ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ и производственный ЖУРНАЛ

SALOLOBNIENPHPIE ULONZBOTCIBY в машиностроении

(Кузначно-штамповочное, литейное и другие производства)

август **N**º 8

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета: КОЛЕСНИКОВ А.Г.

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

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. БОГАТОВ А.А. БОКОВ А.А. ГАРИБОВ Г.С. ГРОМОВ В.Е. ГУН И.Г. ЕВСЮКОВ С.А ЖЕСТКОВА И.Н. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КОШЕЛЕВ О.С. КРУК А.Т. мороз Б.С. МУРАТОВ В.С. назарян э.а. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ПОЛЕТАЕВ В.А.

СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н.

ТРЕГУБОВ В.И.

ЯКОВПЕВ С.С.

ШАТУЛЬСКИЙ А.А. ШЕРКУНОВ В.Г.

ЯМПОЛЬСКИЙ В.М. Ответственные за подготовку и выпуск номера: ДЮБКОВА Н.В. СЕРИКОВА Е.А. МАКАРЕНКО Е.Д. СУРОВ И.Е.

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

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



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.

"Машиностроение". "Заготовительные производства в машиностроении".

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

Nº 8 August 2010

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

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

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

Editorial Committee:

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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



CONTENTS

(:asting	and	Welding	Productions

Matveenko I.V., Mar'ın I.Ya.	Application of anthropogenic po	vaers for development
of new casting core materials		
Ovchinnikov V.V., Savel'ev A	.V., Ermakov S.I., Gureeva M.A	 Microleaks
in welded constructions from	aluminum alloys of manalium gr	oup6

Forging and Stamping Productions

Chernyaev A.V., Yakovlev S.S., Chudin V.N. Forming of details with thickenings	
in mode of short-durated creeping conditions	10
Dolgopolova V.V., Checheta I.A. Features projecting of shock systems	
for impulse technological processes	14
Korchak E.S. Progress of filling-and-drain valves constructions of hydraulic	
presses	17

Rolling and Drawing Productions

Bitkov V.V.	Analysis of	strain	nhomogeneity in dra	wing of composite rods	
and wire					21

Physical Metallurgy and New Materials

Makarenko K.V. Features of bainitic structures formation in cast irons at continuous
cooling
Oskolkova T.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Nanostructuring of W-Co hard
alloys surface by electro-explosive alloying
Puchkov Yu.A., Wang YanLong, Gerasimov S.A., Mukhin G.G., Shcherbakov S.P.,
Larkin V.A. Predicting of properties of details made from alloy V91T3
of Al–Zn–Mg–Cu system
Anoshkin N.F., Demchenkov G.G. On prerequisites of wide industrial adoption
of titanium alloys powder metallurgy
Ge Zigan, Zou Jinwen, Wang Wuxiang. Application and prospects
of powder superalloys in China

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

ПРОИЗВОДСТВА



УДК 621.74

И.В. Матвеенко, И.Я. Марьин (Московский государственный индустриальный университет)

Применение техногенных порошков при разработке новых литейных стержневых материалов

Представлен пример применения механоактивированных порошков техногенного происхождения при изготовлении стержневой смеси с использованием смоляного связующего. Предложены составы смесей, имеющие при испытаниях на текучесть и прочность при растяжении характеристики, которые сопоставимы по показателям со смесями, широко применяемыми в литейных цехах автомобильной промышленности и превышающие их.

The application example of mechanical activated powders with anthropogenic origin while manufacturing core-pulp using connecting resin is presented. The compositions of different mixtures with values of tensile and yield strength similiar or even higher than the values of widely used mixtures in foundries in automotive industry are offered.

Ключевые слова: стержневая смесь; материал техногенного происхождения; оксиды; механоактивация; прочность при растяжении; текучесть; кинетика отверждения.

Keywords: core sand mixture; material with anthropogenic origin; oxides; mechanical activation; tensile strength; fluidity; kinetics of curing.

