М.: Атомиздат, 1977. 264 с.

16. **Желибо Е.П., Арюпина К.А.** Образование на катоде высокодисперсных порошков железа. Порошковая металлургия, 1973. № 2. С. 14—19.

17. **Фришберг И.В., Кватер Л.И.** Получение высокодисперсных металлических порошков // Труды всесоюзной НТК по металлокерамическим материалам и изделиям. Ереван, 1973. С. 26—31.

18. **Некоторые** свойства мелкодисперсных порошков, полученных электрическим взрывом проводников в газе высокого давления / Г.П. Глазунов, В.П. Канцедап, Л.А. Корнис и др. // Вопросы атомной науки и техники. Серия "Атомные материалы". 1978. № 1. С. 21—24.

19. **Металлические** порошки и порошковые материалы / Б.Н. Бабич и др.; под общ. ред. Ю.В. Левинского. М.: Экомет, 2005. 520 с.

20. **А. с. 70000 СССР.** Способ получения порошков и устройство для его осуществления / Б.Р. Лазаренко.

21. **Ishibashi Wataru.** Электроэрозионный способ получения порошков // Funtai Ojobi Fummatsu Jakin. 1977. 24. № 4. P. 107—112.

22. **Металлография** металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровыми способами / В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Е.В. Агеев и др. М.: ИНФРА-М, 2011. 468 с.

23. **Намитоков К.К.** Электроэрозионные явления. М.: Энергия, 1978. 456 с.

24. **Золотых Б.Н.** Физические основы электроэрозионной обработки. М.: Машиностроение, 1977. 42 с.

25. **Марусина В.И.** Взаимосвязь теплового режима искрового разряда с формой и диапазоном распределения частиц микропорошка карбида вольфрама по размерам // Порошковая металлургия. 1984. № 6. С. 10—14.

26. **Марусина В.И.** Структура и фазовый состав диспергированного электроискровым методом сплава WC—Co // Порошковая металлургия. 1991. № 5. С. 75—79.

27. **Носуленко В.И., Мещеряков Г.Н.** Размерная обработка металлов электрической дугой // Электронная обработка материалов. 1981. № 1. С. 19—23.

Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук,
Gadalov-VN@yandex.ru;
Александр Владимирович Филонович, д-р техн. наук;
Ирина Валерьевна Ворначева;
Валерий Михайлович Рощупкин, канд. техн. наук

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
ISBN 978-5-9907638-3-8

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 669.71.884:620.181

Н.В. Учеваткина, В.В. Овчинников, О.А. Жданович, А.Г. Сбитнев
(Московский государственный машиностроительный университет "МАМИ")

Остаточные напряжения в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 после ионной имплантации с большой дозой*

Представлены результаты экспериментального измерения уровня остаточных напряжений в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 после ионной имплантации с использованием полиионных пучков. Показано, что при использовании пучков с двумя и большим числом сортов ионов остаточные напряжения в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 возрастают.

Ключевые слова: ионная имплантация; титановые сплавы; многоэлементные ионные пучки; механические напряжения.

The results of the experimental measurement of residual stress in the surface layer of titanium alloy VT6 after ion implantation using polyionic beams are presented. It is shown that at use bundles of two or more varieties of residual stresses in the surface layer of titanium alloy VT6 is increasing.

Keywords: ion implantation; titanium alloys; multiple-ion beams; mechanical stresses.

Введение. В процессе ионной имплантации в мишени происходят образование и взаимодействие различных дефектов кристаллической решетки, накопление имплантируемых атомов, образование новых фаз и распыление. Совокупность этих эффектов приводит к возникновению в мишени внутренних напряжений.

Поскольку в имплантированном слое имеют место стационарные (дефекты, примеси, фазы) и динамические явления, которые релаксируют после прекращения имплантации (релаксация и отжиг радиационных дефектов, образование и диссоциация новых фаз, распыление мишени), то внутренние напряжения также можно условно разделить на динамические, или пространственно-временные (существующие в процессе имплантации), и статические, или остаточные (сохраняющиеся после имплантации).

