ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

B MALLINGCTPOEHININ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 9 сентябрь 2016

Председатель редакционного совета и главный редактор ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

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. 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 Андреев В.В., Нуралиев Н.Ф. Современные материалы и эффективные литейные технологии изготовления деталей дизельных двигателей с повышенными эксплуата-Гуреева М.А., Грушко О.Е., Клочков Г.Г. Влияние термической обработки после сварки на структуру соединений сплава системы Al-Mg-Si-Cu, выполненных Кузнечно-штамповочное производство Ларин С.Н., Платонов В.И. Влияние технологических параметров процесса на геометрические характеристики элементов стрингерных конструкций цилиндрического Карамышев А.П., Некрасов И.И., Паршин В.С., Федулов А.А., Дронов А.И. Конечно-элементное моделирование процесса высадки концов насосно-Цеменко В.Н., Фук Д.В., Ганин С.В. Анализ влияния параметров капсулы на процесс горячей экструзии порошковых заготовок с использованием математического Прокатно-волочильное производство Логинов Ю.Н., Лобанов М.Л., Головнин М.А. Модель описания деформации

Материаловедение и новые материалы

алюминиевых сплавов при их горячей прокатке с учетом рекристаллизационных

Информация

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.

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Nº 9 September 2016

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief LAVRINENKO V.Yu.

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

Editorial Assistant

Editorial Committee BLANTER M.S. BOGATOV A.A. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUNIG 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. LARIN S.N. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN F 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 Rossi" 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 Andreev V.V., Nuraliev N.F. Modern materials and effective casting technologies of Gureeva M.A., Grushko O.E., Klochkov G.G. Effect of heat treatment after welding on Forging and Stamping Production Larin S.N., Platonov V.I. Effect of process technological parameters on geometric characteristics of elements of cylindrical section stringer structures obtained by pneumomolding from anisotropic materials16 Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Parshin V.S., Fedulov A.A., Dronov A.I. Tcemenko V.N., Fuk D.V., Ganin S.V. Analysis of influence of capsule parameters on hot Rolling and Drawing Production Loginov Yu.N., Lobanov M.L., Golovnin M.A. Model of aluminum alloys deformation Physical Metallurgy and New Materials Shkatov M.I., Artemenko Yu.A., Lukin A.S., Shkatov V.V., Romanenko D.N. Influence of chemical composition on beginning conditions of dynamic recrystallization in dual-Shmorgun V.G., Slautin O.V., Evstropov D.A., Bondarenko Yu.I. Transformation of chemical and phase compositions of titanium cladding on surface of copper at hightemperature action Information 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"

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ

LIPONSBOTCLBY



УДК 621.74.02

В.В. Андреев (ОАО "НПО "ЦНИИТМАШ", г. Москва), **Н.Ф. Нуралиев** (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Современные материалы и эффективные литейные технологии изготовления деталей дизельных двигателей с повышенными эксплуатационными характеристиками

Рассмотрены прочностные и основные эксплуатационные характеристики высокопрочного чугуна с вермикулярным графитом и эффективные технологии изготовления из него базовых деталей мощных дизельных двигателей. На примерах изготовления реальных отливок показаны перспективы производства дизельных двигателей с использованием современных материалов и инновационных технологий, обеспечивающих высокие технические характеристики, эксплуатационную надежность и конкурентоспособность выпускаемых силовых агрегатов.

Ключевые слова: высокопрочный чугун с вермикулярным графитом; отливка; дизельный двигатель; прочностные и эксплуатационные свойства.

The strength and basic operating characteristics of high-strength vermicular graphite iron and effective manufacturing techniques of this material of basic parts of high-power diesel engines are considered. On examples of production of real castings diesel engines production prospects using modern materials and innovative technologies to ensure high performance, reliability and competitiveness of powertrains are shown.

Keywords: high-strength vermicular graphite iron; casting; diesel engine; strength and operating properties.

Проблема повышения моторесурса и надежности работы существующих типов мощных дизельных двигателей, а также разработка новых и перспективных конструкций требуют значительного повышения физико-механических характеристик материалов, используемых для их изготовления.

В дизельных двигателях применяют чугунные базовые детали, испытывающие в процессе эксплуатации не только большие статические, но и динамические, термоциклические нагрузки и определяющие ресурс силового агрегата. Это корпуса турбокомпрессоров, крышки и блоки цилиндров, втулки цилиндров и цельнолитые поршни. К материалу этих деталей предъявляют следующие основ-

ные требования: повышенная прочность, высокая теплопроводность и хорошие литейные свойства, обеспечивающие получение качественных (без усадочных дефектов) отливок сложной конфигурации.

Традиционно применяемый чугун с пластинчатым графитом, несмотря на легирование, уже не может соответствовать этим требованиям и обеспечивать необходимый уровень служебных характеристик деталей. При изготовлении данных деталей из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом вследствие низкой теплопроводности этого материала в процессе эксплуатации в условиях наличия высокого градиента температур по толщине стенки отливки возникают

и накапливаются опасные термические напряжения и деформации, которые нередко приводят к преждевременному усталостному разрушению деталей. Также из-за повышенной объемной усадки и более высокой склонности к образованию усадочных дефектов из этого чугуна трудно, а в ряде случаев практически невозможно обеспечить хорошее качество сложных, фасонных и малотехнологичных указанных отливок.

Разработанные в ЦНИИТМАШ высокопрочные чугуны с шаровидным и вермикулярным графитом по своим техническим характеристикам остаются и в XXI в. перспективными конструкционными материалами для широкой номенклатуры ответственных отливок в машиностроении. При этом высокопрочный чугун с вермикулярной формой графита обладает сочетанием высоких прочностных и теплофизических свойств и поэтому является наиболее перспективным конструкционным материалом для изготовления литых деталей мощных дизельных двигателей, работающих в условиях переменных повышенных температур и больших термоциклических и механических нагрузок [1].

Разработанная в ЦНИИТМАШ технология обработки исходного расплава редкоземельными металлами (РЗМ) обеспечивает стабильное формирование графита вермикулярной формы и воспроизводимые свойства чугуна в широком диапазоне толщин стенок (30...150 мм) машиностроительных отливок. При этом редкоземельные металлы применяют в виде комплексных РЗМ-содержащих лигатур, позволяющих снизить стоимость модификатора, повысить степень усвоения редкоземельных элементов, а также обеспечить экологическую безопасность технологического процесса.

Для получения графита вермикулярной формы необходимо иметь в чугуне определенное остаточное содержание РЗМ. При этом прочностные свойства чугунов с вермикулярным графитом зависят от соотношения в структуре количества вермикулярного и шаровидного графита и от остаточного содержания РЗМ.

Требуемое количество РЗМ для обработки исходного чугуна определяется темпера-

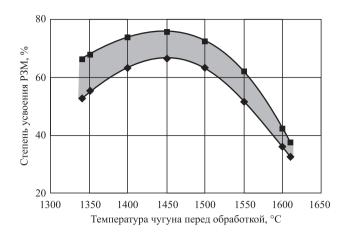


Рис. 1. Влияние температуры исходного чугуна на степень усвоения P3M

турой расплава (рис. 1) и содержанием серы (рис. 2). Выявленные зависимости позволили разработать базовую технологию изготовления отливок из чугуна с вермикулярным графитом и преимущественно ферритной металлической основой марок ЧВГ35 и ЧВГ40 (ГОСТ 28394—89) при обработке исходного расплава РЗМ-содержащей лигатурой и графитизирующем модифицировании ферросилицием ФС75 [2].

Математический анализ экспериментальных данных позволил выявить оптимальный состав, обеспечивающий при вермикулярной форме графита наиболее высокие физико-механические и хорошие литейные свойства, а также минимальную склонность чугуна к усадке и отбелу в тонких сечениях отливок. Этот состав соответствует содержанию элементов: 3,5...3,6 % С; 2,4...2,6 % Si; 0,6...0,8 % Мп; 0,02...0,06 % Р и 0,010...0,15 % РЗМ.

Механические свойства чугуна с вермикулярным графитом (до 30 % шаровидного

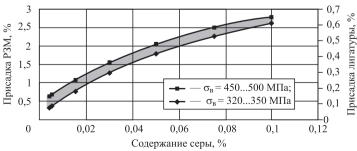


Рис. 2. Зависимость присадки РЗМ и лигатуры от исходного содержания серы в чугуне

графита) в литом состоянии имеют следующие значения:

Временное сопротивление	
(предел прочности) σ_{B} , МПа	320400
Предел текучести условный $\sigma_{0,2}$, МПа	270360
Относительное удлинение δ ,%	28
Твердость по Бринеллю, НВ	143220
Предел выносливости при симметричном	
цикле σ_{-1} , МПа	170210
Ударная вязкость KC , Дж/см ²	
(без надреза)	2030

В табл. 1 приведены механические свойства нелегированных чугунов с различной формой графита в литом состоянии.

Как видно из табл. 1, чугуны с вермикулярным графитом имеют предел выносливости σ_{-1} , существенно превышающий эту характеристику для чугуна с пластинчатым графитом и близкий по значениям для нелегированного чугуна с шаровидным графитом.

В табл. 2 и на рис. 3 приведены результаты испытаний механических свойств чугуна с вермикулярным графитом марки ЧВГ40 в интервале температур 20...600 °С в литом состоянии, а также с ферритной и преимущественно перлитной металлической основой, полученных соответственно после отжига на феррит и нормализации этого чугуна.

Чугун с вермикулярным графитом с увеличением температуры до 450...500 °C сохраняет достаточно высокую прочность. При более

высоких температурах (600 °C) прочностные характеристики чугуна резко падают.

Для решения проблемы повышения конструкционной прочности и эксплуатационной надежности дизельных двигателей применили для базовых корпусных деталей (корпусов турбокомпрессоров, головок и блоков цилиндров) новый литейный конструкционный материал — чугун с вермикулярным графитом.

В условиях Коломенского тепловозостроительного, Пензенского дизельного и Уральского

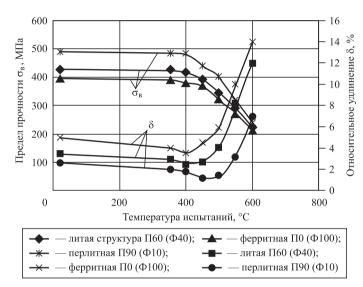


Рис. 3. Механические свойства чугуна ЧВГ40 при повышенных температурах

1. Механические свойства чугунов с различной формой графита в литом состоянии

-5-5	Структура		Механические свойства					
	Форма	Металлическая	$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$	δ, %	IID	МП	
	графита	основа	M	МПа		НВ	σ ₋₁ , МПа	
СЧ25	Пластинчатая	П100 (Ф0)	305	_	_	215	100	
ЧВГ30	Вермикулярная	П10 (Ф90)	320	265	5,6	170	170	
ЧВГ40	Вермикулярная	П60 (Ф40)	430	350	3,2	197	210	
ВЧ50	Шаровидная	П60 (Ф40)	560	415	7,8	187	245	

2. Механические свойства чугуна ЧВГ40 при повышенных температурах

Структура	$\sigma_{_{\rm B}},\ {\rm M}\Pi a/\delta,\ \%$ при температуре испытаний, °C							
чугуна	20	350	400	450	500	550	600	
Литая П60 (Ф40)	425/3,5	425/3,0	410/2,0	390/2,8	342/4,2	290/8,0	220/12,0	
Ферритная П0 (Ф100)	395/5,0	390/4,0	380/3,0	370/4,5	320/6,0	270/10,0	210/14,0	
Перлитная П90 (Ф10)	490/2,6	485/2,0	480/1,8	439/1,2	400/1,5	315/3,2	240/7,0	

дизельмоторного заводов отливали опытнопромышленные партии указанных деталей из чугуна с вермикулярным графитом марки ЧВГ35 взамен серийных, в том числе низколегированных СЧ-ХНМГ и ЖЧХ1, чугунов с пластинчатым графитом (рис. 4, 5).

Рис. 4. Корпуса турбокомпрессоров из чугуна ЧВГ35: a — масса отливки 115 кг; δ — 190 кг; ϵ — 350 кг; ϵ — 650 кг

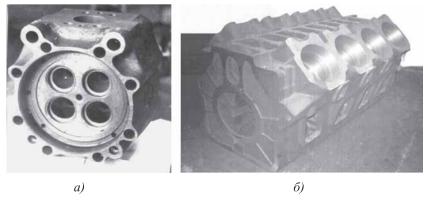


Рис. 5. Головка (a) и блок цилиндров (б) из чугуна ЧВГ35 8-цилиндрового дизеля ДМ21:

a — масса отливки 35 кг; δ — 2500 кг

Термоциклические испытания этих деталей на экспериментальных стендах и работа на серийных дизелях показали более высокую (в 2,5—3 раза) эксплуатационную стойкость и конструкционную надежность деталей из ЧВГ при пиковых нагрузках.

Применительно к деталям цилиндропоршневой группы дизелей (цилиндровых втулок и цельнолитых поршней), работающих в условиях интенсивного износа, разработали [3] новую технологию получения низколегированного чугуна с вермикулярным графитом и перлитной металлической основой марки ЧВГ-ХНМД (табл. 3).

Для оценки перспективы применения этого чугуна в качестве конструкционного материала для указанных деталей провели сравнительные исследования литейных, прочностных и эксплуатационных характеристик новой марки чугуна и традиционно применяемых в дизелестроении чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом.

Перлитный чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ-ХНМД) по прочности, особенно при повышенных температурах, в 1,5 раза превосходит низколегированный чугун (СЧ-ХНМГ) с пластинчатым графитом и немного уступает высокопрочному чугуну (ВЧ-МД) с шаровидным графитом.

Чугун ЧВГ-ХНМД в сравнении с СЧ-ХНМГ имеет более высокие (на 30...60 %) значения предела выносливости. При этом перлитный чугун с вермикулярным графитом обладает хорошей жидкотекучестью и по сравнению с высокопрочным чугуном (ВЧ-МД) имеет в 2 раза меньшую склонность к образованию усадочных дефектов. Эти показатели сохраняют технологические преимущества чугуна с вермикулярным графитом и облегчают изготовление качественных отливок без усадочных раковин и пористости.

3. Физико-механические свойства чугунов
с различной формой графита

Температура	$\sigma_{_{\rm B}}$	σ_{-1}	E, 10 ⁴	α,	λ,	
испытаний, °С	МПа			10^{-6} 1/°C	$BT/(M \cdot K)$	
		СЧ	-хнмг			
20	370	120	13,2	13,8	49,5	
300	360	_	12,5	14,3	42,5	
400	330	_	12,1	15,2	41,0	
500	275	_	10,4	14,7	40,5	
		чвг	-хнмд	Ţ		
20	550	177	17,6	14,2	44,0	
300	525	162	16,3	14,7	37,5	
400	490	153	15,7	15,9	36,5	
500	390	122	15,0	15,9	36,0	
		В	Ч-МД			
20	580	162	17,7	14,0	31,0	
300	560	_	16,4	14,4	29,5	
400	510	_	15,8	16,9	29,0	
500	435	_	15,2	16,9	28,5	

Исследования износостойкости и антифрикционных свойств чугунов показали, что по износостойкости и антифрикционным свойствам перлитный чугун с вермикулярным графитом не уступает серийному чугуну с пластинчатым графитом, широко применяемому в качестве материала для цилиндровых втулок большинства дизелей.

В условиях Коломенского тепловозостроительного завода были изготовлены для стендовых и эксплуатационных испытаний втулки цилиндров из перлитного чугуна ЧВГ-ХНМД для дизеля размерностью 23/30 (рис. 6, а). Эксплуатационные испытания втулки проходили на 12-цилиндровом дизеле 14Д40 мощностью 1470 кВт, работающем на грузовом тепловозе 2М62 в депо Вильнюс. После пробега 150 тыс. км (наработка дизеля около 7000 ч) тепловоз был поставлен на плановый текущий ремонт ТР-3 в локомотивном депо Даугавпилс. В процессе ремонта были демонтированы, тщательно осмотрены и обмерены все цилиндровые втулки.

Втулки из чугуна ЧВГ-ХНМД не имели трещин или разрушений. Состояние рабочей

поверхности (зеркала) было хорошее, без задиров, "натиров" и "наяснений". Микрорельеф от фосфатирования сохранился полностью. Перемычки между продувочными окнами не были изношены.

Износ рабочей поверхности (менее 25 мкм) не превысил нормы для серийного чугуна. Опытные втулки по сравнению с серийными показали более высокие износостойкость и сопротивляемость возникновению усталостных трещин. Поршни и поршневые кольца, работавшие в паре с втулками из чугуна ЧВГ-ХНМД, износились меньше, чем эти же детали, работавшие в паре с втулками из серийного чугуна.

Втулки из чугуна ЧВГ-ХНМД были повторно установлены на двигатель для дальнейшей эксплуатации. После ремонта пробег тепловоза составил ≈250 тыс. км (наработка дизеля более 15 000 ч). Замечаний по работе этих втулок в процессе эксплуатации не было.

В условиях Уральского дизельмоторного завода освоена новая технология отливки заготовок втулок цилиндров (рис. 6, δ) дизелей ДМ21 из перлитного чугуна с вермикулярным графитом методом центробежного литья на специализированном участке во вращающихся разовых песчано-глинистых формах (рис. 7).

Новая технология предусматривает отливку втулок из чугуна ЧВГ-ХНМД во вращающихся жидкостекольных разовых формах, отверждаемых продувкой ${\rm CO_2}$ и окрашиваемых графитовой краской. Масса центробежно-литой





Рис. 6. Втулки (гильзы) цилиндров из чугуна ЧВГ-ХНМД для дизелей размерностью 23/30 (a) и 21/21 (б)

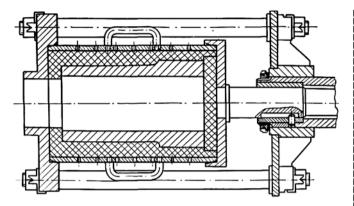


Рис. 7. Центробежная литейная разовая форма для отливки втулок

заготовки 118 кг. Припуск для механической обработки по наружному профилю 5 мм, по внутреннему диаметру 21 мм, а по торцам заготовки 10 (по фланцу) и 20 мм (хвостовая часть) для вырезки контрольного кольца.

С одной плавки (из печи ИЧТ-1) последовательно заливают три формы, установленные на трех центробежных машинах. Отливки до полного затвердевания охлаждаются во вращающихся формах в течение 40...50 мин. После заливки формы снаружи принудительно охлаждаются за счет душирования струями холодной воды. Затем машины останавливают, формы с отливками снимают с машин и укладывают на поддонах для дальнейшего охлаждения отливок в форме до их полного остывания.

Безаварийная эксплуатация этих втулок на дизелях, установленных на большегрузных самосвалах "БЕЛАЗ", подтвердила преимущества нового материала, обеспечивающего повышение конструкционной прочности деталей. Применение деталей из чугуна с вермикулярным графитом позволило организовать на заводе выпуск форсированных дизелей с увеличенной в 1,5 раза мощностью на каждый цилиндр.