Развитие машиностроения и литейного производства в частности в большой степени зависит от способа получения отливок в песчаных формах. До 80 % всех отливок изготовляются именно в песчаных формах. В основе технологии изготовления формы лежат физико-химические и технологические свойства связующих композиций и смесей. Их изучение и приводит к разработке принципиально новых технологических процессов [1]. Чистота поверхности и точность геометрических параметров литых изделий или заготовок, полученных при литье в песчаные формы, во многих случаях не удовлетворяют требованиям современного машиностроения [2].

В связи с этим в последнее время ведутся исследования, направленные на совершенствование технологии данного метода. Для достижения высокого качества поверхности, микро- и макроструктуры отливок при литье в песчаные формы необходимо уделять особое внимание материалу, из которого изготовлена сама форма. Требуемые свойства формовочных и стержневых смесей обеспечиваются оптимальным выбором соответствующих формовочных наполнителей, связую-

щих материалов или композиций, а также различных добавок.

Часто в литейном производстве в качестве наполнителей, связующих материалов или композиций применяют дефицитные, дорогостоящие, а в некоторых случаях вредные материалы. Например, изготовление песчаных форм и стержней с тепловой сушкой и в нагреваемой оснастке с применением органических связующих ведет в процессе приготовления смесей, сушки стержней и заливки форм металлом к значительным выделениям токсичных паров и газов, которые оказывают негативное влияние на персонал заготовительного участка [3].

Одним из современных технологических методов снижения газовыделений в процессе изготовления форм и стержней является уменьшение содержания органического связующего путем повышения прочности смеси вследствие введения различных добавок. В то же время в различных отраслях промышленности образуется значительное количество побочных продуктов производственных процессов — материалов техногенного происхождения — отходов, содержащих химические соединения или их комплексы, введение

которых в песчаную смесь на этапе производства формы позволяет достичь результатов, по качеству сопоставимых со стандартными требованиями, а иногда и превышающими их.

В связи с этим для повышения качества и снижения себестоимости отливок, а также для уменьшения количества используемого органического связующего и, соответственно, снижения газовыделения при изготовлении стержней, их сушке и дальнейшей заливке металлом предлагается рассмотреть влияние ввода в стержневую смесь микродобавок техногенного происхождения — порошка МД1, состоящего из оксидов железа, и алюмохромового порошка МД5, основной составляющей которого является оксид алюминия.

Каждый из компонентов предлагаемых добавок оказывает определенное воздействие на технологию изготовления стержней. Например, оксиды железа МД1 способствуют снижению риска образования пористости и раковин в металле при термическом разложении азотосодержащих смол в результате связывания и нейтрализации азота и водорода и, соответственно, улучшению санитарно-гигиенических условий труда в процессе приготовления смесей, сушки стержней и заливки форм металлом. Также оксиды железа, обладая высокой теплопроводностью, увеличивают скорость отверждения связующей композиции. Оксид алюминия МД5 повышает термостойкость смоляного связующего.

Для увеличения реакционной способности, усреднения, измельчения и механической активации поверхности частиц порошкообразные отходы прошли предварительную обработку в шаровой вибрационной мельнице. С помощью высокоскоростного смесителя типа "турбула" смешивали обработанные техногенные порошки и органические смоляные связующие. В результате были получены новые вяжущие композиции, эффективность применения которых впоследствии изучали при прочностных испытаниях экспериментальных смесей на их основе.

1. Составы исследуемых смесей, мас. ч.

Номер смеси	Песок- наполни- тель	КФ-90	КЧ-41	МД1	МД5
1	100	2,00	0,52	0,00	0,00
2				1,00	0,00
3				0,50	0,00
4				0,25	0,75
5				0,24	0,00
6	100	1,002,50	0,300,55	0,00	0,50
7				0,37	0,13
8				0,25	0,25
9				0,12	0,38
10				0,50	0,00

Исследуемые смеси готовили в лабораторных бегунах, перемешивая наполнитель со связующей композицией и катализатором в течение 3 мин. Влияние микродобавок на свойства стержневых смесей оценивали измерением прочности на растяжение на стандартных образцах- "восьмерках", изготовление и испытание которых проводили по стандартным методикам.