Атомы, получив дополнительную энергию при имплантации, смещаются и вследствие их высокой подвижности образуют область, обогащенную вакансиями. Наличие таких разупорядоченных областей приводит к возникновению механических напряжений внутри каждой области и между ними. В случае аморфизации разупорядоченные области перекрываются, в результате чего механические напряжения между ними релаксируют.

Перемещение дефектов (баллистическое и диффузионное) вызывает перемещение атомов мишени. В сплаве атомные потоки, связанные с потоком междоузельных атомов, будут избирательно переносить определенные элементы сплава, если только междоузельный поток не вовлечет в процесс переноса атомы всех элементов в соотношении, отвечающем их атомной концентрации.

Даже незначительное преимущественное участие одного или более элементов сплава в междоузельном потоке может привести к появлению несоразмерных результирующих потоков атомов этих элементов. Это применимо к переносу атомов и вакансионными потоками, но с существенным отличием: в этом случае поток атомов распространяется в сторону, противоположную вакансионному потоку.

Преимущественное участие какого-либо элемента сплава в миграции вакансий приводит к непропорциональному переносу этого элемента сплава вакансионным потоком.

Имплантация и приведенные выше процессы приводят к образованию в мишени областей, обогащенных атомами примесей, что ведет к возникновению градиентов концентраций и,

* Результаты получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России № 11.2175.2014/К.

как следствие, к изменению поля механических напряжений. Возможно образование новых фаз (химических соединений), сопровождающееся изменением удельного объема, что также приводит к возникновению напряжений.

Поскольку элементный и фазовый составы таких областей различаются, то они могут иметь разные коэффициенты теплового расширения и при нагреве мишени во время имплантации в ней возможно появление термических напряжений, знак и величина которых будут определяться соотношением между коэффициентами теплового расширения. Такие термоупругие напряжения следует отнести к динамическим напряжениям.

Упругонапряженное состояние мишени в процессе имплантации может изменяться и в результате распыления, причем особенно заметен этот эффект при имплантации тяжелых ионов.

Таким образом в образование напряженного слоя (области) при имплантации вносят вклад следующие процессы: дефектообразование, релаксация и отжиг дефектов, накопление и сегрегация примесей, диффузия (термическая и радиационно-стимулированная), порообразование (при имплантации ионов газов) и распыление.

Напряжения распределяются по глубине образца следующим образом: легированный слой сильно сжат вдоль поверхности, а под ним все компоненты тензора напряжений (и деформации) меняют знак и уменьшаются по абсолютной величине.

В работе [1] подробно изложены методика и экспериментальные результаты диагностики имплантированных слоев в ходе имплантации с помощью метода поверхностных акустических волн. Для расчета напряжений и деформаций, наведенных в кристалле ионной имплантацией, авторы применили температурный метод, заменив в соответствующих уравнениях термоупругости температурный член αT на βC, где β — коэффициент объемного расширения решетки на один внедренный ион. Обоснованием такой замены служит тот экспериментальный факт, что в области небольших доз имплантации объемное расширение решетки прямо пропорционально концентрации внедренных ионов.

В работе [2] в рамках континуальной теории упругости проведена оценка остаточных напряжений в быстрорежущей стали после высокоинтенсивной ионной имплантации азота. Ввиду низкой (1 кэВ) энергии ионов глубина их проникновения не превышает нескольких межатомных расстояний (рассмотрен случай "баллистического профиля"). Установлено, что на поверхности уровень напряжений достигает предела текучести обрабатываемого материала.

Остаточные напряжения, возникающие по структурному механизму, могут быть растягивающими и сжимающими. В большинстве случаев имплантационное воздействие приводит к напряжениям сжатия [2, 3]. Эпюра напряжений при небольших дозах легирования практически повторяет распределение имплантируемой примеси, однако рост напряжений ограничивается пределом прочности материала.