Основные технические характеристики форсированного дизеля марки 6ДМ21АФ приведены ниже:

Мощность, кВт
Число цилиндров 6
Расположение цилиндров V-образное
Частота вращения вала, об/мин 1500
Ресурс, моточас:
до 1-й переборки 8000
до капитального ремонта 23 000
Масса, кг

Таким образом, проведенный комплекс исследований по разработке и освоению технологий изготовления деталей дизелей из чугунов с вермикулярной формой графита позволил создать реальные предпосылки производства дизельных двигателей с использованием современных материалов и инновационных технологий, обеспечивающих высокие технические характеристики, эксплуатационную надежность и конкурентоспособность выпускаемых силовых агрегатов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Андреев В.В.** Чугун с вермикулярным графитом. Металлография, свойства, производство. Изд-во Lap Lambert Academik Publishing, 2013. 161 с.
- 2. **Андреев В.В.** Технология и перспективы производства отливок из чугуна с вермикулярным графитом // Металлургия машиностроения. 2004. № 3. C. 26—33.
- 3. **Андреев В.В.** Перлитный чугун с вермикулярным графитом перспективный конструкционный материал для литых деталей цилиндропоршневой группы дизельных двигателей // Литейщик России. 2010. № 12. С. 29—35.

Валерий Вячеславович Андреев, д-р техн. наук; Нурлан Фейзуллаевич Нуралиев, nurlan1994@yandex.ru



УДК 621.791.1:691.77.001.5

М.А. Гуреева, О.Е. Грушко (Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ)), Г.Г. Клочков (Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, г. Москва)

Влияние термической обработки после сварки на структуру соединений сплава системы Al—Mg—Si—Cu, выполненных сваркой трением с перемешиванием

Установлено, что максимальный уровень прочности достигается при проведении полной термической обработки (закалка + искусственное старение) после сварки трением с перемешиванием (СТП) сплава системы AI—Mg—Si—Cu. Термическая обработка сварных соединений, выполненных СТП, приводит к выравниванию структурной неоднородности и устранению разупрочнения в зоне термического влияния. У сплава AB без микролегирования кальцием отмечен интенсивный рост зерна в зоне ядра шва и в остальных зонах соединения, включая основной металл. Микролегирование 0,12...0,16 % Са подавляет рост зерна при перезакалках сварных соединений.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; сплавы системы Al—Mg—Si—Cu; механические свойства; термическая обработка; размер зерна.

It is founded that the maximum level of strength is achieved in conducting full heat treatment (hardening + artificial ageing) after friction stir welding of Al—Mg—Si—Cu system alloy. Heat treatment of welded joints obtained by friction stir welding leads to aligning of structural heterogeneity and resolve of weakening in the heat affected zone. At alloy AV without microalloying calcium noted the intensive growth of grain as in core zone of the seam and in the remaining areas of joint, including base metal. Microalloying 0.12...0.16 % Ca inhibits the growth of grain at overhardening of welded joints.

Keywords: friction stir welding; Al—Mg—Si—Cu system alloys; mechanical properties; heat treatment; grain size.

Введение. С развитием перспективных изделий машиностроения и авиационно-космической техники к алюминиевым сплавам предъявляются повышенные требования:

- высокая технологичность при изготовлении различных видов полуфабрикатов на металлургическом производстве и деталей из них, что способствует сокращению операционных и температурно-временных циклов изготовления изделий, а также сборки узлов конструкции;
 - хорошая свариваемость;
- отсутствие в составе дорогостоящих, редкоземельных легирующих элементов и высокотоксичных компонентов, которые попадают в воздушную атмосферу в процессе обработки сплава и при сварке.

Из алюминиевых сплавов указанным выше требованиям в наибольшей степени удовлетворяют сплавы систем Al—Mg—Si и Al—Mg, по зарубежной классификации это сплавы серии

бххх и 5ххх соответственно. Эти сплавы при низком или среднем уровне прочности обладают высокой коррозионной стойкостью, хорошей пластичностью в горячем и холодном состоянии, свариваемостью; легко поддаются холодной гибке, штамповке и глубокой вытяжке, цветному анодированию, эмалированию.

В самолетах различных модификаций из сплавов серии бххх изготовляют сварные панели фюзеляжа, подвесные топливные баки, трубопроводы и другие детали бортовых систем.

Сплавы системы Al—Mg—Si удовлетворительно свариваются дуговыми и лучевыми способами сварки, однако нагрев в процессе сварки приводит к значительному разупрочнению материала в зоне сварки до уровня, характерного для отожженного состояния. Поэтому применение сплава AB для изготовления сварных конструкций, таких как обшивка и

стрингерный набор, должно быть ограничено с учетом условий сварки.

Сплавы системы Al—Mg—Si обладают заметно более высокими прочностными характеристиками по сравнению со сплавами системы Al—Mg, но для гарантированного применения в промышленности необходимо улучшить их способность к формообразованию при холодной деформации. Одним из существенных факторов, определяющих эту способность, является кристаллографическая текстура.

Вопросы штампуемости материала также невозможно рассматривать вне связи с их зеренной структурой (размер зерна в листах из сплавов типа AB не должен превышать ~80 мкм). В алюминиевых сплавах на параметры структуры существенное влияние оказывают переходные (Fe, Zr, Ti), а также щелочные и щелочно-земельные металлы, например, кальций.

В работах [1—5] было установлено положительное влияние микродобавок кальция на литейные и технологические свойства алюминиевых сплавов, а также на формирование их зеренной структуры.

Согласно данным патента 2255133 РФ, сплав AB системы Al—Mg—Si—Cu, дополнительно легированный кальцием, превосходит сплавы Д16чТ и 1163 по коррозионной стойкости, уровню предела текучести при сжатии и растяжении, а также обладает более высокой технологичностью, чем сплавы типа Д16. Такой комплекс характеристик позволяет применить сплав AB взамен Д16, в том числе в сварном варианте. Для этого необходимо разработать и использовать новые более эффективные технологии сварки.

В аэрокосмической промышленности находит применение *сварка трением с перемешиванием* (СТП) [6—10]. Образование соединения в твердой фазе позволяет получать сварные швы с высокими механическими характеристиками и стабильным качеством. Благоприятный термический цикл процесса не вызывает значительного изменения механических характеристик свариваемого материала, что дает возможность соединять полуфабрикаты и детали в предварительно упрочненном состоянии, сохраняя высокие прочностные свойства.

Поэтому вызывает интерес исследование свойств соединений сплава АВ без и с микро-

легированием кальцием, полученных СТП, в различных состояниях после термической обработки соединения.

Материалы и методика проведения исследований. Исследования проводили на образцах в виде пластин толщиной 3 мм и размерами 150×400 мм из сплава типа AB системы Al—Mg—Si—Cu без и с микролегированием кальцием. Химический состав материала приведен в табл. 1.

Сварку осуществляли на опытной установке, изготовленной на базе фрезерного станка с ЧПУ марки Aple CS 1000. Свариваемые заготовки закрепляли в специальном приспособлении, установленном на стальной шлифованной плите с канавкой для выхода рабочего стержня инструмента. Частота вращения инструмента 750...1200 об/мин, скорость сварки 80...200 мм/мин, угол наклона инструмента 3,5°. Рабочий стержень инструмента был изготовлен в виде цилиндра со специальным спиральным профилем с глубиной канавки 0,3...0,5 мм. Направление вращения инструмента выбрано таким образом, чтобы обеспечить течение металла в сторону корня шва. Подготовку поверхности листов под сварку проводили путем химического травления по установленной технологии и непосредственно перед сваркой кромки шабрили и обезжиривали.

Качество сварки определяли при визуальном осмотре с применением оптических средств наружной и корневой сторон шва, а также радиографическим и металлографическим контролем.

Макро- и микроструктуры исследовали на оптическом микроскопе "Neophot-32" при увеличениях от 7 до 500. Травление микрошлифов осуществляли реактивом Келлера.

Перед сваркой листы находились в закаленном состоянии (T) — состояние поставки. Изучение влияния термической обработки на статическую прочность и структуру металла соединений проводили на образцах в зака-

1. Химический состав сплавов типа АВ по основным компонентам, % мас.

Сплав	Si	Mg	Cu	Ca	Fe	Mn
AB	0,73	0,43	0,12	_	0,16	0,17
AB + 0,16 % Ca	0,71	0,40	0,12	0,16	0,15	0,14

ленном состоянии (T), после искусственного старения (T1) и в перезакаленном и искусственно состаренном состоянии. Механические свойства определяли на образцах по ГОСТ 6996—66.

Результаты исследований и их обсуждение. Исследование микроструктуры образцов в закаленном состоянии, выполненных СТП, показало, что микроструктура металла имеет характерный для данного способа сварки вид (рис. 1). Основной металл вне зоны термического влининия (ЗТВ) и зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ), имеет волокнистую структуру. Зерна ориентированы параллельно поверхности листа. Вблизи шва (в ЗТМВ) зерна вытягиваются и меняют ориентацию в направлении, перпендикулярном к поверхности листов, где происходит их частичная рекристаллизация. Ядро состоит из измельченных равноосных зерен.

При этом заметных различий в микроструктуре соединения между сплавами AB (без и с микролегированием кальцием) установлено не было.

Предел прочности $\sigma_{\rm B}$ сварных соединений листов толщиной 3,0 мм в состоянии Т при испытаниях на статический разрыв составил 230...235 МПа. Учитывая, что $\sigma_{\rm B}$ основного металла в закаленном состоянии для данного листа равен 354...365 МПа, то коэффициент прочности K составил 0,64...0,65 (табл. 2).

Проведение после сварки искусственного старения привело к незначительному повышению предела прочности ($\sigma_{\rm B} = 258...271~{\rm M}\Pi a$) и снижению угла изгиба соединений.

Для определения свойств соединений сплава AB в состоянии T1 заготовки предварительно подвергали искусственному старению по установленному режиму для данного сплава, после чего осуществляли сварку. Как вариант термической обработки, было выполнено искусственное старение после сварки образцов, сваренных в состоянии T1.

Металлографические исследования микроструктуры сваренных листовых заготовок толщиной 3,0 мм показали, что размер и направленность зерен основного металла соответ-

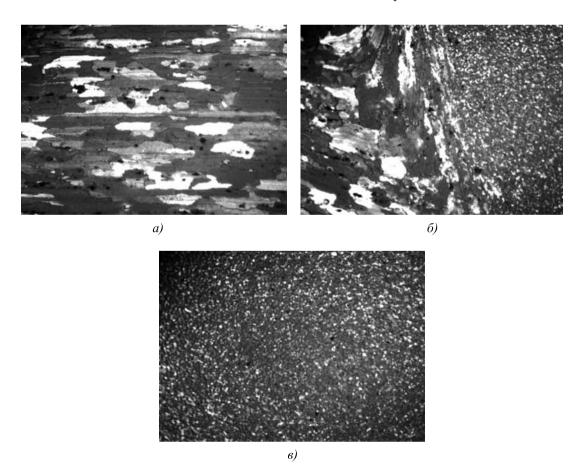


Рис. 1. Микроструктура различных зон соединения сплава AB, выполненного СТП, в закаленном состоянии (T) (\times 200): a — основной металл; δ — зона термического влияния; ϵ — зона ядра шва

2. Механические свойства соединений сплавов AB/AB + 0,16 % Ca, полученных СТП, с различными вариантами термической обработки

Термическая обработка	$σ_{\scriptscriptstyle B}$, ΜΠ a	$K = \sigma_{\rm B}^{\rm CB}/\sigma_{\rm B}^{\rm O.M}$	α, °
Закалка + СТП	230/235	0,64/0,65	155/180
Закалка + СТП + искусственное старение	258/271	0,72/0,75	138/170
Закалка + искусственное старение + СТП	270/285	0,76/0,80	175/180
Закалка + искусственное старение + СТП + искусственное старение	286/325	0,81/0,84	128/145
Закалка + СТП + закалка + искусственное старение	325/356	0,92/0,98	85/115

Примечания. 1. $K = \sigma_B^{CB}/\sigma_B^{O.M}$ — коэффициент прочности сварного соединения; σ_B^{CB} , $\sigma_B^{O.M}$ — предел прочности сварного соединения и основного металла; α — угол изгиба.

ствуют состоянию термической обработки T1 (рис. 2). В зоне шва наблюдается характерная кольцевая "луковичная структура".

Искусственное старение после сварки образцов в состоянии Т1 не вызывает видимого изменения макро- и микроструктуры в зоне основного металла и в зоне шва.

Предел прочности соединений, сваренных в состоянии Т1, составил 270...285 МПа. Применение искусственного старения после сварки повышает $\sigma_{\rm B}$ до 270...285 МПа. Таким образом, при прочности основного металла 354 МПа коэффициент прочности равен 0,76 и 0,80 для сплава АВ без и

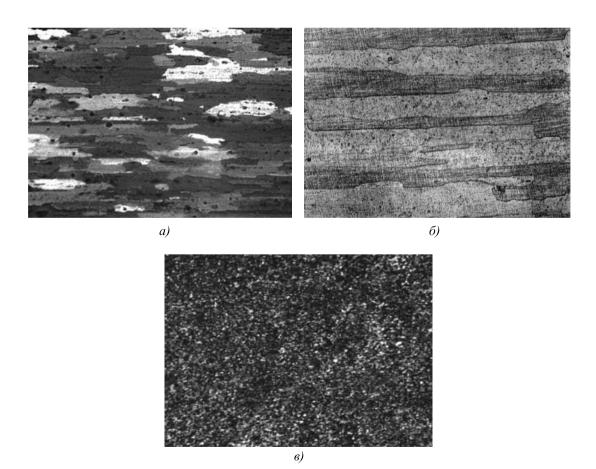


Рис. 2. Микроструктура различных зон соединения сплава AB, выполненного СТП, в искусственно состаренном состоянии (Т1) (×200):

a — основной металл; δ — зона термического влияния; ϵ — зона ядра шва

^{2.} Приведены средние данные по результатам испытаний 10 образцов на вариант.

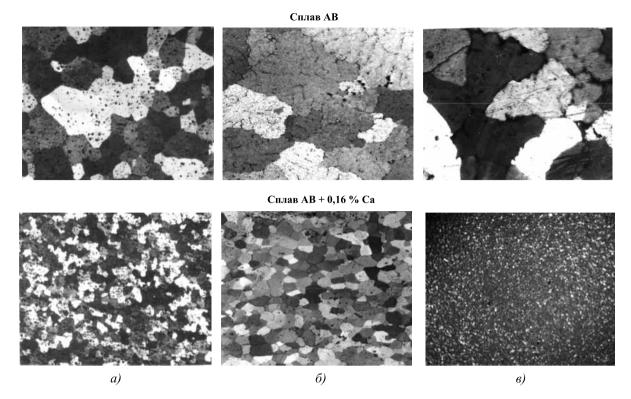


Рис. 3. Микроструктура различных зон соединения сплава AB, выполненного СТП, в перезакаленном и искусственно состаренном состоянии (× 200):

a — основной металл; δ — зона термического влияния; ϵ — зона ядра шва

с микролегированием кальцием соответственно (см. табл. 2).

Для определения возможности получения максимальной прочности для соединений, выполненных СТП, были проведены перезакалка и искусственное старение сваренных образцов. Указанная термическая обработка привела к значительной волнообразной деформации соединений по всей длине шва.

Металлографические исследования соединений в перезакаленном состоянии показали значительный рост зерна на сплаве AB без микролегирования кальцием (рис. 3). На листах сплава AB без легирования кальцием максимальный рост размера зерна наблюдается

в зоне сварного соединения. Кроме того, увеличение зерна произошло в объеме всего листа. Ориентировочный усредненный диаметр зерна вне зоны сварки достигал 420...510 мкм.

В то же время перезакалка не вызвала интенсивного роста зерна в структуре соединения сплава АВ, микролегированного кальцием. По-видимому, отличие в структуре после перезакалки может быть вызвано разным содержанием элементов антирекристаллизаторов, так как в случае их концентрации на нижнем уровне происходит значительный рост зерна (табл. 3).

Следует учитывать, что в процессе СТП происходит критическая деформация сварива-

3. Влияние термической обработки на размер зерна в различных зонах сварного соединения сплавов AB/AB + 0.16 % Ca, выполненных СТП

	Размер зерна, мкм			
Термическая обработка	Ядро шва	ЗТВ	Основной металл	
Закалка + искусственное старение + СТП	4,2/3,7	17,5/14,8	220/75	
Закалка + искусственное старение + СТП + искусственное старение	7,6/5,2	22,3/17,2	225/80	
Закалка + СТП + закалка + искусственное старение	125/6,5	350/22,4	430/87	

емого металла, что впоследствии при нагреве и рекристаллизации стимулирует рост зерна.

Установлено значительное изменение механических свойств соединений в зависимости от вида термической обработки и наличия кальция в составе сплава АВ (рис. 4). Термомеханическое воздействие процесса СТП приводит к разупрочнению соединений в закаленном состоянии до 0,64...0,65 от уровня прочности основного металла.

При сварке образцов в закаленном и искусственно состаренном состоянии средний уровень снижения прочности такой же, как и при сварке в состоянии Т. С учетом более высоких свойств основного металла в состоянии Т1





Рис. 4. Гистограмма зависимости предела прочности основного металла и сварных соединений сплава AB, выполненных СТП, в зависимости от химического состава листа и варианта термической обработки:

a — сплав АВ; δ — сплав АВ + 0,16 % Са; 1 — основной металл (T); 2 — СТП в состоянии Т; 3 — СТП в состоянии Т + искусственное старение; 4 — СТП в состоянии Т + перезакалка + искусственное старение; 5 — основной металл (T1); 6 — СТП в состоянии Т1; 7 — СТП в состоянии Т1 + искусственное старение; 8 — СТП в состоянии Т1 + перезакалка + искусственное старение; 9 — основной металл (T1) + перезакалка + искусственное старение

предел прочности соединений также повышается до 270...285 МПа.

Применение искусственного старения после сварки образцов в состоянии Т1 оказывает положительное влияние на их механические свойства соединений сплава АВ, как легированного кальцием, так и без него: предел прочности увеличивается до 286 и 325 МПа соответственно.

В случае выполнения перезакалки образцов после сварки происходит полная рекристаллизация основного металла и сварного шва. При этом предел прочности соединений достигает уровня прочности основного металла для обоих вариантов сплава АВ.