Сушку образцов осуществляли в печи с электрическим нагревом и вытяжкой при температуре (230±5) °С. Далее образцы охлаждали на воздухе и испытывали на прочность на приборе модели LRU (Польша). В рамках исследования было изготовлено несколько смесей, составы которых приведены в табл. 1.

За стандартную эталонную смесь № 1 (СЭС) приняли широко применяемую в литейных цехах на заводах автомобильной промышленности смесь, состоящую из песка-наполнителя, карбамидофурановой смолы КФ-90 и катализатора отверждения КЧ-41.

Смеси № 2—10 представляют собой модифицированные смеси, в которых варьируются количества связующего, катализатора и техногенных микродобавок. Как видно из табл. 1, количества микродобавок настолько малы, что при испытаниях возникали трудности при их введении в смесь, поэтому при дозировании микродобавок необходимо использование аналитических весов с точностью измерения 0,01 г.

Количество катализатора в смесях № 1—4 является стандартным и составляет 26 % мас. от количества связующего. В смеси № 5—10 катализатор подавался исходя из расхода смоляного связующего. Для представления полученных результатов эксперимента использовали показатель прочности при испытании на растяжение стандартных образцов-"восьмерок" стержневой смеси. Максимальная прочность при растяжении для каждой смеси представлена в табл. 2.

Для отображения эффективности применения смолы использовали удельную прочность при растяжении, которая представляет собой отношение максимальной полученной прочности к количеству органического смоляного связующего. Значения удельной прочности исследуемых смесей приведены на рис. 1.

Исследование влияния применяемых микродобавок на прочностные показатели стержневой смеси показало возможность дальнейшего снижения количества связующего и катализатора. Из рис. 1 следует, что смеси № 2 и 4 имеют низкие прочностные показатели предположительно вследствие недостаточного количества смоляного связующего. Смеси № 3, 5—10 име-

2. Прочность при растяжении образцов-"восьмерок", МПа ($\kappa rc/cm^2$)

Номер смеси									
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1,76	0,62	1,86	0,83	1,76	1,66	1	55	(15 4	5)
(17,6)	(6,2)	(18,6)	(8,3)	(17,6)	(16,6)	1	,55 ((15,))

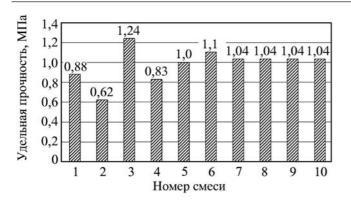


Рис. 1. Удельная прочность исследуемых смесей

ют более высокие прочностные показатели по сравнению с СЭС (смесь № 1). Увеличение удельной прочности на разрыв составило в среднем 20 %.

При испытании смеси № 3 получили максимальные удельные и абсолютные прочностные характеристики. Следует отметить, что увеличение прочности смеси № 3 достигается при снижении количества смоляного органического связующего. Максимальное достигнутое уменьшение расхода связующего составило 50%, однако при этом смесь имеет неудовлетворительные прочностные свойства. Наиболее оптимальные результаты получены при снижении связующего на 33%. В связи с пониженной подачей смолы к смеси расход катализатора был также уменьшен. При этом максимальное снижение подачи катализатора достигло 30%.

Исследование способности смеси под воздействием внешних сил заполнять труднодоступные полости в модельной оснастке, обеспечивая равномерное уплотнение формы или стержня, и оценку возможности использования экспериментальных смесей на стержне-

вых автоматах в производственном масштабе осуществляли методом определения текучести, разработанным в АМО "ЗИЛ" [2].

Испытания проводили следующим образом: навеску смеси массой (100±0,5) г засыпали через воронку в вертикально установленную трубу, соединенную со второй вертикальной трубой диаметром 40 мм и высотой 500 мм шиберным затвором. При открытии шибера смесь попадала во вторую трубу и вытекала на выходе через зазор, образованный между концом второй трубы и опорной металлической плитой.