Дальнейшее увеличение дозы выше некоторого порогового значения (критической дозы) должно приводить к релаксации напряжений за счет пластического течения материала или хрупкого разрушения поверхностного слоя. Пространственное распределение напряжений имеет платообразный вид с постепенным выходом максимума на поверхность [2].

Как было указано выше, при выделении новых фаз, сопровождающихся изменением удельного объема, знак напряжений будет зависеть от отношения удельного объема образовавшихся фаз к удельному объему матрицы. Поэтому такие напряжения могут быть растягивающими и сжимающими.

В работе [2] проведена оценка величин этих напряжений для быстрорежущей стали после высокоинтенсивной ионной имплантации азота. Расчеты показали, что в данном случае предел упругости (текучести) обрабатываемого материала достигается уже при ~5 % содержании новых фаз. Дальнейшее увеличение их концентрации вызывает сброс напряжений.

Отмечено [2], что расчеты напряженно-деформированного состояния ионно-легированных слоев с использованием представлений континуальной теории упругости аналитическими методами не совсем корректны для оценки напряжений в пластической области. В таких случаях приемлем метод конечных элементов, позволяющий учесть особенности упруго-пластического поведения материала (идеально жесткий, жесткопластический).

Приведенный расчет [2] для титанового сплава ВТ6, имплантированного медью, показал, что в поверхностном слое материала толщиной 90...250 мкм возникают сжимающие остаточные напряжения. Величина этих напряжений в центре имплантируемой пластины больше, чем на краю. Эта разница возрастает с увеличением концентрации имплантированных атомов и дозы облучения. Глубина залегания остаточных напряжений в центре пластины равна глубине имплантированного слоя, а на краю уменьшается. Учет пластического формоизменения приводит к уменьшению напряжений в поверхностных слоях по сравнению с решением для чисто упругого материала.

В работе [4] выполнены рентгенодифрактометрические исследования относительного изменения периода решетки мартенсита в зависимости от угла скольжения рентгеновского пучка, задающего глубину зондирования. Обнаружено, что на глубине ~0,3 мкм относительное изменение периода решетки меняет знак. Это может быть обусловлено тем, что на границе легированного слоя и расположенного более глубоко азотсодержащего подслоя мишени напряжения меняют знак: сжимающие напряжения, присущие поверхностному слою, становятся растягивающими в подслое.

В работе [5] предпринята попытка определить динамические напряжения в образцах стали типа 18-10 в процессе высокоинтенсивной ионной имплантации азота. Деформация образца измерена емкостным методом. Обнаружен быстрый рост напряжений в начальный период имплантации. По истечении первых 100 с имплантации сжимающие напряжения достигают 1,5 ГПа. За это время в мишени набирается незначительная ($4{,}7 \cdot 10^{15}$ см$^{-2}$) доза ионов азота. В последующий период облучения (30 мин) они незначительно увеличиваются.

Отмечено, что основная причина такого поведения напряжений — это увеличение деформации решетки, обусловленное высоким уровнем генерируемых дефектов (в основном дефектов упаковки). При достижении уровня напряжений 1,8 ГПа начинается пластическое течение материала.

Для объяснения абсолютных значений напряжений предложены два механизма. Первый основан на медленно протекающей диффузии, не соответствующей закону Фика. Второй (по мнению авторов, более вероятный) связан с одновременным вкладом распыления и независимых от времени диффузионных констант.

Однако наиболее интересный результат получен после прекращения обработки. При выключении пучка (63 мин процесса) обнаружен мгновенный скачок напряжений. Далее (в течение 15...30 мин) эти напряжения релаксируют примерно на 50 % по экспоненциальному закону. Отмечено, что такой характер поведения напряжений не может быть объяснен диффузионными процессами.