Выводы

- 1. Сплав AB, легированный кальцием, и без дополнительного легирования хорошо сваривается с помощью СТП.
- 2. Стыковые соединения алюминиевого сплава АВ, выполненные СТП, имеют характерную для данного вида сварки макро- и микроструктуру металла шва.
- 3. Применение искусственного старения образцов в состоянии Т1 после сварки не вызывает роста зерен и изменения макроструктуры шва.
- 4. Перезакалка и искусственное старение образцов в состояниях Т и Т1 после сварки приводит к полной рекристаллизации основного металла и шва сплава АВ без микролегирования кальцием. В зоне шва происходит значительный рост зерна. После такой термической обработки наблюдается сильное коробление сваренных образцов, особенно в области шва.
- 5. Прочность стыковых сварных соединений сплава АВ при СТП может достигать 235 МПа. Повысить прочность соединений до 285 МПа можно путем выполнения сварки основного металла в состоянии Т1 или до 286...325 МПа путем искусственного старения после сварки.
- 6. В случае перезакалки и искусственного старения образцов в состояниях Т и Т1 после сварки получены практически близкие к равнопрочности с основным материалом соединения с пределом прочности до 325...356 МПа.
- 7. Микролегирование сплава AB кальцием (0,12...0,16 %) способствует подавлению про-

цесса рекристаллизации металла ядра шва при перезакалке сварного соединения и спонтанному увеличению размера зерна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Ищенко А.Я.** Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Автоматическая сварка. 2004. № 9. С. 16-26.
- 2. **Грушко О.Е., Гуреева М.А., Шамрай В.Ф. и др.** Структура, технологические свойства и свариваемость листов из сплавов системы Al—Mg—Si, содержащих легирующие добавки кальция // Сварка в Сибири. 2005. № 2. С. 66—71.
- 3. **Грушко О.Е., Гуреева М.А., Шамрай В.Ф. и др.** Структура, способность к выдавке и свариваемость листов из сплава типа "Авиаль", легированных кальцием // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 7. С. 15—21.
- 4. **Импульсная** дуговая сварка алюминиевого сплава В1341 / М.А. Гуреева, О.Е. Грушко, В.В. Овчинников, Г.Г. Клочков // Технология металлов. 2008. № 2. С. 13—21.
- 5. **Гуреева М.А., Грушко О.Е.** Легирующие добавки кальция как фактор регулирования структуры и свойств сплавов системы Al—Mg—Si // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. № 7. С. 22—25.

- 6. Ищенко А.Я., Подъельников С.В., Покляцкий А.Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2007. № 11. С. 32—38.
- 7. **Структура** и свойства сварных соединений алюминиевых деформируемых сплавов, полученных методом фрикционной сварки / М.И. Силис, Н.С. Барабохин, А.В. Логунов и др. // Технология легких сплавов. 2007. № 1. С. 47—53.
- 8. **Бахматов П.В., Муравьев В.И., Мелкоступов К.А.** Исследование параметров сварки трением с перемешиванием высокопрочного алюминиевого сплава B95T2 // Сварочное производство. 2010. № 6. С. 17—19.
- 9. **Котлышев Р.Р., Чуларис А.А., Людмирский Ю.Г.** Гипотеза образования соединения при сварке трением с перемешиванием // Сварка и диагностика. 2010. № 4. С. 31—34.
- 10. **Сварка** трением с перемешиванием высокопрочного алюминиево-литиевого сплава В-1469 / В.И. Лукин, Е.Н. Иода, А.В. Базескин, И.П. Жегина, В.В. Овчинников // Сварочное производство. 2012. № 4. С. 45—48.

Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук, vikov1956@mail.ru;

Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук; Геннадий Геннадиевич Клочков, канд. техн. наук







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

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



УДК 621.983; 539.374

С.Н. Ларин, В.И. Платонов

(Тульский государственный университет)

Влияние технологических параметров процесса на геометрические характеристики элементов стрингерных конструкций цилиндрического сечения, получаемых пневмоформовкой из анизотропных материалов*

На основе выражений для определения напряженно-деформированного состояния процесса пневмоформовки элементов стрингерных конструкций цилиндрического поперечного сечения в режиме кратковременной ползучести установлено влияние времени деформирования на напряженное и деформированное состояния, силовые режимы, предельные возможности процесса, геометрические параметры получаемых изделий и разнотолщинность. Показаны возможные варианты формоизменения при известном законе изменения давления от времени, а также рассмотрены случаи формоизменения при постоянной скорости деформации и постоянном давлении. Выполнены расчеты для специальных титановых и алюминиевых сплавов. Проанализировано изменение толщины заготовки в куполе заготовки, в месте закрепления и в характерных точках.

Ключевые слова: деформирование; напряжения; деформации; повреждаемость; цилиндрические каналы; сила.

On the basis of expressions to determine the stress-strain state of the pneumomolding process stringer designs of elements of cylindrical cross-section in the short-term creep mode is founded to influence the deformation time on stress and strain states, the power modes, the process limiting possibilities, geometric parameters of produced parts and unevenness. Possible embodiments of the forming at known law of change of pressure from time are shown, and also cases of forming at constant strain rate and constant pressure are considered. The calculations for special titanium and aluminum alloys are performed. The change of the blank thickness in the blank dome, in fixing place and in characteristic points is analyzed.

Keywords: deformation; stress; strain; damaging; cylindrical channels; strength.

Стрингерные радиаторные панели из алюминиевых и титановых сплавов применяют в корпусных конструкциях летательных аппаратов, где необходимо поддерживать заданный температурный режим. Данные панели устанавливают по внутренним и наружным поверхностям корпусов приборных и специаль-

ных отсеков. Радиаторная панель представляет собой конструкцию из двух беззазорно соединенных листов с каналами между ними для циркуляции теплоносителя. Профиль сечения канала имеет прямоугольную форму. Технологический процесс производства панелей радиаторов сводится к проведению на одной позиции обработки процессов, состоящих из последовательно выполняемых операций диффузионной сварки давлением газа двух листов и горячего формообразования каналов газом, подаваемым между листами.

^{*} Работа выполнена в рамках базовой части государственного задания № 2014/227 на выполнение научно-исследовательских работ Министерства образования и науки Российской Федерации на 2014—2020 годы и грантов РФФИ № 16-48-710016 и 16-08-00020.

В работах [1—6] решена задача о горячем свободном формоизменении длинной прямоугольной оболочки, закрепленной вдоль длинной стороны, в предположении постоянной толщины стенки.

Рассмотрим свободную формовку длинной прямоугольной оболочки (мембраны), закрепленной вдоль длинной стороны. Листовой материал принимаем ортотропным с коэффициентами анизотропии $R_x = \frac{H}{G}; \ R_y = \frac{H}{F}, \$ где $H, \ G, \ F$ — параметры анизотропии. Главные оси анизотропии x, y, z.

Мембрана шириной 2a, толщиной h нагружается давлением p, изменяющимся во времени по некоторому закону $p = p_0 + a_p t^{n_p}$, где p_0 , a_p , n_p — константы нагружения (рис. 1). Направление длинных сторон заготовки совпадает с осью x (с направлением прокатки).

Главные оси напряжений совпадают с главными осями анизотропии. Предполагаем, что деформирование осуществляется в режиме кратковременной ползучести. Длина мембраны значительно превосходит ее ширину, поэтому можно считать, что реализуется случай плоской деформации, т.е. интенсивность деформаций в направлении оси $x \in \mathbb{R}^n$

Рассматривая уравнения равновесия элемента мембраны и принимая, что напряжения равномерно распределены по толщине заготовки из равенства нулю суммы проекций сил, приложенных к элементу на нормаль z и касательную, получаем [5]

$$\sigma_y = \frac{p\rho}{h}; \ d(\sigma_y h) = 0,$$
 (1)

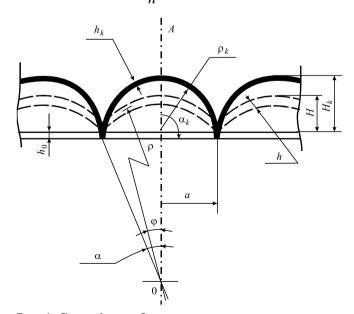


Рис. 1. Схема формообразования

где σ_y — окружное напряжение; ρ — радиус кривизны срединной поверхности.

Из второго уравнения системы (1) найдем, что

$$\sigma_{v}h = \text{const.}$$
 (2)

Из соотношений (1) и (2) следует, что в случае равномерного давления (p = const) радиус кривизны срединной поверхности во всех ее точках один и тот же, т.е. срединная поверхность мембраны при ее деформировании является частью поверхности кругового цилиндра с некоторым углом раствора 2α .

Для тонкой мембраны радиальное напряжение, совпадающее по направлению с нормалью к срединной поверхности, может быть приближенно принято равным нулю $\sigma_z = \sigma_\rho \approx 0$, т.е. предполагаем, что реализуется плоское напряжение состояние. Осевое напряжение в направлении длины мембраны определяем из условия $\xi_x = 0$, при этом $\sigma_v = \sigma_{\omega}$

$$\sigma_x = \frac{R_x \sigma_{\phi}}{1 + R_x} = \frac{R_x p \rho}{h(1 + R_x)}.$$
 (3)

Эквивалентное напряжение:

$$\sigma_e = D_1 \frac{p\rho}{h},\tag{4}$$

где

$$D_{1} = \frac{1}{1 + R_{x}} \sqrt{\frac{3R_{x} \left(R_{y} + \left(1 + R_{x}\right)^{2} + R_{y} R_{x}\right)}{2\left(R_{x} + R_{x} R_{y} + R_{y}\right)}}.$$
 (5)

Для анализа формоизменения оболочки принимаем, что высота купола изменяется со временем t согласно соотношению $W = bt^f$, где b, f — коэффициенты, влияющие на формирование купола и связанные с параметрами материала.

Радиус средней поверхности в каждый момент времени определяем по формуле

$$\rho = \operatorname{arctg} \alpha + bt^f. \tag{6}$$

Учитывая, что толщина мембраны изменяется вдоль дуги окружности, перейдем к изучению деформаций. Приращение деформации в направлении, касательном к окружности:

$$\xi_{\varphi}dt = \frac{(\rho + d\rho)(\varphi + d\varphi) - \rho\varphi}{\rho\varphi} = \frac{d\rho}{\rho} + \frac{d\varphi}{\varphi}, \quad (7)$$

где ϕ — текущий угол между вертикальной осью симметрии заготовки и радиусом-вектором,

определяющим положение точки на срединной поверхности оболочки в данный момент.

Скорость деформации вычисляем по выражению

$$\xi_{\varphi} = \frac{\dot{\rho}}{\rho} + \frac{\dot{\varphi}}{\varphi}. \tag{8}$$

Используя соотношение $\rho \sin \alpha = a$, определяем

$$\frac{\dot{\rho}}{\rho} = -\operatorname{ctg}\alpha\dot{\alpha}.\tag{9}$$

Можно найти

$$\frac{\dot{\varphi}}{\varphi} = \frac{\sin \varphi \dot{\alpha}}{\varphi \sin \alpha}.$$
 (10)

Окончательно уравнение (8) приводим к виду

$$\xi_{\varphi} = \left(\frac{\sin \varphi}{\varphi \sin \alpha} - \operatorname{ctg} \alpha\right) \dot{\alpha}. \tag{11}$$

Принимаем, что при деформации оболочки на каждом этапе деформирования имеет место радиальное перемещение точки срединной поверхности относительно нового центра срединной поверхности в момент t+dt, т.е. в направлении $\varphi+d\varphi$.

Используя условие несжимаемости

$$\xi_{\varphi} + \xi_{\rho} + \xi_{x} = 0, \tag{12}$$

имеем

$$\xi_{\varphi} = -\xi_{\rho} = -\frac{\dot{h}}{h}.\tag{13}$$

Таким образом,

$$\frac{\dot{h}}{h} = -\frac{\sin\varphi}{\varphi} \frac{\dot{\alpha}}{\sin\alpha} + \frac{\cos\alpha}{\sin\alpha} \dot{\alpha}. \tag{14}$$

Интегрируя это уравнение по времени на этапе, получаем

$$h = h_0 \frac{\sin \alpha}{\sin \alpha_0} e^{-\int_{\alpha_0}^{\alpha} \frac{\sin \varphi d\alpha}{\varphi \sin \alpha}},$$
 (15)

где h_0 , α_0 — начальная толщина и угол на каждом этапе деформирования соответственно.

Угол ф необходимо определять по формуле

$$\varphi = \varphi_0 + d\varphi; \ d\varphi = \frac{\sin \varphi d\alpha}{\sin \alpha},$$

где ϕ_0 — начальный угол, характеризующий положение точки, на каждом этапе деформирования.

Установим связь между углом α и временем деформирования t. Для этого приравняем выражение (6), содержащее t в явном виде, соотношению $\rho = \frac{a}{\sin \alpha}$, тогда получим уравнение

$$\arctan \alpha + bt^f = \frac{a}{\sin \alpha},\tag{16}$$

которое сводится к виду

$$tg\frac{\alpha}{2} = \frac{b}{a}t^f. \tag{17}$$

Решение уравнения (17) устанавливает связь между углом α и временем деформирования t:

$$\alpha = 2 \arctan\left(\frac{b}{a}t^f\right). \tag{18}$$

Получим выражение, характеризующее изменение толщины оболочки со временем деформации в центральной точке срединной поверхности оболочки при $\phi=0$. Для этого в выражении (15) $\phi\to 0$, с учетом, что $\lim_{\phi\to 0}\frac{\sin\phi}{\phi}=1$

получим

$$h = h_0 \left(\cos^2 \frac{\alpha}{2} / \cos^2 \frac{\alpha_0}{2} \right).$$

Так как $\alpha_0 = 0$, то $h = h_0 \cos^2 \frac{\alpha}{2}$.

Учитывая выражение (17), найдем

$$h = \frac{h_0}{1 + \frac{b^2}{a^2} t^{2f}}. (19)$$

Рассмотрим вопрос об изменении толщины оболочки от времени в месте ее закрепления $\varphi = \alpha$. Из соотношения (15) следует

$$h=h_0\frac{\sin\alpha}{\sin\alpha_0}\frac{\alpha_0}{\alpha}.$$

Поскольку $\alpha_0=0$, при предельном переходе $\alpha_0\to 0$, получаем

$$h = h_0 \frac{\sin \alpha}{\alpha}$$
.

Принимая во внимание соотношения (17) и (18), находим

$$h = h_0 \frac{\frac{b}{a} t^f}{\left(1 + \frac{b^2}{a^2} t^{2f}\right) \operatorname{arctg} \frac{b}{a} t^f}.$$
 (20)

Эквивалентную скорость деформации определяем по следующему выражению:

$$\xi_e^c = C_1 \left(\frac{\sin \varphi}{\varphi \sin \alpha} - \operatorname{ctg} \alpha \right) \dot{\alpha}, \tag{21}$$

где

$$C_{1} = \frac{\sqrt{2(R_{x} + R_{x}R_{y} + R_{y})}}{\sqrt{3}R_{x}R_{y}^{1/2}} \times \frac{(R_{x}R_{y}^{2} + R_{x}R_{y}(1 + R_{x})^{2} + R_{x}^{2}R_{y}^{2})^{1/2}}{(R_{x} + R_{y} + 1)}.$$
(22)

Далее рассмотрим формоизменение оболочки из материала, подчиняющегося энергетической теории ползучести и повреждаемости.

Давление операции вычисляем по формуле

$$p = \left(\frac{A_1}{C_1}\right)^{1/n} \left(1 - \omega_A^c\right)^{\frac{m}{n}} \sin \alpha \cos^2 \frac{\alpha}{2} (\xi_{e1})^{1/n}, (23)$$

где A_1 , m, n — параметры кривой упрочнения. Накопление повреждаемости:

$$\dot{\omega}_{A}^{c} = \frac{\left(1 - \omega_{A}^{c}\right)^{m/n} \sigma_{e0} \left(\xi_{e1}\right)^{\frac{n+1}{n}}}{B^{1/n} A_{cp}^{c}},$$
 (24)

где B — параметр кривой упрочнения; $A_{\rm cp}$ — средняя работа деформации.

Интегрируя уравнение (24) с начальными условиями t = 0; $\omega_A^c = 0$, получаем

$$\omega_A^c = 1 - \left[1 + \frac{n - m}{n} \frac{(\xi_{e1})^{\frac{n+1}{n}} \sigma_{e0} t}{A_{cp} B^{1/n}} \right]^{\frac{n}{m-n}}.$$
 (25)

Это выражение определяет $\omega_A^c = \omega_A^c(t)$. Изменение угла α в зависимости от времени устанавливается путем интегрирования уравнения (21) при начальных условиях t=0, $\alpha=0$:

$$\xi_{e1} = \text{const} = C_1 \left(\frac{1}{\sin \alpha} - \text{ctg} \, \alpha \right) \frac{d\alpha}{dt};$$

$$\xi_{e1}t = C_1 \ln \frac{1}{\cos^2 \frac{\alpha}{2}};$$
(26)

Рассмотрим деформирование оболочки из материала, подчиняющегося кинетической теории ползучести и повреждаемости.

Уравнение, характеризующее накопленную повреждаемость, имеет вид

$$\omega_e^c = \frac{k}{B} C_1 \ln \frac{1}{\cos^2 \frac{\alpha}{2}} = \frac{k}{B} C_1 \ln \left(1 + \frac{b^2}{a^2} t^{2f} \right), (27)$$

где K — константа уравнения состояния.

Использование выражения (27) в соотношении (23) позволяет определить деформирующее давление как функцию времени.

Эквивалентное напряжение в этом случае:

$$\sigma_e = D_2 \sigma_{\varphi} = D_2 \frac{p\rho}{h}, \tag{28}$$

где
$$D_2 = \frac{1}{1 + R_y} \sqrt{\frac{3R_y \left(R_x + \left(1 + R_y\right)^2 + R_y R_x\right)}{2\left(R_x + R_y R_x + 1\right)}},$$

а эквивалентная скорость деформации

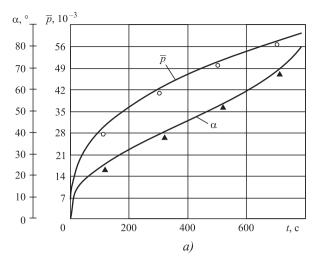
$$\xi_e = C_2 \xi_{\varphi} = C_2 \left(\frac{\sin \varphi}{\varphi \sin \alpha} - \operatorname{ctg} \alpha \right) \dot{\alpha},$$
 (29)

где

$$C_{2} = \frac{\sqrt{2(R_{x} + R_{x}R_{y} + R_{y})}}{\sqrt{3}R_{x}R_{y}^{1/2}} \times \left[\frac{R_{x}^{3} + R_{x}^{3}R_{y} + R_{x}^{2}(1 + R_{y})^{2}}{(R_{x} + R_{y} + 1)}\right]^{1/2},$$

Данные соотношения для анализа процесса изотермического свободного формоизменения узкой прямоугольной листовой заготовки позволили установить влияние механических свойств исходного материала, геометрических размеров заготовки на напряженное и деформированное состояния, закона нагружения, геометрические размеры изделия, кинематику течения материала и предельные возможности исследуемого процесса изотермической пневмоформовки в режиме кратковременной ползучести, связанные с накоплением микроповреждений и локальной потерей устойчивости заготовки.

Расчеты выполнены для специальных титановых и алюминиевых сплавов, коэффициенты анизотропии и константы уравнений состояний которых при вязком и вязкопластическом течении приведены в работе [4].