Текучесть Т, %, определяли по формуле

$$T = (m_0 - m_1) \cdot 100/m_0$$

где m_0 — масса исходной навески; m_1 — масса смеси, оставшейся в трубе.

Результаты испытаний текучести смесей приведены в табл. 3.

3. Текучесть исследуемых смесей, %

Номер смеси									
1 2 3 4 5 6 7 8 9 10						10			
67	52	64	53	63	51	55	63	65	68

Полученные значения текучести показывают, что применение смесей № 2, 4, 6 и 7 в масштабном производстве с применением стержневых автоматов затруднительно вследствие возможного неполного заполнения форм и, следовательно, возникновения брака. Неудовлетворительные показатели, вероятно, связаны с недостаточной подачей смоляного связующего или повышенным расходом катализатора отвержления

Для изучения кинетики отверждения исследуемых смесей использовали кинетические кривые скорости отверждения, которые показывают зависимость прочности при растяжении от времени выдержки в печи. После извлечения образцов-"восьмерок" из рабочей камеры печи они охлаждались в течение 45 мин до комнатной температуры и затем испытывались на прочность при растяжении. Время выдержки образцов в печи составляло 3; 4; 7 и 10 мин. Результаты испытаний представлены на рис. 2.

Кинетика отверждения СЭС (смесь № 1) имеет классическую форму: максимальные значения прочности достигаются при выдержке 4 мин. При увеличении времени выдержки следует плавное снижение прочности образцов. Аналогичную кинетику имеют смеси № 5 и 6. Смеси № 3, 4 и 9 имеют при минимальном времени выдержки максимальные значения, что говорит об увеличении скорости отверждения в результате чрезмерной подачи катализатора. У смесей № 2, 7, 8 и 10 в результате недостаточной подачи

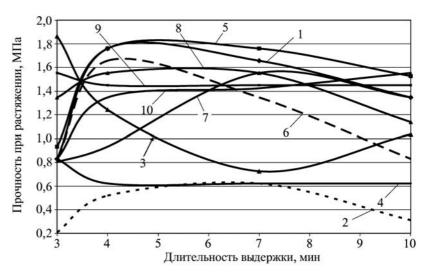


Рис. 2. Кинетические кривые скорости отверждения: 1-10- номер смеси

отвердителя максимумы прочности смещены в сторону увеличения времени выдержки в печи.

Таким образом, в ходе эксперимента получены две смеси, имеющие прочностные показатели, превышающие стандартные.

Смесь № 3 имеет бо́льшую по сравнению с СЭС максимальную прочность, которая достигается при меньшей выдержке, что может привести в промышленном масштабе к повышению производительности оборудования на 25 % с одной стороны, но с другой стороны — к увеличению хрупкости готовых стержней. Недостатком является также и то, что при увеличении выдержки прочность уменьшается очень резко (увеличение выдержки на 1 мин приводит к снижению прочности на 40 %).

Смесь № 5 сравнима по показателям с СЭС, но имеет более плавный спад прочности при увеличении времени выдержки, что должно положительно сказываться на увеличении экономичности и стабильности процесса.

Таким образом, введение техногенных отходов в смоляное связующее привело к получению новых вяжущих композиций, позволяющих снизить количест-

во смолы и катализатора отверждения, применяемых в литейном производстве при изготовлении стержней, и добиться в сравнении со стандартной эталонной смесью прочностных показателей, сопоставимых, а в некоторых случаях и превышающих их.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Литейные** формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: справочник / А.Н. Болдин, Н.И. Давыдов, С.С. Жуковский и др. М.: Машиностроение, 2006. 507 с.
- 2. **Технология** литейного производства. Литье в песчаные формы / А.П. Трухов, Ю.А. Сорокин, М.Ю. Ершов, М.: Академия, 2005. 528 с.
- 3. Экология литейного производства: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Н. Болдина, С.С. Жуковского, А.Н. Поддубного, А.И. Яковлева, В.Л. Крохотина. Брянск: Изд-во БГТУ, 2001. 315 с.