По-видимому, уменьшения значений напряжений ниже предела пластичности достаточно для поддержания материала в напряженно-деформированном состоянии. Это состояние поверхностных слоев, аккумулирующее в себе примесно-дефектную и структурно-фазовую составляющие процесса высокоинтенсивной ионной имплантации, во многом определяет физико-механические и функциональные (эксплуатационные) свойства инструментальных материалов.

Цель данной работы — исследование уровня остаточных напряжений в поверхностном слое образцов сплава ВТ6 после имплантации ионами металлов с высокой дозой имплантации.

Методика проведения исследований. Для исследования влияния ионной имплантации на остаточные напряжения в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 использовали плоские листовые образцы толщиной 1 мм и шириной 10 мм. Образцы перед имплантацией подвергали отжигу в вакуумной печи для снятия напряжений, которые возникали в процессе прокатки листов. Температура отжига составляла 750 °С.

Для имплантации использовали катоды из меди, монотектического сплава Cu—Pb, а также из монотектического сплава Cu—Pb с дополнительным контактным легированием оловом.

Применяемая установка для имплантации является экспериментальной и предназначена для проведения экспериментов по имплантации ионами газов и металлов. Ее отличительной особенностью является наличие двух независимых источников ионов — источника ионов металла и источника ионов газов (так называемая двухлучевая установка). Источник ионов металлов относится к типу источников с вакуумной дугой в парах металла и представляет собой новый вид источника,

в котором в качестве плазменной среды, из которой извлекаются ионы, используется вакуумная дуга в парах металла. Источник работает в импульсном режиме и генерирует импульсные пучки ионов металла.

Отличительной особенностью данного типа источников ионов является то, что они формируют полиэнергетический пучок ионов, т.е. состав пучка включает в себя не только однозарядные, но и многозарядные ионы.

Помимо варьирования материалом катода имплантера в процессе экспериментов изменяли дозу имплантации от $5 \cdot 10^{16}$ до $5 \cdot 10^{18}$ ион/см^2.

Для измерения уровня остаточных напряжений в поверхностном слое образцов сплава ВТ6 после имплантации использовалась экспериментальная установка, показанная на рис. 1.

Принцип действия установки основан на измерении перемещения поверхности образца в процессе стравливания металла электрохимическим методом и автоматического пересчета с помощью специальной программы перемещений поверхности образца, измеряемых с помощью лазерного измерителя перемещений, в остаточные напряжения.

Результаты исследований и их обсуждение. Результаты измерения остаточных напряжений представлены на рис. 2. Эти данные получены при дозе имплантации $5 \cdot 10^{17}$ ион/см^2.

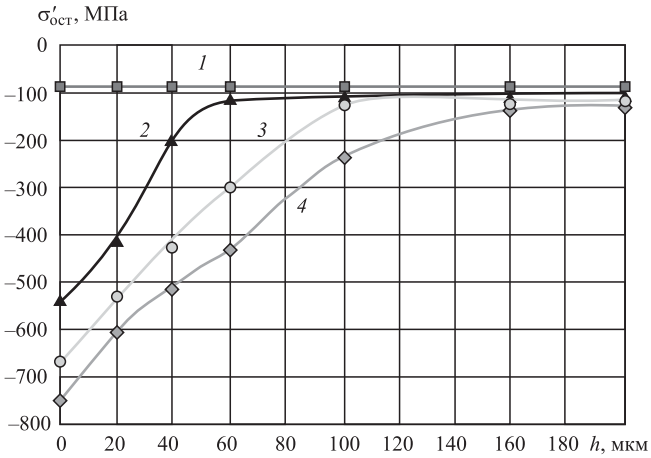


Рис. 2. Эпюра распределения остаточных напряжений $\sigma'_{ост}$ поверхностного слоя титанового сплава ВТ6 по глубине *h* в результате послойного анализа:

1 — исходное состояние; *2* — имплантация медью; *3* — имплантация монотектическим сплавом Cu—Pb; *4* — имплантация монотектическим сплавом Cu—Pb, легированным оловом

Из полученных результатов следует, что в исходном образце без имплантации присутствуют остаточные напряжения на уровне 85 МПа.