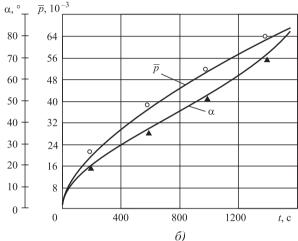


Рис. 2. Зависимости изменения \bar{p} и α от t для алюминиевого сплава AMr6 (a) и титанового сплава BT6C (б): $a-a_p=0.1~{\rm M}\Pi a/c^{n_p},~n_p=0.4;~\delta-a_p=0.02~{\rm M}\Pi a/c^{n_p}, n_p=0.65$

Зависимости изменения относительного давления газа $\overline{p} = p/\sigma_{e_0}$ и половины угла раствора дуги α от времени деформирования t для алюминиевого АМг6 и титанового ВТ6С сплавов, поведение которых описывается энергетической и кинетической теориями ползучести и повреждаемости для вязкого течения, при температуре обработки 450 и 930 °С соответственно приведены на рис. 2 при заданном законе изменения давления ($p_0 = 0$ МПа). На рис. 2 значками обозначены результаты экспериментальных исследований.

На рис. 3 представлены зависимости изменения относительного давления газа $\bar{p} = p/\sigma_{e_0}$ и половины угла раствора дуги α от времени деформирования t для титанового сплава ВТ6С, поведение которого описывается ки-

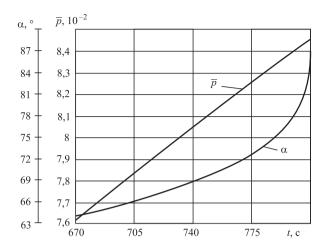


Рис. 3. Зависимости изменения \bar{p} и α от t для титанового сплава ВТ6С ($a_n=0.04~{
m M\Pi a}\ /\ c^{n_p},\ n_n=0.65$)

нетической теорией ползучести и повреждаемости для вязкопластического течения, при температуре обработки 930 °C, при заданном законе изменения давления ($p_0 = 0 \text{ M}\Pi a$).

Из анализа зависимостей следует, что с ростом времени деформирования t до определенного значения осуществляется плавное увеличение угла α и давления \overline{p} . Дальнейший рост величины t до его критического значения, соответствующего моменту разрушения заготовки, приводит к резкому изменению угла α . Это связано с интенсивным ростом накопления микроповреждений в заключительной стадии процесса. Максимальное давление \overline{p} для титанового сплава ВТ6С при вязкопластическом течении больше на 20 %, чем при вязком.

Рассмотрим изменение толщины заготовки вкуполе заготовки $\bar{h}_{\text{куп}} = h_{\text{куп}}/h_0$, в месте закрепления $\bar{h}_{\text{зак}} = h_{\text{зак}}/h_0$ и в характерных точках (h_1, h_2, h_3) , показанных на рис. 4 для алюминиевого АМг6 и титанового ВТ6С сплавов, поведение которых описывается энергетической и кинетической теориями ползучести и повреждаемости для вязкого течения, при температуре обработки 450 и 930 °C соответственно (рис. 5), при заданном законе изменения давления $(p_0 = 0 \text{ M}\Pi a)$.

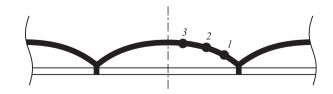
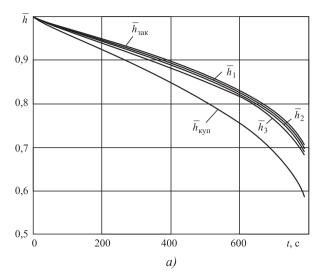


Рис. 4. Схема характерных точек заготовки



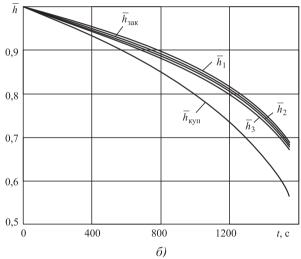


Рис. 5. Зависимости изменения \bar{h} от t для алюминиевого сплава AMr6 (a) и титанового сплава BT6C (б):

 $a - a_p = 0.1 \text{ M}\Pi a/c^{n_p}, \ n_p = 0.4; \ \delta - a_p = 0.02 \text{ M}\Pi a/c^{n_p}, \ n_p = 0.65$

Анализ зависимостей показал, что с ростом времени деформирования t наблюдается уменьшение относительной толщины заготовки \overline{h} , наиболее интенсивное утонение происходит в куполе заготовки $\overline{h}_{\text{куп}}$. Чем ближе исследуемая точка расположена к куполу заготовки, тем интенсивнее происходит снижение величины \overline{h} . Толщина в куполе заготовки $\overline{h}_{\text{куп}}$ для алюминиевого сплава уменьшилась на 42 %, а для титанового сплава ВТ6С на 45 %. Для алюминиевого сплава АМг6 толщина заготовки в куполе снижается на 11 % по сравнению с толщиной в месте закрепления, а для титанового сплава ВТ6С на 14 %.

Заключение. В результате исследований было установлено влияние времени деформирования на силу процесса пневмоформовки, степень заполнения ячейки, характеризующуюся углом раствора дуги, изменение толщины заготовки в куполе и в характерных точках для алюминиевого АМг6 и титанового ВТ6С сплавов, поведение которых описывается энергетической и кинетической теориями ползучести и повреждаемости для вязкого течения, при температуре обработки 450 и 930 °C соответственно. Было проведено сравнение данных, полученных теоретически и экспериментально, расхождение которых составляет не более 10 %. Полученные результаты позволяют дать рекомендации по проектированию технологических процессов пневмоформовки элементов стрингерных конструкций цилиндрического поперечного сечения в режиме кратковременной ползучести, которые будут характеризоваться высоким качеством получаемой продукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Григорьев А.С.** О теории и задачах равновесия оболочек при больших деформациях // Известия АН СССР. Механика твердого тела. 1970. № 1. С. 163—168.
- 2. **Изотермическая** пневмоформовка анизотропных высокопрочных листовых материалов / С.Н. Ларин и др. / под ред. С.С. Яковлева. М.: Машиностроение, 2009. 352 с.
- 3. **Изотермическое** деформирование высокопрочных анизотропных металлов / С.П. Яковлев, В.Н. Чудин, С.С. Яковлев, Я.А. Соболев. М.: Машиностроение, Изд-во ТулГУ, 2004. 427 с.
- 4. **Изотермическое** деформирование металлов / С.З. Фиглин, В.В. Бойцов, Ю.Г. Калпин, Ю.И. Каплин. М.: Машиностроение, 1978. 239 с.
- 5. **Работнов Ю.Н., Милейко С.Т.** Кратковременная ползучесть. М.: Наука, 1970. 224 с.
- 6. **Третьяков А.В., Зюзин В.И.** Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. М.: Металлургия, 1973. 224 с.

Сергей Николаевич Ларин, д-р техн. наук, mpf-tula@rambler.ru; Валерий Иванович Платонов, канд. техн. наук УДК 621.7

А.П. Карамышев, И.И. Некрасов, В.С. Паршин, А.А. Федулов, А.И. Дронов

(Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Конечно-элементное моделирование процесса высадки концов насосно-компрессорных труб с удлиненной высаженной частью

Проведено моделирование процесса наружной высадки концов насосно-компрессорных труб с удлиненной высаженной частью из коррозионно-стойких сталей. Получены значения сил, действующих на оборудование высадочного пресса, которые позволяют оценить для различных типоразмеров труб возможность проведения процесса наружной высадки на заданном типе оборудования.

Ключевые слова: насосно-компрессорные трубы; высадка; математическое моделирование; сила высадки; удлиненная высаженная часть.

The simulation of the outer upset process of tubing pipes ends made from corrosion-resistant steel is carried out. The data of the upset load on the press and its assemblies are obtained. This allows to evaluate the technological possibility to perform the process on such type of the equipment for different sizes of pipes.

Keywords: tubing pipes; outer upset process; mathematical modelling; upset force; elongated upset end.

Введение. В настоящее время существует потребность в производстве насосно-компрессорных труб (НКТ) из различных марок сталей различных типоразмеров и со стандартной и удлиненной высаженной частью. Происходит также освоение производства труб из коррозионно-стойких сталей 18ХМФБ, 18ХЗМФБ и 15Х5МФБ, обладающих высокими значениями сопротивления металла пластической деформации, что ведет к необходимости оценки возможностей технологического оборудования для осуществления операции высадки [1].

В связи с этим на кафедре "Металлургические и роторные машины" Уральского федерального университета проведено конечно-элементное моделирование процесса наружной высадки концов НКТ с удлиненной высаженной частью в пакете DEFORM-3D [2]. Наружная высадка концов труб состоит в увеличении наружного диаметра трубы при сохранении внутреннего диаметра. Геометрия заготовок и готовых труб с удлиненной высаженной частью согласно ГОСТ 663—80 и АРІ-5СТ [3].

Целью исследования является определение максимально возможной длины высаженной части трубы исходя из технических возможностей пресса SMS Meer OAO "Первоуральский новотрубный завод" по силе высадки.

Постановка задачи моделирования. Процесс высадки концов труб на прессе SMS Meer включает в себя операции поштучной передачи труб из загрузочного устройства на накопительный рольганг; выравнивания по упору; передачи на нагрев с помощью шагающих балок; нагрева концов труб в установках индукционного нагрева до требуемой температуры; передачи трубы клещевым манипулятором для подачи в пресс; зажима высадочных матриц конусным кольцом подвижной траверсы пресса; ввода пуансона в рабочую зону пресса. Пресс совершает рабочий ход — осуществляется формоизменение конца трубы по заданной калибровке. Далее трубы подаются на инспекционный стол, где контролируются размеры и качество высаженных концов труб. Техническая характеристика пресса приведена в табл. 1.

Для проведения решения были созданы геометрические прототипы заготовки под высадку и высадочного инструмента пресса. Затем прототипы заготовки и инструмента были переданы в пакет конечно-элементного моделирования DEFORM-3D для проведения решения (рис. 1).

В пакете DEFORM-3D последовательно были осуществлены: разбиение области конечными элементами, назначение свойств объектов и граничных условий, получение результатов моделирования. При этом показа-

1. Техническая характеристика гидравлического высадочного пресса SMS Meer

Параметр	Значение
Сила высадки, кН:	
вперед	2500
назад	1250
Ход высадочного цилиндра, мм	1700
Диаметр высадки, мм:	
минимальный	42,2
максимальный	146,1
Максимальная скорость передвижения	
высадочного цилиндра (высадки), мм/с:	
вперед	500
назад	500
на полную силу	95
Максимальное рабочее давление, МПа	28
Характеристики труб, подлежащих высадке:	
диаметр, мм	60,3127,0
толщина стенки, мм	4,812,7
длина, м	7,012,0

тель трения по Зибелю на поверхности контакта инструмента с металлом принят равным $\psi_{\text{пуан}} = \psi_{\text{матр}} = 0,5$. Кривые упрочнения заданы табличным образом как зависимости сопротивления деформации от степени, скорости и температуры деформации, полученные по результатам экспериментальных исследований, проведенных для рассматриваемых марок сталей [4].

Действие зажимных устройств пресса моделировалось торцевым закреплением трубной заготовки. Разбиение области конечными элементами осуществляли вручную. Проводилось сгущение сетки КЭ в областях заготовки с высокими градиентами полей напряжений и деформаций. Результаты моделирования были получены в виде зависимости силы высадки от времени перемещения пуансона (рис. 2).

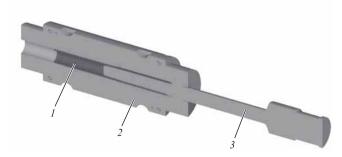


Рис. 1. Прототипы заготовки и инструмента для проведения решения задачи:

1 — заготовка; 2 — составная матрица; 3 — пуансон

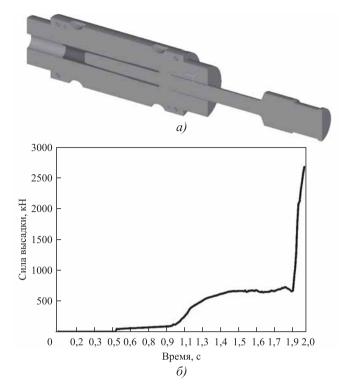


Рис. 2. Образование высаженного конца трубы (a) и зависимость силы высадки от времени перемещения пуансона (б)

Анализ силы в процессе наружной высадки труб. Решение включало в себя последовательное определение распределения температур в заготовке после операции нагрева и передачи ее под высадку и определение силы высадки в процессе деформации металла заготовки. Рассмотрены типоразмеры труб 60,32×4,83; 73,0×7,0 и 88,90×6,45 мм из сталей 18ХМФБ, 18ХЗМФБ и 15Х5МФБ в диапазоне длин высаженных участков от 95 до 220 мм. Схема и геометрические размеры концов высаженных труб приведены на рис. 3 и в табл. 2.

В результате проведенного моделирования получены зависимости силы высадки от длины высаженной части трубы. Ряд зависимостей приведен на рис. 4.

Как видно из полученных зависимостей, с увеличением длины высаженной части конца трубы НКТ в диапазоне 95...220 мм происходит рост силы высадки. Для типоразмера

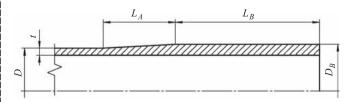


Рис. 3. Схема высаженного конца насосно-компрессорной трубы

Наружный диаметр D , мм		Наружный диаметр высаженной части $D_{\it B}$	Длина высаженной части L_B	Длина переходной части L_A			
(отклонение ±0,79 мм)	(отклонение ±12,5 %)	ММ					
60,32	4,83	65,89 ^{+1,59}	$(101,60228,60)_{-25,40}$	50,80			
73,0	7,0	78,6 ^{+1,6}	>95	25,0			
88,90	6,45	95,25 ^{+1,59}	(114,30241,30) _{-25,4}	50,80			

2. Размеры насосно-компрессорных труб с высаженными наружу концами

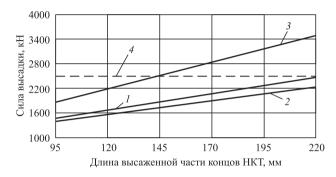


Рис. 4. Зависимость силы высадки от длины высаженной части концов НКТ (показатель трения $\psi_{пуан} = \psi_{матр} = 0,5;$ материал трубы — сталь 15Х5МФБ):

 $1-60,32\times4,83$ мм; $2-73,0\times7,0$ мм; $3-88,90\times6,45$ мм; 4- максимальная сила высадки на прессе SMS Meer (2500 кH)

труб $60,32\times4,83$ мм он составляет 40,9 %, для типоразмера $73,0\times7,0$ мм — 37,5 %, для типоразмера $88,90\times6,45$ мм — 47,1 %. Силы высадки не превышают максимальную силу, развиваемую прессом SMS Meer для типоразмеров труб $60,32\times4,83$ и $73,02\times7,01$ мм во всем диапазоне длин. Для типоразмера $88,90\times6,45$ мм максимальная длина высаженной части трубы ограничена (при высадке на прессе) значением 145 мм.

Для проверки адекватности созданной математической модели процесса наружной высадки концов труб проведены расчет силы высадки для типоразмера 73,02×5,51 мм из стали 30Г2, а также замеры силы высадки на прессе SMS Meer. В результате расчета силы высадки по предлагаемой модели получено значение 1440 кH.

По результатам замеров давления в главном цилиндре пресса при перемещении пуансона в процессе высадки давление составило 14,7 МПа. С учетом размеров диаметра поршня цилиндра путем проведения соответствующего расчета получаем значение силы 1495 кН. Таким образом, отклонение расчетных и экспериментальных данных в данном случае со-

ставляет 3,7 %, что свидетельствует об адекватности созданной математической модели процесса наружной высадки концов труб реальному технологическому процессу.

Заключение. Созданная конечно-элементная модель процесса наружной высадки концов труб позволяет определять зависимость силы высадки от длины высаженной части трубы и вести обоснованный выбор типоразмеров труб из различных марок сталей для производства на конкретном прессовом оборудовании.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Определение оптимальной скорости движения пуансона в процессе наружной высадки насосно-компрессорных труб / А.П. Карамышев, И.И. Некрасов, В.С. Паршин, А.И. Пугин, А.А. Федулов, А.И. Дронов, В.А. Хорев // Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2015): труды междунар. науч.-техн. конф. Санкт-Петербург: Изд-во Политехнического ун-та, 2015. С. 75—82.
- 2. **Практическое** руководство к программному комплексу DEFORM-3D: учеб. пособие / В.С. Паршин, А.П. Карамышев, И.И. Некрасов, А.И. Пугин, А.А. Федулов. Екатеринбург: УрФУ, 2010. 266 с.
- 3. **API-5CT.** Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. Введ. 2012-01-01. **API** Американский нефтяной институт, 2011. 287 с.
- 4. **Исследование** сопротивления деформации сталей 18ХМФБ и 18ХЗМФБ при горячей деформации / А.В. Коновалов, А.С. Смирнов, А.П. Карамышев, И.И. Некрасов, В.С. Паршин, А.А. Федулов, А.И. Дронов, А.В. Серебряков // Металлург. 2015. № 11. С. 110—112.

Андрей Павлович Карамышев, канд. техн. наук; Игорь Иванович Некрасов, канд. техн. наук; Владимир Сергеевич Паршин, д-р техн. наук; Артем Анатольевич Федулов, канд. техн. наук, artem.feduloff@yandex.ru; Алексей Иванович Дронов

УДК 621.762

В.Н. Цеменко, Д.В. Фук, С.В. Ганин

(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Анализ влияния параметров капсулы на процесс горячей экструзии порошковых заготовок с использованием математического моделирования

Исследовано влияние геометрических параметров и механических свойств капсулы на процесс уплотнения и деформацию порошкового материала при горячей экструзии. Описан характер уплотнения и деформации алюминиевого порошкового материала при различных вариантах экструзии. Для описания процесса применен программный продукт "Abaqus" с использованием разработанной подпрограммы. Установлено, что влияние различных деталей капсулы существенно различается. Показано, что изменение предела текучести материала капсулы оказывает существенно большее влияние на характер процесса совместного деформирования капсулы с порошковым материалом, чем изменение его модуля упругости.

Ключевые слова: пластическая деформация; порошковая металлургия; компактирование; математическое моделирование; плотность.

The influence of geometry and mechanical properties of the capsule on the compaction process and the deformation of powder material during hot extrusion is studied. The character of compaction and deformation of the aluminum powder material in various modes of extrusion is described. For description of process the software product "Abaqus" with using developed routines is used. It is founded that the impact of the various parts of the capsule on the process is very different. It is shown that the change in the yield strength of the capsule material has significantly greater impact on the nature of the deformation process of capsule with powder material than change in its modulus of elasticity.

Keywords: plastic deformation; powder metallurgy; compaction; mathematical modelling; density.