Иван Владимирович Матвеенко, д-р техн. наук, kafed14@rambler.ru;

Игорь Яковлевич Марьин, аспирант

УДК 621.791.052:539.4

В.В. Овчиников, А.В. Савельев, С.И. Ермаков (Московский государственный индустриальный университет), М.А. Гуреева (ОАО НПО "ЦНИИТМАШ")

Микротечи в сварных конструкциях из алюминиевых сплавов магналиевой группы

Приведены результаты исследования причин образования микротечей в сварных трубопроводах и сосудах из сплавов магналиевой группы. Показано, что образование микротечей в сварных соединениях связано с наличием включений оксидной пленки, а по основному металлу — с характером формирования структуры листов в процессе горячей и холодной прокатки.

The results of investigating the reasons for the formation of microleaks in the welded conduits and the vessels from the alloys of manalium group are given. It is shown that the formation of microleaks in the welded joints is connected with the presence of the starts of oxide film, and in basic metal — with the character of the structure formation of sheets in the process of hot and cold rolling.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; магналии; аргонодуговая сварка; микротечи; негерметичность; оксидные плены; газопроводящий канал; структура; микрозерно; степень деформирования при прокатке.

Keywords: aluminum alloys; magnalium; argon-arc welding; microleaks; nonhermetic state; oxide flaws; gas-conducting channel; structure; micrograin; degree of deformation with the rolling.

В конструкциях современных летательных аппаратов различного класса широкое применение находят сварные тонкостенные сосуды из алюминиевых сплавов, работающие под внутренним давлением. Обычно сосудам придают форму сферы, цилиндра или тора (рис. 1). При изготовлении тонкостенных сосудов из

алюминиевых сплавов наибольшее применение получили сплавы системы Al—Mg (AMr4, AMr6), не упрочняемые термической обработкой.

При изготовлении и эксплуатации сварных тонкостенных сосудов из алюминиевых сплавов иногда возникают нарушения герметичности — микротечи.

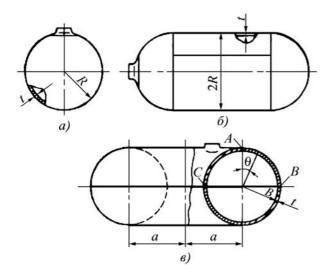


Рис. 1. Типичные формы тонкостенных сварных сосудов из алюминиевых сплавов:

a — сферическая; δ — цилиндрическая; δ — торовая; A, B, C — сварные швы

Микротечи располагаются как по основному металлу, так и по металлу сварного шва.

Несмотря на малые размеры микротечей, их наличие в ряде ответственных конструкций недопустимо. Вероятность появления микротечей возрастает с уменьшением толщины свариваемых кромок, что накладывает ограничения на применение тонкостенного алюминиевого проката (1...1,5 мм и менее).

Микротечи — редкий и малоизученный дефект. Наиболее распространена гипотеза, связывающая их появление с попаданием в шов оксидных плен [1]. Согласно другой гипотезе их появление объясняется выделением водорода в межкристаллитное пространство. Под давлением водорода происходит выдавливание жидкой эвтектики с образованием сетки каналов (Об оценке герметичности сварных соединений сплава АМг6 при импульсной сварке / Г.Д. Никифоров, Е.А. Булгачев, Е.М. Лапин, Н.Е. Черкесов // Сварочное производство. 1972. № 11. С. 46—48). Возникновение микротечей по ОШЗ связывают с наличием β-фазы.

В статье рассмотрены причины микротечей сварных швов неповоротных стыков трубопроводов сосудов из сплава АМг6 (толщина стенки 1...2 мм), полученных сваркой неплавящимся электродом в аргоне, а также микротечей, возникающих на основном металле.

Микротечи в трубопроводах и сосудах выявляются непосредственно после сварки и при эксплуатации изделия. В первом случае количество негерметичных швов может достигать 30 %. Обнаруженные микротечи устраняют подваркой.