Имплантация ионами меди способствует возникновению в поверхностном слое сжимающих напряжений 540...550 МПа, которые релаксируют в слое толщиной 56...60 мкм.

При имплантации монотектическим сплавом 64 % Cu—36 % Pb наблюдается дальнейший рост остаточных напряжений до 670...685 МПа при области их распространения глубиной около 100 мкм от поверхности образца.

Наиболее высокие остаточные напряжения получены при имплантации монотектическим сплавом Cu—Pb с дополнительным контактным легированием оловом. Они составили примерно 850 МПа при глубине области распространения сжимающих напряжений 160...180 мкм.

Таким образом, усложнение материала катода и имплантации полиионным пучком способствует повышению уровня остаточных сжимающих напряжений в облученном образце и глубины их распространения. Особенно это сказывается при введении тяжелых элементов материала катода имплантера.

Анализируя представленные графические зависимости изменения остаточных сжимающих напряжений по глуби-

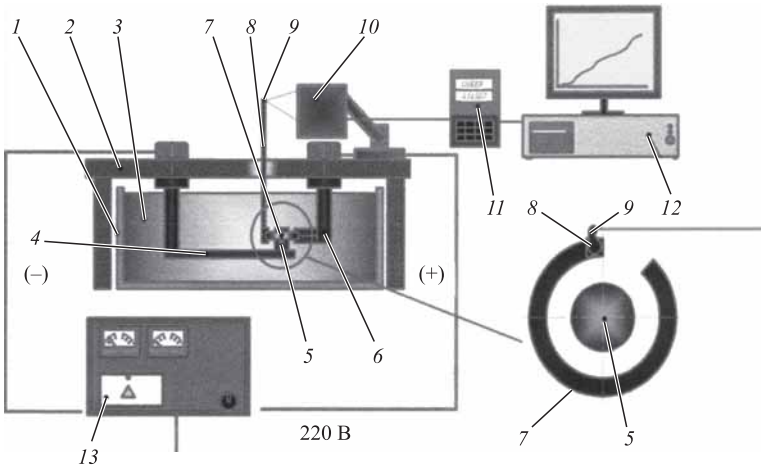


Рис. 1. Схема установки для исследования остаточных напряжений в имплантированных образцах оптико-механическим методом:

1 — ванна; *2* — крепежная плита; *3* — электролит; *4* — крепление катода; *5* — катод; *6* — крепление анода; *7* — анод (кольцевой или плоский образец); *8* — рычаг; *9* — плоский отражающий флажок; *10* — лазерный измеритель перемещения; *11* — пульт управления лазерным измерителем; *12* — компьютер; *13* — лабораторный выпрямитель тока

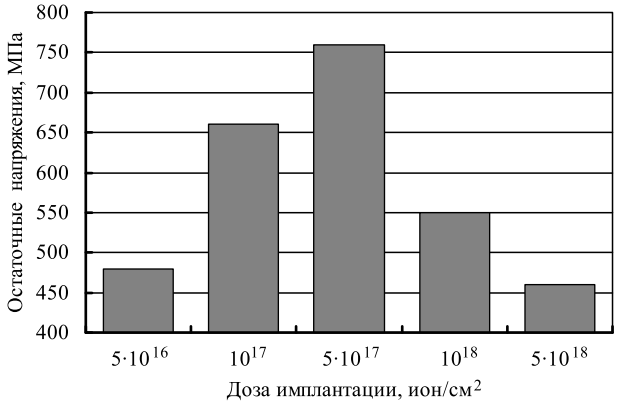


Рис. 3. Зависимость изменения остаточных сжимающих напряжений $\sigma'_{ост}$ поверхностного слоя титанового сплава ВТ6 от дозы имплантации (катод—сплав Cu—Pb—Sn)

не поверхностного слоя от режима обработки в указанном технологическом диапазоне, можно сделать вывод, что при увеличении дозы имплантации (материал катода Cu—Pb—Sn) абсолютные значения остаточных напряжений возрастают (рис. 3), а затем резко снижаются.