Методы порошковой металлургии позволяют получать различные дисперсно- и дисперсионно упрочненные материалы, в том числе с наноразмерными включениями, равномерно распределенными по объему частиц порошков [1—5]. Однако физико-механические и технологические свойства таких материалов ставят их в разряд труднодеформируемых [6], поэтому эффект от их применения во многом зависит от технологических процессов их компактирования, которые должны быть проанализированы и согласованы.

Одним из методов компактирования подобных порошков является экструзия в металлической капсуле. Важнейшим преимуществом этого процесса по сравнению с другими процессами прессования порошков является благоприятная схема пластической деформации, близкая к всестороннему сжатию и обеспечивающая высокую степень обжатия исходной заготовки за единичный акт ее обработки давлением. При данной схеме достигается ин-

тенсивный сдвиг в очаге деформации и прочное "схватывание" частиц друг с другом наряду с отсутствием значительных растягивающих напряжений в порошковой заготовке [7].

Осуществление процесса экструзии в металлической капсуле способствует созданию дополнительного гидростатического давления, уменьшению трения между заготовкой и инструментом и защищает порошок от окисления и других негативных внешних воздействий [8—10].

В зависимости от геометрических размеров металлической капсулы, соотношения механических свойств капсулы и порошкового материала и ряда других факторов в совокупности формируется заготовка из порошкового материала. В этом случае для решения задачи по определению параметров капсулы и их влияния на процесс совместного деформирования с порошковым материалом целесообразно воспользоваться средствами математического моделирования.

Цель работы — исследование закономерностей влияния геометрических параметров и механических свойств капсулы на процесс уплотнения и деформацию порошкового материала при горячей экструзии с использованием методов математического моделирования.

Методика и материал исследования. Для математического моделирования процесса экструзии был использован программный пакет Abaqus версии 16.4. Модель порошкового материала реализована встроенной реологической моделью Друкера—Прагера с внедрением разработанной авторами статьи подпрограммой [11].

Параметры модели деформирующего инструмента выбраны на основе данных работ [12, 13]: коэффициент вытяжки $\lambda=4$; угол конусности $2\alpha=120^\circ$. Исходная заготовка (с порошковым материалом внутри) имеет радиус $R_{\rm H}=15$ мм и высоту $H_{\rm H}=60$ мм. Начальная относительная плотность порошкового материала $\theta_0=0,60$.

Вследствие осевой симметрии расчет выполняли для половины вертикального сечения заготовки с реализацией явного метода (explicit). Построенная конечно-элементная модель порошковой заготовки содержит 3696 элементов типа CAX4R и 3857 узлов.

На рис. 1 представлена схема процесса экструзии в капсуле с построением сетки конечных элементов. При этом конечные элементы порошковой заготовки показаны белым цветом, а элементы металлической оболочки — черным.

Трение между капсулой с заготовкой и инструментом задавалось по Кулону, коэффициент трения принят $\mu = 0.1$.

Моделирование процесса экструзии осуществляли при температуре 350 °C. Для исследования использовали материал, состоящий из 92 % порошка алюминия АКВ-2.5 (ТУ 1791-99-043—2001) с размером частиц 630…800 мкм и 8 % порошка упрочнителя — корунда Al_2O_3 (ТУ 6-09-426—75) с размером частиц менее 50 мкм.

Реологические характеристики этого материала были определены по методике, изложенной в работе [14]. Согласно этой методике выбран аналогичный по химическому составу компактный материал (этому соответствует композиционный материал на основе алюминия САП-1), затем на основании анализа процесса деформации идеализированной модели порошкового тела были определены реологические характеристики порошкового материала.

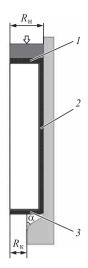


Рис. 1. Сетка конечных элементов:

1 — крышка капсулы; 2 — стенка капсулы; 3 — донышко капсулы

Механические свойства компактного материала САП-1 при температуре 350 °С [15—17]: предел текучести при растяжении $\sigma_s = 120$ МПа; модуль нормальной упругости E = 50 500 МПа; коэффициент Пуассона $\nu = 0.33$.

На основе выполненных численных экспериментов в соответствии с методикой [14] были получены зависимости предела текучести при гидростатическом сжатии p_s , предела текучести при пластическом сдвиге τ_s и предела уплотнения c порошкового материала при температуре 350 °C (рис. 2).

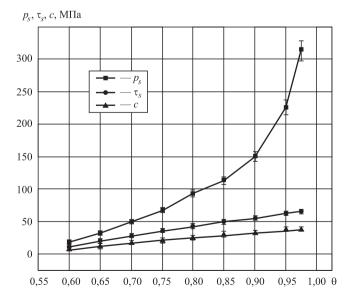


Рис. 2. Зависимости пределов текучести при гидростатическом сжатии p_s и пластическом сдвиге τ_s и предела уплотнения c порошкового материала от относительной плотности θ при температуре 350 °C

В качестве исходного материала для металлической капсулы с внешним диаметром 30 мм использовали алюминиевый сплав АМг5. Механические свойства материала АМг5 при температуре экструзии 350 °C [15—17]: $\sigma_s = 126$ МПа; E = 50500 МПа; v = 0.33.

Основные характеристики процесса горячей экструзии в капсуле. Рассмотрим основные этапы уплотнения и деформации порошкового материала при экструзии.

В процессе экструзии уплотнение порошкового материала достигается за счет его прессования в контейнере, а также вследствие пластической деформации в конической части матрицы. Рассмотрим результаты моделирования на примере процесса экструзии порошкового материала в капсуле с толщиной стенки и донышка, равными 2 и 3 мм соответственно.

Можно выделить три характерные стадии процесса экструзии. На начальной стадии сила пресса целиком воспринимается металлической капсулой. Это вызывает перемещение периферийной части донышка по конической поверхности матрицы (рис. 3, а, см. обложку). Порошковый материал на этой стадии является наполнителем металлической оболочки, препятствующим потере устойчивости тонкостенного цилиндра.

Относительная плотность порошка на первой стадии изменяется несущественно. Плотность увеличивается только в области, прилегающей к пуансону. При этом наблюдается зона небольшого разрыхления в осевой части порошковой заготовки, относительная плотность уменьшается до 0,5.

На второй стадии происходит постепенное уплотнение порошкового материала по всему объему заготовки. Часть силы воспринимается уплотняющимся материалом и передается на центральную часть донышка. На этой стадии помимо первого очага зоны уплотнения (над пуансоном) появляется второй очаг уплотнения, расположенный в области, прилегающей к конической поверхности (рис. 3, б, см. обложку). По мере уплотнения заготовки оба очага увеличиваются в размерах и постепенно начинают охватывать весь объем заготовки (см. рис. 3, δ). В результате протяженность зоны разрыхления в осевой области порошковой заготовки постепенно уменьшается и полностью исчезает в конце второй стадии (рис. 3, в, см. обложку).

На второй стадии процесса уплотнения характерно минимальное скольжение деформируемого материала по конической поверхности матрицы. Заполнение конуса достигается в основном за счет течения материала центральной части. Окончанием второй стадии процесса можно считать заполнение конической части матрицы (см. рис. 3, в).

Третья стадия связана с истечением заготовки через выходное отверстие матрицы и формированием его конечного диаметра. К этому моменту наблюдается доуплотнение заготовки до практически беспористого состояния. Процесс экструзии с этого момента начинает подчиняться законам течения компактного материала.

На центральную часть заготовки действуют минимальные напряжения, в результате эта часть заготовки достигает полного уплотнения в последнюю очередь (рис. 4, см. обложку). После экструзии получается пруток с плотностью компактного материала за исключением небольшой зоны пониженной плотности на входной части заготовки. Протяженность этой зоны составляет от 5 до 15 мм в зависимости от геометрических размеров и механических свойств капсулы.

На различных стадиях процесса экструзии изменяется сила пресса P. На начальной стадии сила пресса P резко возрастает. Далее при течении центральной части нарастание силы замедляется. При течении металла через матрицу формируется пруток с компактной плотностью, при этом сила достигает максимума. На рис. 5 представлено изменение силы пресса во время экструзии.

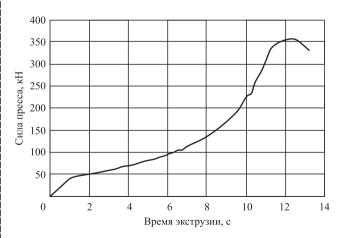


Рис. 5. График изменения силы пресса в процессе экструзии

Исследование влияния геометрических размеров капсулы

Верхняя крышка капсулы. Исследовали варианты экструзии с толщиной верхней крышки капсулы $t_k = 2$ мм и без верхней крышки. Остальные параметры капсулы были фиксированными: толщина донышка $t_d = 3$ мм; толщина стенки h = 2 мм. Установлено, что плотность, напряженное и деформированное состояния порошковой заготовки и энергосиловые параметры процесса экструзии остаются практически одинаковыми при наличии и отсутствии верхней крышки. Таким образом, верхняя крышка не влияет на уплотнение порошковой заготовки. Ее применяют только для герметизации капсулы в целях защиты порошкового материала от окисления и других негативных внешних воздействий.

Нижняя крышка капсулы (донышко). Исследовали варианты с толщиной нижней крышки (донышко) капсулы $t_d=1;\ 2;\ 3$ и 5 мм. Толщина стенки оболочки в рассматриваемом варианте принята h=2 мм. Толщина верхней крышки $t_k=2$ мм.

По результатам моделирования установлено, что чем толще донышко, тем большее уплотнение происходит за счет осадки в контейнере.

На начальной стадии плотность увеличивается только в области, прилегающей к конической поверхности матрицы при толщине донышка $t_d=1$ и 2 мм. При $t_d=3$ или 5 мм плотность возрастает только в области, прилегающей к пуансону. Чем толще донышко, тем меньше зона разрыхления в осевой части порошковой заготовки.

На второй стадии зона разрыхления для варианта с толщиной донышка $t_d=5\,$ мм исчезает, у остальных вариантов протяженность этой зоны уменьшается. Чем толще донышко, тем меньше область разрыхления в центральной части.

В конце второй стадии зона разрыхления в осевой части порошковой заготовки у вариантов с толщиной донышка $t_d=1$ или 2 мм еще остается, что может служить доказательством недостаточности подпора со стороны капсулы на порошковую заготовку (рис. 6, a, δ , см. обложку). Дальнейшего моделирования этих вариантов не проводили.

Для вариантов с толщиной донышка $t_d=3$ или 5 мм зона разрыхления полностью исчезает до конца второй стадии. Плотность основной части объема незначительно увеличивается по мере утолщения донышка от 3 до 5 мм (рис. 6, ϵ , ϵ , см. обложку), область пониженной плотности в центральной части над донышком уменьшается по мере увеличения толщины донышка. По-видимому, это обусловлено большей степенью деформации вследствие осадки при большой толщине донышка.

При толщине донышка от 3 до 5 мм не обнаружено существенных различий в получаемых после экструзии прутках — все они имеют плотность компактного материала. Исключение составляет небольшая зона пониженной плотности, протяженность которой практически идентична и составляет 11,5 мм (см. рис. 6).

Использование капсулы с толщиной донышка ≥5 мм приводит к появлению существенной разнотолщинности оболочки полученного прутка после экструзии (рис. 7, см. обложку). При последующем удалении оболочки с прутка осуществляют отрезку заходной части заготовки по границе толщин нижней крышки капсулы и основной массы заготовки, а не по границе зоны пониженной плотности.

В данной задаче максимальная необходимая сила пресса практически не зависит от толщины донышка капсулы и составляет 355 кH.

На основе математического моделирования был сделан вывод об умеренном влиянии толщины донышка на плотность, напряженное и деформированное состояния заготовки. Установлено, что капсула, изготовленная из алюминиевого сплава АМг5, с толщиной донышка 1 или 2 мм дает недостаточный подпор для полного компактирования порошкового материала. При использовании капсулы с толщиной донышка от 3 до 5 мм зона пониженной плотности в нижней части заготовки и энергосиловые параметры процесса экструзии остаются практически одинаковыми.

Вероятно, следует рекомендовать толщину донышка 3 мм. При этом порошковая заготовка уплотняется до компактного состояния и обрезь из-за неплотного конца прутка и толщины оболочки является минимальной.

Исследование влияния толщины стенки капсулы. Условно считаем, что деформация капсулы с порошком сравнительно высокой начальной плотности осуществляется при плотном контакте с боковой поверхностью матрицы (зазор отсутствует). В этом случае потеря ее устойчивости исключается. Рассмотрим варианты с толщиной стенки капсулы h=1; 2 и 3 мм. Толщина донышка в данной задаче принята 3 мм.

Результаты математического моделирования показали, что в исследованном интервале при изменении толщины стенки капсулы (1...3 мм) плотность, напряженное и деформированное состояния полученных прутков практически идентичны (рис. 8, см. обложку). В результате экструзии получаются прутки с плотностью компактного материала. Протяженность зоны пониженной плотности в заходной части полученных прутков практически одинакова и составляет 11,5 мм.

Максимальная необходимая сила пресса практически не зависит от толщины стенки капсулы и составляет 355 кН. Это объясняется близкими значениями пределов текучести материала капсулы и материала порошковой заготовки. В данном случае для простоты изготовления использованы капсулы из сплава АМг5 с одинаковыми значениями толщины донышка и толщины стенки, равными 3 мм.

Исследование влияния материала капсулы. Исследованы варианты экструзии порошкового материала в капсуле, изготовленной из различных материалов с различными механическими параметрами. Толщина донышка и стенки капсулы в данной задаче была принята $t_d = h = 3$ мм.

Использование в качестве капсулы материалов с разным модулем упругости показало, что модуль упругости почти не влияет на

уплотнение порошкового материала (рис. 9, см. обложку). Во всех вариантах протяженность зоны пониженной плотности на заходной части полученных прутков и максимальная необходимая сила пресса одинаковы и составляют 11,5 мм и 355 кН соответственно.

Исследовали варианты экструзии порошкового материала в капсуле с пределом текучести $\sigma_s^{\text{кап}}$, изменяющимся в пределах $0.5\sigma_s$... $4\sigma_s$, где σ_s — предел текучести материала порошковой заготовки. Основные результаты моделирования представлены в таблице.

Установлено, что при использовании капсулы из материала, имеющего предел текучести менее $0.75\sigma_s$, напряжение дополнительного подпора со стороны капсулы недостаточно для компактирования порошкового материала. Порошковая заготовка начинает вытекать через матрицу при меньшей степени уплотнения, зона пониженной плотности в нижней части заготовки достаточно большая (рис. 10, a, δ , см. обложку). С увеличением предела текучести капсулы протяженность зоны пониженной плотности на полученных прутках уменьшается.

На рис. 10 и 11, a, δ (см. обложку) выявляется тенденция к утончению кольцевой части донышка и возможному нарушению сплошности капсулы. На определенной стадии деформирования наблюдается незначительное разупрочнение у края порошковой заготовки. Необходимая сила пресса в этих вариантах практически одинакова и составляет 355 кH.

Использование капсулы, изготовленной из материала с пределом текучести от σ_s до $4\sigma_s$, обеспечивает достаточность напряжения дополнительного подпора. В результате этого заготовка выходит из матрицы с более высокой плотностью. Зона пониженной плотности в за-

Результаты моделирования	процесса экструзи	и в капсуле с	различным пределом	текучести

Предел текучести материала капсулы $\sigma_s^{\text{кап}}$, МПа	Неплотная зона, мм	Сила пресса, кН	Наплывы оболочки	Состояние полученных прутков	
$0.5\sigma_s$	15	355		Нарушение капсулы, разуплотнение у края прутка	
$0.75\sigma_s$	13,4	355	Незначительные	Небольшое разуплотнение у края прутка	
$\sigma_{\!{}_{\scriptscriptstyle{S}}}$	11,5	355	пезначительные	Нормальное	
$1,5\sigma_s$	8,95	425			
$2\sigma_s$	7,3	485	2,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,		
$4\sigma_s$	4,8	750	Значительные		

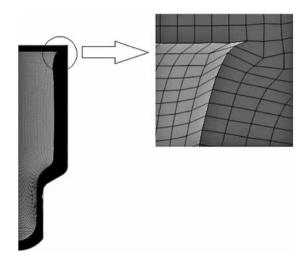


Рис. 12. Разнотолшинность капсулы при использовании материала с пределом текучести $\sigma_s^{\rm kan} = 2\sigma_s$

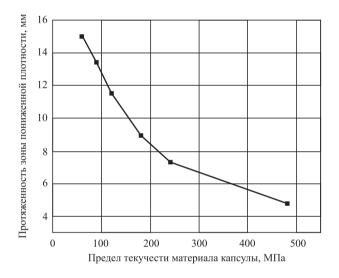


Рис. 13. Зависимость протяженности зоны пониженной плотности от предела текучести материала капсулы

ходной части полученных прутков сокращена до минимума. Полученные прутки имеют плотность компактного материала, у края порошковой заготовки не наблюдается разуплотнения. В случаях $\sigma_s^{\text{кап}} = 2\sigma_s$ и $\sigma_s^{\text{кап}} = 4\sigma_s$ появляется наплыв оболочки, приводящий к значительной разнотолщинности (рис. 12). Максимальная необходимая сила пресса тем больше, чем больше предел текучести материала капсулы $\sigma_s^{\text{кап}}$.

Зависимости протяженности зоны пониженной плотности на заходной части прутка и максимальной необходимой силы пресса от предела текучести материала капсулы представлены на рис. 13 и 14.

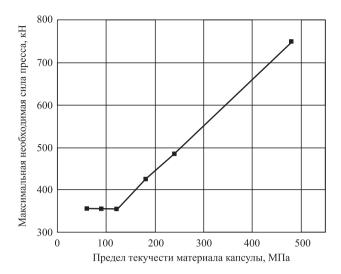


Рис. 14. Зависимость максимальной необходимой силы пресса от предела текучести материала капсулы

Выводы

- 1. С использованием программного продукта "Abaqus" и разработанной подпрограммы исследован характер уплотнения и деформации порошкового материала, изготовленного из 92 % порошка алюминия АКВ-2.5 (ТУ 1791-99-043— 2001) и 8 % порошка-упрочнителя — корунда Al_2O_3 (ТУ 6-09-426—75), при различных конструктивно-технологических вариантах экструзии. Выявлены три основные стадии экструзии: на первой стадии начинается уплотнение заготовки в областях, прилегающих к пуансону и матрице, распространяющееся на весь объем заготовки; на второй стадии происходит нарастание плотности по всему объему заготовки; третья стадия сопровождается началом выхода пористой заготовки через матрицу и ее доуплотнением. Осевая область заготовки уплотняется в последнюю очередь.
- 2. Показано отсутствие влияния геометрии крышки капсулы на уплотняемость заготовки. Крышка используется только для герметизации капсулы в целях защиты порошкового материала от окисления и других негативных внешних воздействий.
- 3. Более существенное влияние на процесс оказывает толщина донышка. Капсула с тонким донышком (1...2 мм) дает недостаточный подпор для полного компактирования порошкового материала. Использование капсулы со сравнительно толстым донышком (5 мм и более) приводит к появлению значительной раз-

нотолщинности оболочки полученного прутка после экструзии и вызывает дополнительные потери при удалении входной части прутка.