Выявление микротечей при эксплуатации — единичные случаи, однако устранение таких дефектов очень трудоемко. Как отмечено в работе [2], причины

1. Распределение дефектов в исследованных шлифах

Дефект	Число шлифов
Оксидные плены	9
Пористость	4
Непровары	6
Пережоги и выделения β-фазы	3
Дефекты не выявлены	8
Всего	30

"эксплуатационных" течей трубопроводов обусловлены недостаточно тщательным заводским контролем и эксплуатационными нагрузками.

В месте обнаружения микротечи, как правило, существуют различные дефекты (табл. 1). Так, в одном случае обнаружены оксидная плена, мелкие поры и цепочка интерметаллидов (β-фаза) по границе зерен, возникшие вследствие подварки. Наиболее вероятной причиной микротечи явились напряжения от подварки и рабочей нагрузки, под действием которых указанные дефекты соединились в сквозной канал.

Наиболее распространенный дефект в месте обнаружения микротечи — оксидные плены. Это указывает на их роль в механизме возникновения "эксплуатационных" микротечей. Другие дефекты также могут приводить к микротечам, однако в отличие от оксидных плен их в большей мере выявляют рентгеноконтролем и устраняют сразу после сварки. Оксидные плены чаще обнаруживают после выявления микротечи.

Согласно первой из указанных выше гипотез вдоль поверхности плены образуется газопроводящий канал. Поскольку непосредственных подтверждений этому не найдено, поставлен эксперимент, заключающийся в формировании внутри шва протяженной оксидной плены длиной 4 мм, выходящей на нижнюю и верхнюю поверхности шва, и последующей проверке участка шва (с пленой) на герметичность.

Эксперимент проводили на образцах из сплава АМг6М толщиной 12 мм. Со стороны, противоположной сварке, высверливали ряд глухих отверстий вдоль шва. Глубину отверстий подбирали так, чтобы при сварке они "вышли" в сварочную ванну (рис. 2, а). В отверстия вставляли стержни из проволоки СвАМг6 диаметром 1,6 мм. Непосредственно перед сваркой образцы травили по общепринятой методике. Стержни также травили, но перед сваркой выдерживали на воздухе в течение 0,2...24 ч для получения на их поверхности оксидной плены.

Чтобы исключить возможность разрушения оксидных плен, собранные образцы проваривали током прямой полярности на глубину провара 7...8 мм.

При прохождении ванны над отверстием стержень вдавливали в ванну, формируя в шве цилиндрическую оксидную плену. На шлифе, выполненном вдоль

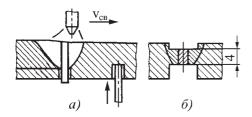


Рис. 2. Схема введения в шов оксидной плены (a) и подготовки сваренного образца к испытаниям (b)

стержня (рис. 3), видны две образующие цилиндрической плены.

После сварки образцы фрезеровали, как показано на рис. 2, δ . Убедившись, что плена видна с двух сторон (в виде колечек), образцы испытывали на герметичность пневматическим методом с пузырьковой индикацией при давлении гелия $2\cdot10^5$ Па.

В 10 образцах из 12 вдоль плены возникли течи (табл. 2). Два образца без течей были дополнительно нагреты в печи до $100~^{\circ}$ С. После охлаждения в месте плены в одном из них также возникла течь.

Вероятность того, что после сварки оксидная плена и возникающий вдоль нее газопроводящий канал окажутся сквозными, мала. Поэтому была проверена возможность развития такого канала, инициируемого пленой, под действием малоциклового нагружения.

Испытывали образцы из сплава АМг6 толщиной 2 мм с введенной оксидной пленой. Для получения плены кромки нагревали до 500 °С, выдерживали в печи 1 ч. Перед сваркой кромки шабрили, оставляя нетронутым участок термообработанной кромки длиной 3 мм, соответствующий требуемой плене.