Эффект снижения остаточных напряжений в диапазоне дозы имплантации $(1...5)\cdot10^{18}$ ион/см^2 можно связать с образованием новых фаз в имплантированном слое.

В процессе измерения остаточных напряжений было выявлено наличие остаточных напряжений второго рода — микронапряжений, что свидетельствует о присутствии в них большой плотности дислокаций.

Таким образом, после имплантации титанового сплава ВТ6 остаточные сжимающие напряжения поверхностного слоя многократно повышаются по сравнению с исходным состоянием. Установлена закономерность возрастания остаточных сжимающих напряжений при увеличении дозы имплантации до $5\cdot10^{17}$ ион/см^2, после чего при дальнейшем повышении дозы имплантации наблюдается снижение остаточных напряжений. Глубина залегания остаточных напряжений несколько превосходит глубину имплантированного слоя.

В процессе изучения электронно-микроскопических снимков поверхностного слоя титанового сплава ВТ6, полученных путем просвечивания пучком электронов утоненных фольг толщиной 100 нм в масштабе 500...50 нм (×80 000...1 060 000), сделан вывод, что ионная имплантация позволяет получить измельченную наноструктуру [6] на поверхности облученного образца (рис. 4).

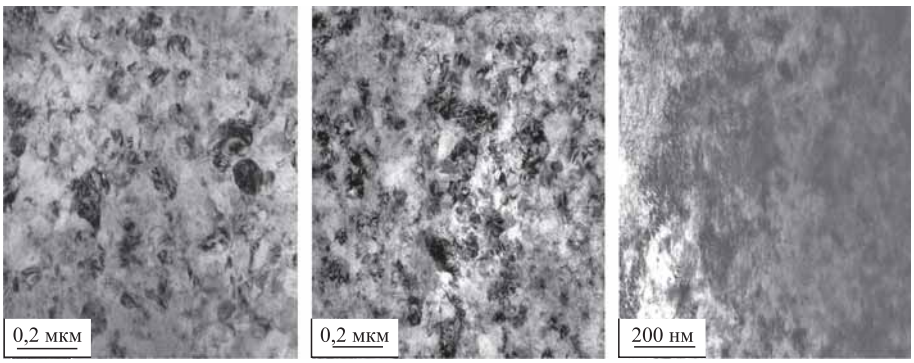
В исходном состоянии в приповерхностном слое размер частиц составлял около 200 нм. В результате ионной имплантации с использованием катода из сплава Cu—Pb—Sn с дозой 10^{17} ион/см^2 отмечено уменьшение размера частиц до 70...90 нм, а при дозе имплантации $5\cdot10^{17}$ ион/см^2 размер частиц уменьшился до 40...50 нм.

Плотность дислокаций в приповерхностном слое рассчитывали методом сечений по формуле [7]:

$$\rho_D = 2N/(Lt), \qquad (1)$$

где N — число точек пересечения произвольных секущих с линиями дислокаций; L — суммарная длина секущих, см; t — толщина исследуемого образца, см.

При исходной плотности дислокаций $\rho_D^{исх} \approx 5\cdot10^{11}$ см$^{-2}$ в результате ионной имплантации с дозой 10^{17} ион/см^2 отмечено повышение плотности дислокаций примерно в 4,9—5,4 раза, и при имплантации с дозой $5\cdot10^{17}$ ион/см^2 увеличение плотности дислокаций составило примерно 9,4 раза (см. таблицу).