- 4. В условиях плотного прилегания капсулы с порошковым материалом к боковой поверхности матрицы в исследованном интервале изменения толщины стенки капсулы (1...3 мм) плотность, качественная картина распределения деформаций, состояние полученных прутков практически идентичны. Увеличение толщины капсулы в исследуемом диапазоне повышает гидростатическую составляющую напряжений незначительно. При выходе прутка из матрицы после совместного деформирования капсулы с порошковым материалом разнотолщинности оболочки не наблюдается.
- 5. Изменение предела текучести материала капсулы оказывает значительно большее влияние на характер процесса совместного леформирования капсулы с порошковым материалом, чем изменение его модуля упругости. Для обеспечения получения прутков с плотностью компактного материала при минимальной необходимой силе пресса рекомендавано использовать в качестве капсулы материалы с пределом текучести в интервале значений от σ_s до 1,5 σ_s . Использование материала со значительно меньшим пределом текучести приводит к нарушению сплошности капсулы и разуплотнению порошкового материала. Использование материала с более высоким пределом текучести вызывает образование разнотолщинности капсулы и увеличение необходимой силы пресса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Технология послойного электронно-лучевого синтеза порошковых изделий в вакууме // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 8. С. 40—45.
- 2. Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А. Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35—41.
- 3. **Особенности** моделирования процесса послойного синтеза изделий электронным лучом / А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, Ю.А. Соколов, В.Н. Копаев // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. № 11. С. 91—96.
- 4. **Кондратьев С.Ю., Горынин В.И., Попов В.О.** Оптимизация параметров поверхностно-упрочненного слоя при лазерной закалке деталей // Сварочное производство. 2011. № 3. С. 11—15.

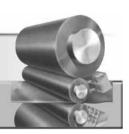
- 5. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Алгоритм и технологические процессы синтеза порошковых деталей электронным лучом в вакууме // Технология машиностроения. 2015. № 1. С. 11—16.
- 6. **Теория** и моделирование процессов деформирования порошковых и пористых материалов / А.И. Рудской, Ю.И. Рыбин, В.Н. Цеменко. СПб.: Наука, 2012. 415 с.
- 7. **Гиршов В.Л.** Процессы порошковой металлургии. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. 113 с.
- 8. Рудской А.И., Цеменко В.Н., Ганин С.В. Исследование процессов уплотнения и деформирования порошкового композиционного материала системы алюминий редкоземельные элементы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10. С. 25—31.
- 9. **Non-linear** Finite Element Modeling of the Titanium Briquettes Hot Extrusion Process / Alexey I. Borovkov, Denis V. Shevchenko // Computational Mechanics. 2004. Vol. 26. № 4. P. 47—51.
- 10. **Александров А.Э., Рудской А.И., Рыбин Ю.И.** Модель пористого материала и условие пластичности пористых тел // Научно-технические ведомости СПбГТУ. 2008. № 4. С. 249—254.
- 11. **Фук Д.В., Цеменко В.Н., Ганин С.В.** Моделирование и исследование процесса уплотнения порошковых материалов с использованием программного пакета ABAQUS // Научно-технические ведомости СПбПУ. 2016. № 1. С. 100—110.
- 12. **Цеменко В.Н., Гиршов В.Л., Мазуров С.А.** Моделирование и исследование процесса получения заготовок для инструмента из порошковой быстрорежущей стали // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 10. С. 18—21.
- 13. **Цеменко В.Н., Гиршов В.Л., Мазуров С.А.** Моделирование процесса горячей экструзии порошковой быстрорежущей стали // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2011. № 4. С. 235—248.
- 14. **Цеменко В.Н., Фук Д.В., Ганин С.В.** Определение реологических характеристик порошковых и пористых материалов на основе идеализированных моделей. Часть 1. Идеализированная модель порошкового тела // Научно-технические ведомости СПбПУ. 2016. № 2. С. 162—174.
- 15. **Мондольфс Л.Ф.** Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
- 16. **Алюминий:** свойства и физическое металловедение: справ. изд. Пер. с англ. / под ред. Дж. Е. Хэтча. М.: Металлургия, 1989. 422 с.
- 17. **Металлические** порошки и порошковые материалы: справочник / Б.Н. Бавич, Е.В. Вершинина, В.А. Глебов и др. / под ред. Ю.В. Левинского. М.: ЭКОМЕТ, 2005. 520 с.

Валерий Николаевич Цеменко, д-р техн. наук, plast-ftim@mail.ru; Доан Ван Фук;

Сергей Владимирович Ганин, канд. техн. наук

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ

производство



УДК 669-1

Ю.Н. Логинов, М.Л. Лобанов, М.А. Головнин (Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Модель описания деформации алюминиевых сплавов при их горячей прокатке с учетом рекристаллизационных процессов

Выполнен анализ горячей листовой прокатки с учетом протекания процессов динамической и статической рекристаллизации. Показано соответствие процессов горячей прокатки алюминиевых и титановых сплавов, содержащих β-фазу, как металлов с высокой энергией дефектов упаковки, влияющей на прохождение процессов рекристаллизации. Предложено применение методов планирования экспериментов и основ булевой алгебры для формализации описания процессов рекристаллизации. Показана возможность использования логических операторов для расчета сопротивления деформации по проходам горячей прокатки.

Ключевые слова: листовая прокатка; алюминиевые сплавы; деформация; рекристаллизация; энергия дефектов упаковки.

Analysis of hot sheet rolling, taking into account the processes of dynamic and static recrystallization is made. Compliance during hot rolling of aluminum and titanium alloys containing β -phase, both metals with high stacking fault energy, affecting the flow of processes recrystallization is shown. It is proposed to apply the methods of experiment planning and basics of Boolean algebra to formalize the description of recrystallization processes. Ability to use logical operators to calculate the resistance to deformation of hot rolling passes is shown.

Keywords: sheet rolling; aluminum alloys; deformation; recrystallization; stacking fault energy.

1. Постановка цели исследования. В настоящее время листовые заготовки из алюминия и его сплавов производят только методом плоской прокатки. Обычно отливают заготовку в форме сляба методом непрерывного или получепрерывного литья, затем ее прокатывают в горячем состоянии. Полученный прокат охлаждают до комнатной температуры и дальнейшую прокатку осуществляют в холодном состоянии.

Термин "прокатка в горячем состоянии" свидетельствует о том, что заготовку нагрели до высокой температуры, за счет чего повысили пластичность металла и снизили его сопротивление деформации, но этот термин может не соответствовать понятию "горячая

деформация", поскольку последний относится к процессу формоизменения при температуре выше температуры рекристаллизации.

Целью работы является уточнение методики назначения технологического свойства — сопротивление деформации — при горячей прокатке алюминиевых сплавов.

2. Связь между физическим состоянием металла и сопротивлением деформации в процессе прокатки. Алюминий относится к материалам, обладающим высокой энергией дефектов упаковки (250...300)·10⁻³ Дж/м². Для меди это значение примерно в 5 раз меньше [1]. Энергия дефектов упаковки наряду с типом кристаллической решетки, степени чистоты металла и уровнем деформации определяет

конкуренцию между процессами полигонизации и рекристаллизации.

Для металлов с высокой энергией упаковки облегчены необходимые для образования субзерен (т.е. полигонизации) процессы скольжения и переползания дислокаций, и при деформации в нагретом состоянии полигонизация становится преимущественным процессом [2]. Современные технологии прессования алюминиевых сплавов используют именно этот режим обработки: чаще всего металл нагревают до температуры полигонизации, но не превышают температуру начала рекристаллизации. Это позволяет выйти в режим обработки сравнительно мягкого металла, при этом за счет остаточной нагартовки получают более прочное изделие, чем при режиме горячей деформации [3, 4].

Отличие процесса прокатки от процесса прессования заключается в том, что вследствие многих ограничений процесс прокатки осуществляется циклически, в нем проходы прокатки чередуются с паузами, связанными с передачей заготовки по рольгангам для осуществления следующего прохода. На рис. 1 показано, что полоса 1 попадает в валки прокатного стана 2. В очаге деформации полоса подвергается деформационному воздействию, которое может сопровождаться динамической рекристаллизацией, эта область отмечена как W_d . Далее развитие событий зависит от типа прокатного стана. Стан реверсивной прокатки выдает полосу на рольганг 3, после чего при-

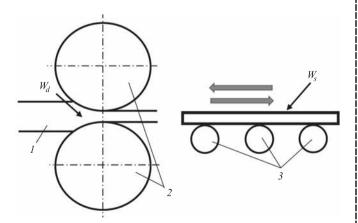


Рис. 1. Последовательность возникновения режимов рекристаллизации при прокатке:

1- полоса; 2- валки прокатного стана; 3- рольганг; W_d- зона динамической рекристаллизации; W_s- зона статической рекристаллизации

вод стана и рольганга реверсируется, и полоса задается в валки с обратной стороны. При непрерывной прокатке полоса выдается на рольганг и перемещается по нему к следующей прокатной клети. И в том и в другом случае возникает время паузы, в течение которого может проходить процесс статической рекристаллизации, отмеченный на рис. 1 как W_{\circ} .

Таким образом, если в процессе прессования приходится анализировать только однократное воздействие на металл, то в процессе прокатки такое воздействие осуществляется многократно. На каждом из отрезков времени в металле происходят структурные превращения, которые приходится анализировать, изза чего возрастает вариантность событий, от которых зависят такие величины, как энергосиловые параметры прокатки и конечный результат в виде механических свойств проката. Известно, что рекристаллизованное состояние позволяет получить менее прочный, но более пластичный металл.

На схеме (рис. 2) в виде алгоритма показана вариантность структурных изменений в металле. После нагрева сляб передают для осуществления первого прохода прокатки, отмечено, что в течение деформации могут быть созданы условия для прохождения процессов динамической рекристаллизации, но они могут быть и не созданы. В паузе после первого прохода могут быть созданы условия для прохождения процессов статической рекристаллизации, но она может и не закончиться. Затем заготовка передается для прокатки в следующий проход и ситуация повторяется в пикле.

В настоящее время нет установившейся методики расчета энергосиловых параметров в многопроходных процессах прокатки металла в нагретом состоянии с учетом прохождения процессов рекристаллизации и/или полигонизации. Наряду с предложениями учета частичной рекристаллизации [5] в большинстве случаев в расчете применяют гипотезу полной рекристаллизации металла к началу следующего прохода. Это относится к металлам и сплавам, у которых энергия дефектов упаковки мала, например, меди или α-титана. Однако для сплавов титана, содержащих β-фазу, энергия дефектов упаковки значительно выше [6], поэтому необходимо учитывать время пауз между проходами прокатки при назначении

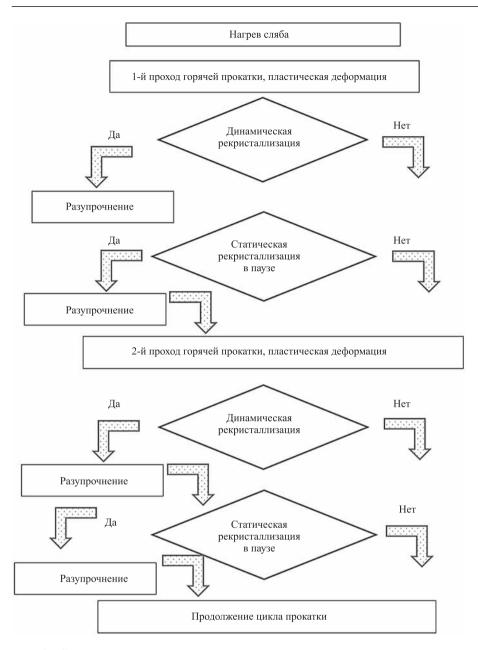


Рис. 2. Схема возможных вариантов поведения металла в проходах прокатки и паузах

сопротивления деформации в энергосиловых расчетах [7].

Представленная на рис. 2 схема включает в себя только те процессы, происходящие в металле, которые наиболее существенно влияют на сопротивление деформации прокатываемой заготовки. Эта схема может быть значительно усложнена включением в нее процессов фазовых [8] и/или структурных превращений с изменением текстуры материала [9] и т.д.

3. Применение булевой алгебры. Для формализации описания предложено применить приемы математического планирования. В табл. 1 приведен классический план двух-

факторного эксперимента. Его матрица предполагает изменение параметра на двух уровнях: верхнем (знак "+") и нижнем (знак "-"). При знаке "+" событие осуществляется, а при знаке "-" событие не происходит.

С позиции изменения структуры события два: наличие динамической кристаллизации в проходе и наличие статической кристаллизации в паузе. Если происходит хотя бы одно событие, то конечный результат окажется со знаком "+", т.е. заготовка рекристаллизована. В полном плане двухфакторного эксперимента перебор всех возможных сочетаний дает четыре результата для одного прохода прокатки.

Для дальнейшего описания целесообразно перейти к понятиям булевой алгебры, где возможно осуществлять математические действия с переменными, поэтому заменим знак "+" на единицу, а знак "-" на ноль при сохранении описанного выше смысла переменных (табл. 2). Величины d_i и s_i — логические аргументы, равные нулю при отсутствии события и равные единице при его наличии. Результат $q_i = d_i + s_i$ получен путем логического сложения (логическое "или" — дизъюнкция).

1. План двухфакторного эксперимента применительно к описанию вариантов прокатки

Номер	Рекристалл	В озуну тот	
прохода	динамическая	статическая	Результат
1	+	+	+
	+	_	+
	_	+	+
	_	_	_
2	+	+	+
	+	_	+
	_	+	+
	_	_	_

при использовании оулсвои алгеоры					
Havean	Аргумент d_i	Аргумент s_i	Результат $q_i = d_i + s_i$		
Номер прохода	Динамическая рекристаллизация	Статическая рекристаллизация			
1	1	1	1		
	1	0	1		
	0	1	1		
	0	0	0		
2	1	1	1		
	1	0	1		
	0	1	1		

2. План двухфакторного эксперимента при использовании булевой алгебры

Например, для первой строки табл. 2 логическое сложение дает результат 1+1=1, т.е. при прохождении динамической и статической рекристаллизации результатом окажется рекристаллизованное состояние. Такой подход позволяет облегчить составление программных продуктов для расчета энергосиловых параметров, поскольку основан на применении математических операций.

При расчете энергосиловых параметров процесс динамической рекристаллизации обычно учитывается кривой упрочнения, поскольку она строится при соответствующих термомеханических режимах. Для подсчета сопротивления деформации σ_s необходимо воспользоваться кривой упрочнения в виде $\sigma_s = f(\varepsilon, \xi, \theta)$, где ε, ξ — степень и скорость деформации соответственнно; θ — температура.

Следует учесть, что прокатка в первом проходе начинается при начальной степени деформации $\varepsilon_{\rm H1}$ и заканчивается при конечной степени деформации $\varepsilon_{\rm K1}$. Поэтому необходимо дважды рассчитать сопротивление деформации (начальное и конечное) $\sigma_{\rm SH} = f(\varepsilon_{\rm H1},\,\xi,\,\theta)$ и $\sigma_{\rm SK} = f(\varepsilon_{\rm K1},\,\xi,\,\theta)$, а затем для расчетов параметров в одном проходе применить среднее значение $\sigma_{\rm SCp} = (\sigma_{\rm SH1} + \sigma_{\rm SK1})/2$. Для алюминиевых сплавов предложены различные модели для расчета сопротивления деформации [10, 11] с учетом прохождения процессов рекристаллизации и полигонизации.

4. Дискретизация свойств в проходах прокатки и паузах. Неопределенность возникает при использовании аппроксимирующих формул, если сопротивление деформации определяют как $\sigma_s = a \varepsilon^b \xi^c \exp(-m\theta)$, где a, b, c, m — эмпирические коэффициенты.

В начальный момент деформации $\varepsilon_{\rm H1}=0$, откуда $\sigma_{\rm SH1}=0$, что не корректно. Для этого случая в [12] предложено заменить операцию арифметического усреднения операцией интегрального усреднения:

$$\sigma_{scp1} = \frac{1}{\varepsilon_{\kappa 1}} \int_{0}^{\varepsilon_{\kappa 1}} a\varepsilon^{b} \xi^{c} \exp(-m\theta) d\varepsilon =$$

$$= \frac{1}{\varepsilon_{\kappa 1}(b+1)} a\varepsilon_{\kappa 1}^{b+1} \xi^{c} \exp(-m\theta).$$
(1)

Как видно из формулы (1), знания начальной степени деформации не требуется.

Отмеченное выше можно применить для анализа первого прохода прокатки. Для второго прохода необходимо ввести принцип накопления деформации. Для многопроходных процессов горячей деформации принцип накопления деформации применяется в двух смыслах. Один из них основан на понятии укова из кузнечно-штамповочного производства. Смысл заключается в том, чтобы была возможность сложения деформаций по переходам независимо от того, рекристаллизуется ли металл от прохода к проходу. Это позволяет понять, насколько велика степень проработки структуры металла. В другом случае степень деформации рассчитывают для определения, насколько упрочнился металл, и такой расчет проводят с учетом возможного разупрочнения.

Обозначим степени деформации по номерам проходов прокатки как ε_1 , ε_2 , ε_3 , ..., а накопленные после данного прохода степени деформации $\varepsilon_{\Sigma 1}$, $\varepsilon_{\Sigma 2}$, $\varepsilon_{\Sigma 3}$ и т.д. Для первого прохода $\varepsilon_{\Sigma 1} = \varepsilon_1$. Для второго прохода $\varepsilon_{\Sigma 2} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$ при условии $q_1 = d_1 + s_1 = 0$ и $\varepsilon_{\Sigma 2} = \varepsilon_2$ при условии $q_i = d_i + s_i = 1$. Обобщенное представление накопленной степени деформации по проходам имеет следующий вид:

$$\varepsilon_{\Sigma i} = \varepsilon_{\Sigma i-1}(-q_i) + \varepsilon_i, \tag{2}$$

где $-q_i$ — операция логического отрицания: если $q_i = 0$, то $-q_i = 1$ и наоборот.

Примером производственной практики, в которой реализованы различные схемы поведения металла по проходам, являются данные статьи [13], описывающей изменение текстуры и структуры при прокатке алюминия в непрерывной группе стана горячей прокатки "2800". При изменении толщин по проходам 52-25,7-14,7-7,97-5,09-3,0 мм после 1-го и 2-го проходов прокатки в продольном сечении наблюдаются равноосные зерна, а после

Номер прохода	ϵ_i	q_i	$(-q_i)$	$\varepsilon_{\Sigma i} = \varepsilon_{\Sigma i-1}(-q_i) + \varepsilon_i$	$\varepsilon_{\Sigma yi} = \varepsilon_{\Sigma i-1} + \varepsilon_i$
1	0,1	0	1	0,1	0,1
2	0,3	1	0	0,3	0,4
3	0,5	0	1	0,5	0,9
4	0,6	0	1	1,1	1,5

3-го прохода структура волокнистая, характерная для деформированного состояния, не сопровождающегося рекристаллизацией. Это явление можно объяснить скоростным режимом прокатки: в непрерывной группе скорости перемещения должны подчиняться условию постоянства секундных объемов, поэтому они непрерывно нарастают. В результате уменьшается время пауз между проходами, и теперь его не хватает для прохождения рекристаллизации.

В качестве примера выполнения расчетов приведем процесс прокатки, в котором последовательность обжатий приводит к совокупности степеней деформации 0,1; 0,3; 0,5; 0,6. При этом после второго прохода реализуется рекристаллизация, а в остальных проходах — нет, что приводит к результатам, представленным в табл. 3. Здесь видно, что степень деформации начинает накапливаться после 3-го прохода. В последнем столбце приведена степень деформации, характеризующая уков, т.е. проработку исходной структуры

$$\varepsilon_{\Sigma vi} = \varepsilon_{\Sigma i-1} + \varepsilon_i. \tag{3}$$

В данном случае применения логических операторов не требуется, поэтому результат является сложением частных значений степеней деформации.

Полученные результаты позволяют формализовать процедуру определения сопротивления деформации и связанные с ним энергосиловые расчеты. Влияние скоростных режимов на процесс прокатки алюминиевых сплавов подробно изложено в статье [14].

5. Заключение. С учетом особенностей сплавов на основе алюминия, как элемента с высокой энергией упаковки, показана вариантность поведения металла во время проходов горячей прокатки и в паузах между ними. Предложено применение булевой алгебры для расчета степени деформации по проходам с учетом возможного эффекта разупрочнения. Это позволяет облегчить алгоритмизацию расчетов сопротивле-

ния деформации и соответствующих расчетов энергосиловых параметров горячей прокатки.

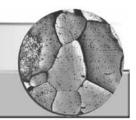
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Shkatulyak N.** Effect of Stacking Fault Energy on the Mechanism of Texture Formation during Alternating Bending of FCC Metals and Alloys // International Journal of Nonferrous Metallurgy. 2013. 2. P. 35—40.
- 2. **Штремель М.А.** Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. 2-е изд. М.: МИСИС, 1999. 384 с.
- 3. **Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф.** Влияние скорости деформации на эффект структурного упрочнения прессованных труб из алюминиевого сплава 6061 // Технология легких сплавов. 2007. № 4. С. 123—127.
- 4. **Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф., Антоненко Л.В.** Особенности формирования свойств горячепрессованной заготовки из сплава АМг6 // Кузнечноштамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. № 6. С. 14—17.
- 5. **Грешнов В.М., Сафин Ф.Ф., Грешнов М.В.** Физико-феноменологический оператор сопротивления деформации пластической деформации // Известия вузов. Черная металлургия. 2002. № 11. С. 17—21.
- 6. **Petrov Yu.N., Svechnikov V.L., Nadezhdin G.N.** Stacking fault energy and dislocation structure in titanium alloys. Fizika Metallov i Metallovedenie. 1984. Vol. 58 (1). P. 76—80.
- 7. **Водолазский В.Ф., Зайцев А.В., Зуев Г.Ю. и др.** Сопротивление деформации и алгоритм расчета схем обжатий горячей и теплой прокатки листов из титановых сплавов // Титан. 2012. № 1 (35). С. 13—21.
- новых сплавов // Титан. 2012. № 1 (35). С. 13—21. 8. **Jazaeri H., Humphreys F.J.** The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminium alloys II annealing behavior // Acta Materialia. 2004. Vol. 52. P. 3251—3262.
- 9. Русаков Г.М., Илларионов А.Г., Логинов Ю.Н. и др. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМг6 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 12 (714). С. 15—21. 10. Коновалов А.В., Смирнов А.С. Моделирование
- 10. **Коновалов А.В., Смирнов А.С.** Моделирование сопротивления деформации сплава АМг6 при температуре горячей деформации // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 5. С. 33—36.

 11. **Ying Deng, Zhimin Yin, Jiwu Huang.** Hot
- 11. **Ying Deng, Zhimin Yin, Jiwu Huang.** Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature // Materials Science and Engineering A. 2011. Vol. 528. P. 1780—1786.
- 12. **Хензель А., Шпиттель Т.** Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: справочник. М.: Металлургия, 1982. 360 с.
- 13. **Тречников Ф.В., Арышенский В.Ю.** Феноменологические и кристаллографические основы формирования заданной анизотропии свойств при прокатке высокотекстурованных алюминиевых лент // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2002. № 1. С. 68—77.
- 14. **Логинов Ю.Н., Середкина М.Ю.** Исследование скоростного режима прокатки сляба из алюминиевого сплава с использованием МКЭ // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 121—126.

Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук, j.n.loginov@urfu.ru; Михаил Львович Лобанов, д-р техн. наук; Максим Александрович Головнин

MATERNATIORETEHNE N HOBPIE



МАТЕРИАЛЫ

УДК 620.186

М.И. Шкатов¹, Ю.А. Артеменко², А.С. Лукин³, В.В. Шкатов⁴, Д.Н. Романенко²

(¹000 "Техномет", г. Тула,

²Юго-Западный государственный университет, г. Курск, ³ПАО "Новолипецкий металлургический комбинат", ⁴Липецкий государственный технический университет)

Влияние химического состава на условия начала динамической рекристаллизации в двухфазных сталях*

Выполнены расчет и анализ влияния химического состава двухфазных сталей на критическую деформацию для динамической рекристаллизации при горячей деформации.

Ключевые слова: критическая деформация; динамическая рекристаллизация; горячая деформация; двухфазная сталь; математическая модель.

Calculation and the analysis of influence of chemical composition of dual-phase steels on critical deformation for dynamic recrystallization at hot deformation are executed.

Keywords: critical deformation; dynamic recrystallization; hot deformation; dual-phase steel; mathematical model.

Для основной массы стальной металлопродукции горячая прокатка является окончательной операцией, определяющей качественные характеристики металла. Одним из основных направлений повышения уровня механических свойств горячекатаных полосовых сталей, производимых на широкополосных станах, является целенаправленное управление формированием структуры металла в ходе горячей прокатки.

В деформированном аустените протекают высокотемпературные процессы, от которых зависит структура аустенита во время различных стадий прокатки. От степени развития этих процессов (упрочнение, разупрочнение, возврат, рекристаллизация, выделение второй или нескольких фаз) во многом зависят структура и свойства металлопродукции.

При горячей деформации проката получает развитие динамическая рекристаллизация. Критическая деформация для динамической рекристаллизации ε_c — важный параметр, используемый при анализе закономерностей структурообразования стали и разработке режимов деформации сталей в клетях широкополосного стана горячей прокатки. Процессы динамической рекристаллизации во многом подобны процессам статической рекристаллизации, но имеют и отличия, связанные с наложением помимо температуры еще и деформации и напряжений [1].

В работе [2] предложена основанная на этих принципах математическая модель прогнозирования критической деформации для динамической рекристаллизации по данным о кинетике статической рекристаллизации. Получение адекватных, хорошо согласующихся результатов расчета и эксперимента для условий горячей деформации углеродистых и низколегированных сталей позволило продолжить работу

^{*} Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-50153 мол_нр.

в данном направлении и опробовать данный подход для других современных марок стали.

В статье представлена усовершенствованная модель прогнозирования критической деформации для динамической рекристаллизации, позволяющая учитывать содержание химических элементов в стали. Также выполнены расчет критической деформации и анализ влияния химического состава холоднокатаного проката из перспективных двухфазных сталей (dual phase steels) на величину є при горячей деформации.

На основе известного уравнения Аврами— Джонсона—Мела—Колмогорова:

$$X^{SRX} = 1 - \exp\left[-B\left(\frac{\tau}{\tau_{0,5}}\right)^n\right],\tag{1}$$

где X^{SRX} — степень статической рекристаллизации; τ — текущее время, c; $\tau_{0,5}$ — время, за которое рекристаллизация проходит на 50 % при заданных параметрах деформации и размере исходного (до деформации) зерна аустенита, c; $B = -\ln 0.5$; n — коэффициент;

проведен расчет параметров динамической рекристаллизации по данным о статической рекристаллизации (с учетом параметров деформации и размера исходного зерна аустенита на каждом шаге нарастающей деформации рассчитывали степень рекристаллизации, при этом в расчете на последующем шаге учитывали степень развития процесса на предыдущем шаге) [2].

Кривую степени деформации, которой подвергается сталь во время горячей прокатки, разбивали на совокупность ступенек малой длительности. При этом принимали, что на i-й ступени в течение времени $\Delta \tau_i$ деформация постоянна и равна ϵ_i . На (i+1)-й ступени деформация мгновенно возрастает до ϵ_{i+1} и поддерживается постоянной в течение времени $\Delta \tau_{i+1} = \Delta \tau_i$.

Степень динамической рекристаллизации на первой ступени (при деформации ϵ_l за время τ_l) определяют по формуле

$$X_1^{DRX} = 1 - \exp\left[\ln 0.5 \left(\frac{\tau}{\tau_{0.5}(\varepsilon_1, T_1)}\right)^n\right]. \tag{2}$$

На второй ступени рекристаллизация будет развиваться так, как если бы степень рекристаллизации X_1^{DRX} была достигнута при деформации ε_2 к моменту начала второй

ступени. Время, необходимое для прохождения рекристаллизации $X_1^{\ DRX}$ при деформации ε_2 :

$$\tau_2^* = \tau_{0,5} \left(\varepsilon_1, T_1 \right) \frac{\ln \left(1 - X_1^{DRX} \right)}{\ln 0.5}.$$
 (3)

Полученное время τ^*_2 суммируют с шагом $\Delta \tau$ и вычисляют степень рекристаллизации при деформации ϵ_2 (на второй ступени):

$$X_2^{DRX} = 1 - \exp\left[\ln 0.5 \left(\frac{\tau_2^* + \Delta \tau}{\tau_{0.5}(\varepsilon_2, T_2)}\right)^n\right].$$
 (4)

Для реализации возможности оценки влияния химического состава стали на кинетику динамической рекристаллизации по формулам (2)—(4) для расчета $\tau_{0,5}$ использовали зависимость для статической рекристаллизации, учитывающую наряду с параметрами деформации содержание химических элементов в стали [3]:

$$\tau_{0,5}^{SRX} = 3,754 \cdot 10^{-4} \exp\left(-7,869 \cdot 10^{-5} Q_{rec}\right) \times \\ \times \varepsilon^{-4,3d_0^{-0,169}} \dot{\varepsilon}^{-0,53} d_0^{1,09} \exp\left(\frac{Q_{rec}}{RT}\right), \tag{5}$$

где є — истинная деформация; є — скорость деформации, c^{-1} ; T — температура, K; d_0 — размер зерна аустенита перед деформацией, мкм; Q_{rec} — энергия активации рекристаллизации, Дж/моль.

Величина Q_{rec} зависит от содержания химических элементов в стали [3]:

$$Q_{rec} = 148 636,8 - 71 981,3[C] + 56 537,6[Si] +$$

+ 21 180[Mn] + 121 243,3[Mo] + 64 469,6[V] +
+ 109 731,9[Nb]^{0,15}, (6)

где [C], [Si], [Mn], [Mo], [V], [Nb] — содержание элементов, %.

Особенностью динамической рекристаллизации является ее циклический характер и развитие первого цикла фиксируют при степени рекристаллизации 1...5 % (соответствует критической деформации) [1]. При оценке критической деформации в данной работе приняли, что величина ε_c соответствует развитию динамической рекристаллизации на 1 %. Эффектом повторного наклепа динамически рекристаллизованных зерен пренебрегали в силу его малого значения на начальной стадии динамической рекристаллизации.

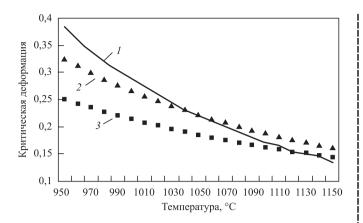


Рис. 1. Зависимости критической деформации ϵ_c для двухфазной стали (0,06 % C; 1,6 % Mn; 0,4 % Si) от температуры при скорости деформации $\dot{\epsilon}=5$ c⁻¹:

1 -расчет; 2, 3 -эксперимент

Расчет проводили для условий линейного закона роста деформации. Размер зерна аустенита перед деформацией приняли равным 100 мкм. Полученная математическая модель расчета кинетики динамической рекристаллизации включает в себя комплексный расчет критической и пиковой деформаций, аккумулируемой деформации, прогнозирует кинетику и структурообразование аустенита углеродистых, низколегированных и двухфазных сталей.

Модель реализована средствами языка Object Pascal в среде разработки приложений Delphi [5]. Адекватность разработанной модели

проверена с использованием зависимостей критической деформации от размера зерна и скорости деформации для углеродисто-марганцовистых и низколегированных сталей (рис. 1), построенных авторами [3, 6] по результатам испытаний на кручение. Средняя суммарная относительная ошибка прогноза критической деформации для начала динамической рекристаллизации для двухфазных сталей не превысила 15 %.

При анализе влияния химического состава сталей на критическую деформацию в качестве базовой использовали двухфазную сталь марки HCT600X (0,06...0,14 % C; 0,5...2,0 % Мп; 0,2...0,8 % Si) по стандарту prEN 10338. Величину ε_c вычисляли по разработанной модели при последовательном варьировании содержания углерода, марганца и кремния в предельном диапазоне их изменения в двухфазных сталях.

Зависимости критической деформации ε_c от содержания химических элементов в двухфазных сталях приведены на рис. 2.

Увеличение содержания углерода снижает уровень критической деформации, в то время как кремний и марганец повышают его, способствуя упрочнению двухфазной стали при горячей деформации, что также подтверждено авторами [1] для низкоуглеродистых сталей. Изменение химического состава в двухфазных сталях разных марок приводит к значительному колебанию значений є (до 1,4 раз).

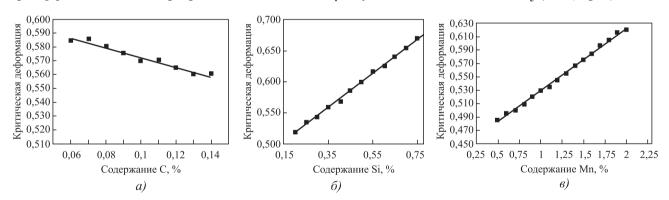


Рис. 2. Влияние содержания элементов С (a), Si (б) и Мп (в) на критическую деформацию ε_c в двухфазных сталях (T = 950 °C, $\dot{\varepsilon} = 5$ c⁻¹)

Анын секин состав двухфазных стален, 70											
Марка стали	Стандарт	С	Mn	Si	P	S	Cr + Mo	Nb + Ti	V	Al	В
HCT500X	nn EN 10229	≤0,14	≤2,0	≤0,8	≤0,008	≤0,015	≤1,0	≤0,15	≤0,20	≤2,0	≤0,005
HCT600X	pr EN 10338	≤0,17	≤2,2	≤0,8	≤0,008	≤0,015	≤1,0	≤0,15	≤0,20	≤2,0	≤0,005
H380X	SEW 097	≤0,14	≤2,0	≤0,5	≤0,040	≤0,015	≤1,0	_	-	≥0,15	≤0,005

Также расчеты показали, что даже при колебаниях содержания элементов в пределах марочного состава стали наблюдается заметное изменение величины ε_c . В стали НСТ600X при колебании содержания элементов в пределах марки (см. таблицу) критическая деформация может изменяться от 0,57 до 0,69 (на 17 %).

Учет изменения содержания химических элементов в низколегированных, в том числе двухфазных сталях, позволяет значительно повысить точность прогноза критической деформации для динамической рекристаллизации. Разработанную математическую модель можно использовать в системе автоматизированного управления структурой и свойствами сталей при горячей прокатке для прогноза условий развития динамической рекристаллизации и выбора оптимального химического состава сталей.

Результаты расчетов по данной модели (в том числе возможность развития динамической и метадинамической рекристаллизации при горячей прокатке) использованы при разработке маршрута и схемы производства двухфазных сталей с использованием традиционной сквозной технологии производства обычного холоднокатаного проката [6].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Рекристаллизация** металлов и сплавов / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
- 2. **Прогнозирование** критической деформации, соответствующей началу динамической рекристаллизации в сталях / В.В. Шкатов, М.И. Шкатов // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. № 3. С. 59—61.
- 3. **Roucoules C., Yue S., Jonas J.J.** // Proc. Int. Conf. on Modeling of Metal Rolling Processes. London: The Institute of Materials, 1993. P. 165—179.
- 4. **Roberts W.** Strength of Metals and Alloys // ICSMA 7. Pergamon Press, Oxford. 1986. Vol. 3. P. 1859—1891.
- 5. **Фаронов В.В.** Delphi. Программирование на языке высокого уровня. СПб.: Питер, 2003. 603 с.
- 6. **Разработка** технологии производства холоднокатаного проката из двухфазных сталей / А.С. Лукин, М.И. Шкатов, Д.В. Родионов, М.Е. Орехов // Сталь. 2014. № 10. С. 51—53.

Максим Игоревич Шкатов;

Юрий Александрович Артеменко, канд. техн. наук; Александр Станиславович Лукин, канд. техн. наук;

Валерий Викторович Шкатов, д-р техн. наук; Дмитрий Николаевич Романенко, канд. техн. наук, romanenko-kstu46@yandex.ru







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, опре-

деляющие 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., 2a, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru. Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 620.22:669

В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов, Ю.И. Бондаренко (Волгоградский государственный технический университет)

Трансформация химического и фазового составов титановой плакировки на поверхности меди при высокотемпературном воздействии*

Исследована трансформация химического и фазового составов титана ВТ1-0, нанесенного сваркой взрывом на поверхность меди М1, после нагрева в атмосфере водяных паров. Показано, что слой оксидов толщиной 1,5...2 мкм, образовавшийся на поверхности титана после нагрева в паровоздушной среде при температуре 700 °С, не имеет заметного объемного прироста с течением времени.

Ключевые слова: покрытие; термическая обработка; интерметаллид меди с титаном; сварка взрывом; диффузия.

Transformation of chemical and phase compositions of titanium VT1-0 caused by explosion welding on the surface of copper M1 after heating in atmosphere of water vapor is studied. It is shown that formed on surface of titanium after the heating in steam-air medium at temperature 700 °C the oxide layer thickness of 1.5...2 microns is not significant volume increase over time.

Keywords: coating; heat treatment; copper-titanium intermetallic; explosion welding; diffusion.

Введение. Медь и сплавы на ее основе, обладая хорошими электро- и теплопроводными свойствами, имеют низкую жаростойкость. Процесс окисления меди ускоряется при воздействии высоких температур (рис. 1). При температуре ниже $1025\,^{\circ}\mathrm{C}$ (особенно при более высоком содержании кислорода в атмосфере) образуется черный оксид меди CuO, при более низких температурах, на меди образуется красная закись меди Cu₂O (см. кн.: Клинов И.Я. Коррозия химической аппаратуры и коррозионно-стойкие материалы. М.: Машиностроение, $1967.468\,\mathrm{c.}$).