а) *б)* *в)*

Рис. 4. Наноструктура приповерхностного слоя (толщина 100 нм) титанового сплава ВТ6 до и после ионной имплантации с использованием катода из сплава Cu—Pb—Sn:

а — доза имплантации 10^{17} ион/см^2; *б* — $5\cdot10^{17}$ ион/см^2; *в* — исходное состояние

Изменение плотности дислокаций от дозы имплантации при использовании катода из сплава Cu—Pb—Sn

Доза имплантации, ион/см^2	Плотность дислокаций, см$^{-2}$
Исходное состояние	$5\cdot10^{11}$
$5\cdot10^{16}$	$9{,}6\cdot10^{11}$
10^{17}	$2{,}7\cdot10^{12}$
$5\cdot10^{17}$	$4{,}7\cdot10^{12}$
10^{18}	$9{,}8\cdot10^{12}$
$5\cdot10^{18}$	$8{,}8\cdot10^{12}$

Анализируя представленные данные, можно сделать вывод, что плотность дислокаций возрастает, а размеры частиц уменьшаются при увеличении дозы имплантации.

Выводы

1. В результате ионной имплантации в исследованном диапазоне изменения дозы облучения титанового сплава ВТ6 микроструктура его поверхностного слоя существенно упрочняется вследствие измельчения размера частиц и повышения плотности дислокаций.

2. После имплантации получен модифицированный слой, состоящий из имплантированного слоя и слоя с измененной дислокационной структурой, толщиной 60...100 мкм со средним размером наночастиц вблизи поверхности 50...100 нм.

3. Плотность дислокаций в результате пластического деформирования достигла значений $\rho_D \approx (2{,}7...9{,}8)\cdot10^{12}$ см$^{-2}$ при исходном значении $\rho_D^{исх} \approx 5\cdot10^{11}$ см$^{-2}$.

4. Установлена закономерность возрастания остаточных сжимающих напряжений при увеличении дозы имплантации до $5\cdot10^{17}$ ион/см^2, после чего при дальнейшем повышении дозы имплантации наблюдается снижение остаточных напряжений. Глубина залегания остаточных напряжений несколько превосходит глубину имплантированного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Домкус М., Пранявичус Л.** Механические напряжения в имплантированных твердых телах. Вильнюс: Мокслас, 1990. 158 с.

2. **Белый А.В., Кукареко В.А., Лободаева О.В. и др.** Ионно-лучевая обработка металлов, сплавов и керамических материалов. Мн.: Физико-технический институт, 1998. 220 с.

3. **Титов В.В.** Роль механических напряжений при легировании материалов с помощью ионных пучков. М.: Препринт ИАЭ им. И.В. Курчатова, 1983.

4. **Углов В.В., Русальский Д.П., Холмецкий А.Л. и др.** // Перспективные материалы. 1999. № 4. С. 83—88.

5. **Sienz S., Mändl S., Rauschenbach B.** // Surf. and Coat. Technol. 2002. Vol. 156. P. 185—189.

6. **Материаловедение:** учебник для вузов / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. 8-е изд., стереотип. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 648 с.

7. **Кристаллография,** рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев. М.: Металлургия, 1982. 632 с.

Надежда Владимировна Учеваткина, канд. хим. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Ольга Андреевна Жданович;
Артем Геннадьевич Сбитнев

Читайте в следующем номере

- **Осинцев О.Е., Васенев В.В., Мироненко В.Н., Бутрим В.Н., Бецофен С.Я., Тюльпакова Р.В.** Разработка режимов дегазации порошков и порошковых композиций сплавов системы Al–Si–Ni и получение из них брикетов и деформированных полуфабрикатов

- **Соколов Ю.А., Павлушин Н.В., Кондратьев С.Ю.** Гибридная технология синтеза композиционных порошковых изделий с использованием источника высокоэнергетических ионов

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

В редакцию представляются:

1. **Статья в электронном виде** – файл (с расширением .doc) с набором текста (шрифт Times New Roman) Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц, набранных 12-м кеглем через полтора интервала.
   Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

2. **Сведения об авторах:**
   - фамилии, имена и отчества авторов;
   - ученая степень (если есть);
   - место работы;
   - контактный телефон, e-mail, почтовый адрес;
   - страна (*для иностранных авторов).*

Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.