Одним из способов защиты поверхности меди от окисления является диффузионное титанирование. Современные методы нанесения титана плазменными, газопламенными и детонационными способами требуют специального оборудования, сложны и локальны по применимости [1—3].

Наибольшее распространение получил способ, позволяющий получать плотные покрытия поверхности меди титаном толщиной до 4 мм и микротвердостью до 0,95...1,18 ГПа [4]. Полученные таким образом образцы имеют повышенные характеристики окалиностойкости, сопротивляемости коррозии и гидроэрозии. Однако недостатками этого способа являются энергоемкость процесса и токсичность (в реакционных смесях в большом количестве

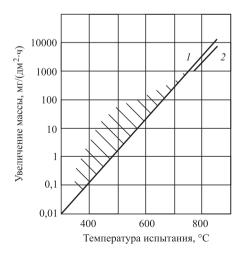


Рис. 1. Зависимость увеличения массы чистой меди от температуры:

1— в чистом кислороде; 2— в воздухе (заштрихованная область — колеблющиеся результаты вследствие отслаивания окалины)

^{*}Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418).

присутствуют фтористые и хлористые соединения, в том числе с цинком).

В последнее время широкое применение получили такие способы нанесения на поверхность меди титана, как сварка взрывом, пакетная прокатка, горячая запрессовка и т.п. [5].

Сварка взрывом имеет ряд преимуществ. Этот способ позволяет получить прочное соединение между медью и титаном и исключает возможность образования оксидной пленки на поверхности раздела, а последующая термическая обработка соединений, полученных сваркой взрывом обеспечивает формирование на поверхности меди покрытия на основе интерметаллидов меди с титаном [6].

Цель работы — исследование трансформации химического и фазового составов титана ВТ1-0, нанесенного сваркой взрывом на поверхность меди М1, после нагрева в атмосфере водяных паров.

Материалы и методики исследования. Для исследования служили образцы из биметалла М1 (5 мм) + ВТ1-0 (0,6 мм), изготовленного сваркой взрывом. После сварки титановый слой механически удаляли до толщины 150...200 мкм, а затем стравливали плавиковой кислотой до 30...50 мкм.

Химический анализ титанового слоя после термической обработки проводили с помощью растрового двухлучевого электронно-ионного микроскопа системы Versa 3D.

В поперечном сечении титанового слоя вырезали углубление параллелепипедной формы (рис. 2). Для того чтобы избежать повреждения

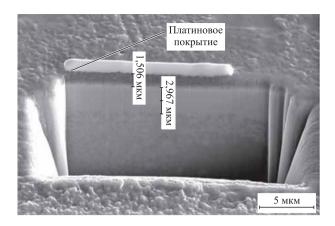


Рис. 2. Углубление в титановом слое после нагрева

поверхности ионным пучком при последующей вырезке на выбранный участок шлифа с помощью ионного пучка и газоинжекторной системы наносили тонкий слой платины.

Нагрев образцов диаметром 5 мм осуществляли со скоростью 200 °С/мин до температуры 700 °С в атмосфере водяных паров при давлении 500 Па (использовали нагревательный столик 1400 Deg.C Heating Stage).

Результаты и их обсуждение. Анализ результатов покадровой съемки поверхности титанового слоя при нагреве образцов до 700 °C (рис. 3, δ , ϵ) показал, что на его поверхности образуется слой темной оксидной пленки с развитой поверхностью, причем прирост объема этой пленки с увеличением времени выдержки незначителен.

Пленка оксидов после выдержки 5 ч имеет среднюю толщину 1,5...2 мкм (см. рис. 3 и 4, *a*). Анализ поперечного среза на образующей

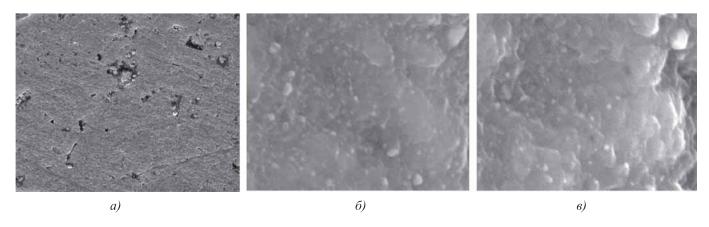
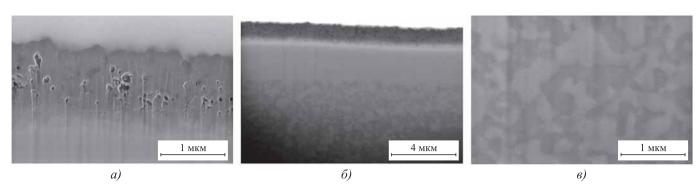


Рис. 3. Поверхность титанового слоя при температуре 20 °C (a) и ее трансформация при нагреве (700 °C) в течение 0,2 (б) и 5 ч (в). $\times 100~000$



16

Рис. 4. Структура поперечного сечения среза углубления в титановом слое после нагрева:

Содержание элементов, % ат.

48

a — прослойка оксидов с порами; δ — светлая прослойка; ϵ — прослойка с хлопьевидными включениями

32

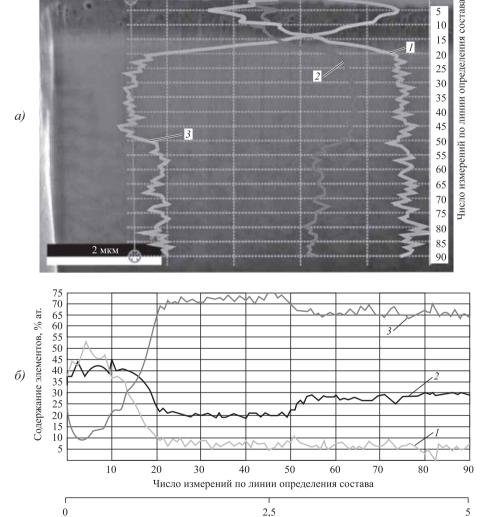


Рис. 5. СЭМ-изображение области сканирования (a) и распределение химических элементов (б) в титановом слое после термической обработки 700 °C, 5 ч в атмосфере водяных паров при давлении 500 Па:

Дистанция пробега, мкм

 $1 - O_2$; 2 - Ti; 3 - Cu

углубления показал, что за пленкой оксидов располагаются светлая прослойка толщиной 3...4 мкм (рис. 4, δ) и прослойка с хлопьевидными включениями (рис. 4, δ).

соотношение Атомное компонентов по глубине слоя оксидов изменяется в следующих пределах: O_2 — от 55 до 31 %, Cu — от 9 до 29 %, Ti — от 36 до 40 % (рис. 5). Химический состав светлого однородного слоя: 20...22 % Ті; 73...75 % Си; остальное — O_2 (см. рис. 5, δ), что с высокой долей вероятности соответствует интерметаллиду β TiCu₄ [7]. В прослойке с хлопьевидными включениями содержание Ti - 27...30 %, Cu - 62...65 %, $O_2 - 2...4$ % (см. рис. 5, δ), что соответствует твердому раствору переменной концентрации на основе интерметаллидов Ті₂Си₃ или βТіСи₄ в медной матрице. В медном слое O_2 не обнаружено.

Выволы

1. Нагрев меди с титановой плакировкой в паровоздушной среде при температуре 700 °C приводит к трансфор-

мации химического и фазового составов титана. На поверхности образуется пленка оксидов титана и меди, ниже формируется прослойка, состоящая из интерметаллидов системы Cu-Ti.

2. Интерметаллидная прослойка является диффузионным барьером, препятствующим приросту поверхностного слоя оксидов, что позволяет расширить температурную область эксплуатации меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. А. с. 454281 СССР. Состав для диффузионного титанирования меди и ее сплавов / А.Г. Мудрова, Н.С. Горбунов, Е.К. Медко; заявл. 31.07.72; опубл. 25.12.74. Бюл. № 47.
- 2. Морозова Е.А., Муратов В.С. Лазерное легирование поверхности титана медью // Успехи современного естествознания. 2009. № 11. С. 71.
- 3. Массоперенос легирующих примесей при облучении металлов лазерным импульсом с немоно-

тонным распределением энергии в луче / А.А. Углов и др. // Металлы. № 2. С. 187—193.

- 4. Radek N. Experimental investigations of the Cu-Mo and Cu-Ti electro-spark coatings modified by laser beam // Advances in Manufacturing Science and Technology. 2008. Vol. 32. № 2. P. 53-68.
- 5. Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Украинцев А.Е. Формирование диффузионных слоев на поверхности меди и ее сплавов // Цветные металлы. 2007. № 5. C. 95-97.
- 6. Способы получения износостойких покрытий на основе купридов титана / В.Г. Шморгун и др. // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2015. № 12 (175). С. 22-28.
- 7. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении / В.Г. Шморгун и др. // Металлург. 2015. № 10. C. 88-92.

Виктор Георгиевич Шморгун, д-р техн. наук, mv@vstu.ru;

Олег Викторович Слаутин, канд. техн. наук; **Дмитрий** Анатольевич Евстропов; Юлия Игоревна Бондаренко







25-27 октября

Москва Крокус Экспо

14-я Международная выставка технологий, оборудования и материалов для обработки поверхности и нанесения покрытий

на металлы • сплавы • пластические массы

дерево • керамические материалы • бетон

Организаторы







+7 (812) 380 6002/00

expocoating-moscow.ru



РХТУ им. Д. И. Менделеева Российское химическое общество им. Д. И. Менделеева Московское химическое общество им. Д. И. Менделеева Российское общество гальванотехников

RNHAMGODHN

Марки меди по ГОСТ 859—2014*

1. Область применения. ГОСТ 859—2014 распространяется на медь, изготовляемую в виде катодов, а также литых и деформированных полуфабрикатов.

2. Технические требования.

2.1. Химический состав меди должен соответствовать указанному в табл. 1 и 2. При учете и оформлении сопроводительной документации

допускается указывать массовую долю примесей в меди всех марок в граммах на тонну (частях на миллион, ppm). Соответствие марок меди по ГОСТ 859—2014 и стандартам BS EN 1412, ISO 1190-1:1982 приведено в табл. 3.

2.2. Массовую долю химических элементов, не указанных в табл. 1 и 2, устанавливают по согласованию сторон в соответствии с контрактом.

1. Химический состав катодной меди

V		Массовая доля элемента, %, для марок						
	Химический элемент	М00к	М0к	М1к				
Медь, не	менее	_	99,97	99,95				
Примеси	по группам, не более:							
	Висмут	0,00020	0,0005	0,001				
	Селен	0,00020	_	_				
1	Теллур	0,00020	_	_				
	Сумма 1-й группы	0,00030	_	_				
	Хром	_	_	_				
	Марганец	_	_	_				
	Сурьма	0,0004	0,001	0,002				
2	Кадмий	_	_	_				
	Мышьяк	0,0005	0,001	0,002				
	Фосфор	_	0,001	0,002				
	Сумма 2-й группы	0,0015	_	_				
3	Свинец	0,0005	0,001	0,003				
4	Cepa	0,0015	0,002	0,004				
	Олово	_	0,001	0,002				
	Никель	_	0,001	0,002				
	Железо	0,0010	0,001	0,003				
5	Кремний	_	_	_				
	Цинк	_	0,001	0,003				
	Кобальт	_	_	_				
	Сумма 5-й группы	0,0020	_	_				
6	Серебро	0,0020	0,002	0,003				
	Сумма перечисленных примесей	0,0065	_	_				
Кислород	, не более	_	0,015	0,02				

Примечания. 1. Массовую долю кислорода для меди марки М00к устанавливают в контракте. 2. Знак "-" означает, что данный элемент не нормируют.

^{*} Дата введения 1 июля 2015 г.

2. Химический состав литой и деформированной меди

						Macc	овая до	эля эле	мента,	%						
И	Медь	Медь + серебро	Примеси, не более								Способ получения					
Марка меди	не м	енее	Висмут	Железо	Никель	Цинк	Олово	Сурьма	Мышьяк	Свинец	Cepa	Кислород	Фосфор	Cepeбро	(для справок)	
М00б	99,99	_	0,0005	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,003	0,002	Переплавка като-	
М0б	_	99,97	0,01	0,004	0,002	0,003	0,002	0,002	0,002	0,003	0,003	0,001	0,002	_	дов в восстанови- тельной или инертной атмос- фере или вакууме	
M16	_	99,95	0,001	0,004	0,002	0,003	0,002	0,002	0,002	0,004	0,004	0,003	0,002	_		
M00	99,96	_	0,0005	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,002	0,03	0,0005	0,002	_	
M0	_	99,93	0,0005	0,004	0,002	0,003	0,001	0,002	0,001	0,003	0,003	0,04	_	_	Переплавка катодов	
M1	_	99,90	0,001	0,005	0,002	0,004	0,002	0,002	0,002	0,005	0,004	0,05	_	_	китодов	
Mlp	_	99,90	0,001	0,005	0,002	0,005	0,002	0,002	0,002	0,005	0,005	0,1	0,002-0,012	_	Переплавка като-	
М1ф	_	99,90	0,001	0,005	0,002	0,005	0,002	0,002	0,002	0,005	0,005	_	0,012-0,04	_	дов и лома меди с раскислением фосфором	
M2p	_	99,70	0,002	0,05	0,2	_	0,05	0,005	0,01	0,01	0,01	0,01	0,005-0,06	_		
M3p	_	99,50	0,003	0,05	0,2	_	0,05	0,005	0,01	0,01	0,01	0,07	_	_	фосфором	
M2		99,70	0,002	0,05	0,2		0,05	0,005	0,01	0,01	0,01	0,07			Огневое рафинирование	
M3		99,50	0,003	0,05	0,2		0,05	0,05	0,01	0,05	0,01	0,08			и переплавка отхо- дов и лома меди	

Примечания. 1. В меди марок M006 и M00 массовая доля селена не должна превышать 0,0005~%, теллура — 0,0005~%.

2. По согласованию сторон в соответствии с контрактом допускается изготовление меди марки М0б с массовой долей кислорода не более 0,002 %.

3. В обозначение марок меди М1 и М1р, предназначенной для электротехнической промышленности и подлежащей испытаниям на электропроводность, дополнительно включают букву Е.

4. По согласованию сторон в соответствии с контрактом допускается изготовление меди марок M00 и M0 с массовой долей кислорода 0,035 % и 0,045 % соответственно.

5. Знак "—" означает, что данный элемент не нормируют.

3. Соответствие марок меди по ГОСТ 859—2014 и стандартам BS EN 1412:1996, ISO 1190-1:1982

Марка меди								
	BS EN 1412:1996 и ISO 1190-1:1982							
ГОСТ 859—2014	Обозначение	Номер по европейской системе						
М00к	Cu-CATH-1	CR001A						
M1ĸ	Cu-CATH-2	CR002A						
M00	Cu-ETP1	CW003A						
M0, M1	Cu-ETP	CW004A						
М00б	Cu OFE1	CW009A						
М0б	CuOF1	CW007A						
Mlp	Cu-DLP	CW023A						
М1ф	Cu-DHP	CW024A						

- 2.3. Требования к физическим свойствам меди удельному электрическому сопротивлению, спиральному удлинению (способности к рекристаллизации при заданных параметрах термической обработки) и механическим свойствам устанавливают в стандартах на конкретные виды продукции и/или по согласованию сторон в контракте.
- 2.4. Химический состав меди в зависимости от марок определяют по ГОСТ 13938.11, ГОСТ 13938.13, ГОСТ 9717.2, ГОСТ 9717.3, ГОСТ 27981.1, ГОСТ 27981.2, ГОСТ 27981.5, ГОСТ 27981.6, ГОСТ 31382.

Допускается использование других методов анализа, по точности не уступающих приведенным выше.

Арбитражные методы анализа указывают в стандартах на конкретные виды продукции.

2.5. Результаты анализа каждого элемента округляют по правилам округления, установленным СТ СЭВ 543, до количества знаков, установленного в табл. 1 и 2.

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:
 - кпючевые спова

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



Вадима Николаевича Субича, доктора технических наук, профессора с 75-летием!

Вадим Николаевич Субич родился 22 сентября в Москве. В 1958 г. окончил школу с золотой медалью и поступил в МВТУ им. Н.Э. Баумана на специальность "Машины и технология обработки металлов давлением".

После окончания учебы в 1964 г. был направлен на работу на авиационный завод на должность инженера-конструктора. В 1968 г. поступил в аспирантуру МАМИ на заочное отделение, и в 1972 г. защитил кандидатскую диссертацию.

Педагогическую деятельность Вадим Николаевич начал в 1972 г. ассистентом кафедры "Графика" МАМИ. В 1974 г. был избран по конкурсу ассистентом кафедры "Обработка металлов давлением" завода-втуза при ЗИЛе, а в 1977 г. — доцентом. В 1988 г. назначен заведующим кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" МГИУ, а в 1989 г. избран на эту должность по конкурсу. С 2014 г. — профессор кафедры "Машины и технология обработки металлов давлением" МГМУ "МАМИ".

В 1991 г. защитил докторскую диссертацию, являющуюся итогом фундаментальных исследований в области теории и технологии комбинированного нагружения штамповкой с кручением, в 1992 г. ему присвоено ученое звание профессора, в 2011 г. удостоен премии Правительства РФ в области образования. Имеет более 200 научных трудов, в том числе 70 изобретений и 6 зарубежных патентов, 4 учебных пособия и 3 монографии. Награжден почетными грамотами Минавтопрома, ЗИЛа, МГИУ, знаком "Изобретатель СССР", медалью 850-летия Москвы, знаком "Почетный работник высшей школы". Профессор В.Н. Субич является действительным членом Академии проблем качества РФ.

В своей педагогической и организационной деятельности основное внимание уделял созданию современной лабораторной базы и внедрению в учебный процесс компьютерных технологий.

Научная деятельность В.Н. Субича связана с разработкой нового направления обработки металлов давлением — штамповки методом комбинированного нагружения. Под его руководством и при непосредственном участии разработаны теоретические основы новой технологии, методики проектирования технологических процессов и специального оборудования. По результатам выполненных работ изготовлено 9 образцов специальных прессов, эксплуатируемых в ряде отраслей промышленности, защищены 3 кандидатские и 3 докторские диссертации. Работы экспортировались на многих выставках и отмечены медалями ВДНХ и премией Минвуза РСФСР. Теоретические разработки профессора В.Н. Субича также легли в основу промышленных технологий открытой облойной штамповки, штамповки в закрытых штампах и в штампах для выдавливания.

Вадим Николаевич является членом редакционного совета и автором журнала "Заготовительные производства в машиностроении". Он внес большой вклад в становление нашего журнала.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала желают Вадиму Николаевичу Субичу крепкого здоровья, благополучия и 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 13.07.2016. Подписано в печать 01.09.2016. 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.