3. **Обязательно представлять на русском и английском языках:**
   - фамилии и инициалы авторов;
   - название статьи;
   - аннотацию к статье;
   - ключевые слова

Требования к оформлению статьи

1. **На первой странице указывать УДК** (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации http://teacode.com/online/udc/).

2. **Сведения о грантах необходимо давать ссылкой, обозначенной звездочкой (*), на первой странице.**

3. **Статья должна быть структурирована:**
   - *Введение*, содержащее реферативное изложение постановки задачи и возможного применения полученных результатов, актуальность рассматриваемой проблемы.
   - *Основная часть* должна иметь несколько внутренних разделов и содержать формализованную постановку задачи и предлагаемый метод ее решения; отличие предлагаемой постановки задачи от уже известных; преимущество развиваемого метода по сравнению с существующими; содержать пример, подтверждающий работоспособность и эффективность предложенного решения.
   - *Заключение*, содержащее обсуждение полученных результатов, рекомендации.

4. **Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.**

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

5. **После текста должен быть приведен библиографический список,** составленный по порядку ссылок в тексте и оформленный по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать 10 наименований.

6. **Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg и разрешением 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.**

Рисунок должен быть четким и иметь подрисуночную подпись. Подрисуночные подписи следует представлять отдельным списком в виде файла Microsoft Word.

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении редакционного совета без представления рецензии.

Поздравляем

Виктора Васильевича Овчинникова,
доктора технических наук, профессора

с 60-летием!

Виктор Васильевич Овчинников родился 6 июня 1956 г. в Москве.

В 1973 г. после окончания школы он поступил в Московский авиационный технологический институт им. К.Э. Циолковского на специальность «Металлургия и технология сварочного производства», который окончил в 1978 г. с отличием.

Инженерную деятельность Виктор Васильевич начал в 1978 г. в Национальном институте авиационной технологии (НИАТ) в лаборатории электронно-лучевой сварки.

С 1982 г. В.В. Овчинников работает в АО «Российская самолетостроительная корпорация «МиГ», где в настоящее время является начальником лаборатории сварки.

С 1983 г. он обучался в заочной аспирантуре НИАТа, где в 1987 г. защитил кандидатскую диссертацию.

С 1997 г. В.В. Овчинников активно занимается преподавательской деятельностью. В 2001 г. Виктору Васильевичу присвоено звание профессора кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Московского государственного индустриального университета.

В 2003 г. В.В. Овчинников в диссертационном совете АО "НПО "ЦНИИТМАШ" защитил докторскую диссертацию. В 2015 г. Виктору Васильевичу было присвоено ученое звание профессора.

Основное направление его научных интересов — исследование свариваемости и разработка технологии сварки новых алюминиевых сплавов, применяемых в различных конструкциях ответственного назначения.

В.В. Овчинников проводит систематическую работу по пропаганде достижений науки и техники, являясь действительным членом Международной академии информатизации. Виктор Васильевич — победитель конкурса "Отличник изобретательства авиационной промышленности". В.В. Овчинников является членом редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Виктор Васильевич — известный специалист в области сварки и материаловедения, автор разработки новых способов выполнения сварных швов алюминиевых сплавов. Им опубликовано 535 научных работ, в числе которых 4 монографии, 121 патент на изобретения и 85 учебников и учебных пособий для учреждений среднего и высшего образования, а также научные статьи в отечественных и зарубежных журналах.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала желают Виктору Васильевичу здоровья, благополучия, новых профессиональных достижений и успехов!

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 07.04.2016. Подписано в печать 25.05.2016. 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.