Образцы сваривали переменным током с присадочной проволокой. После сварки снимали выпуклость с лицевой и корневой частей и придавали образцу форму, показанную на рис. 4.

Образцы испытывали на растяжение при следующем цикле нагружения: $\sigma_{min}=0$; $\sigma_{max}=170$ МПа; частота нагружения 6 циклов в минуту; число циклов 1000.

Испытали два образца. После нагружения поперек плены изготовили шлифы, один из которых приведен на рис. 5. На шлифе виден дефект, содержащий оксидную плену и усталостную трещину. Длина трещи-

2. Интенсивность потока индикаторного газа при различных размерах течей, Вт

Время	Разме	р течи, % от	толщины образца		
выдержки стержня, ч	15	27	42	55	
0	Тече	й нет	(1 6) 10-4		
1	> 6.10-4	> 6.10 ⁻⁴	$(16) \cdot 10^{-4}$	(16)·10 ⁻⁴	
24	> 6.10 ⁻⁴	$> 2 \cdot 10^{-4}$	> 6.10 ⁻⁴		

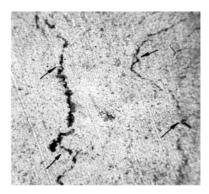


Рис. 3. Макрошлиф образца с цилиндрической оксидной пленой. $\times 40$

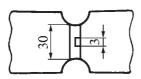


Рис. 4. Образец толщиной 2 мм для малоциклового растяжения

ны в первом образце составила 0.8 мм, во втором -0.5 мм.

Образование негерметичностей и микротечей на основном металле сплавов типа АМг6 связано с образованием расслоений в основном металле в процессе прокатки листов. Высоколегированные алюминиевые сплавы в процессе обработки давлением проявляют склонность к образованию внутренних дефектов — расслоений, значительно снижающих служебные характеристики основного металла и сварных соединений. Устранение расслоений в деформированных полуфабрикатах из алюминиевых сплавов является актуальной и сложной задачей.

Появление дефектов связано с неметаллическими включениями и обусловлено недостаточной чистотой расплава. Значительная часть расслоений имеет чистые металлические поверхности и их природа окончательно не выяснена. Предполагают, что они вызваны присутствием в металле водорода. В оценке механиз-

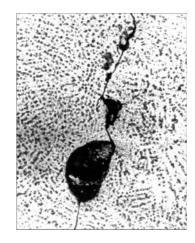


Рис. 5. Поперечный шлиф образца после нагружения. ×50

ма влияния водорода в проведенных за последнее время работах имеются определенные противоречия.

Отмечается также, что увеличению пораженности полуфабрикатов расслоениями способствуют увеличение размеров слитков, повышенное содержание водорода, примесей, увеличение температуры и скорости охлаждения при закалке.

Влияние деформации на образование и развитие расслоений изучено недостаточно. Имеются данные о том, что применение схем обработки с характерной неоднородностью деформации (ковка, прокатка), увеличение скорости деформации при ковке, штамповке, прессовании увеличивают число и протяженность дефектов в полуфабрикатах.

При прокатке слитков сплава АМг6 в обжимных клетях в исследованном интервале суммарных деформаций от 0 до 97,5 % расслоения выявляются начиная с 60 %. Изменение количества дефектов от степени деформации происходит по параболической кривой с максимумов при степени деформации 83...92 % (толщина полосы 40...20 мм).

С увеличением единичного обжатия за пропуск от 10 до 40 мм и понижением температуры нагрева слябов от 490 до 420 °C максимальное количество расслоений в деформированном металле увеличивается от 25...50 до 90...100 шт/100 см 2 излома. Увеличение степени деформации за один проход приводит к сосредоточению расслоений в центральной зоне полосы.

При прокатке слитков на полунепрерывном стане изучали влияние исходной температуры заготовки от 380 до 430 °C перед непрерывной группой и скорости прокатки 130 и 250 м/мин на количестве расслоений в листах толщиной 6,0 мм. Увеличение скорости прокатки приводит к снижению количества дефектов от 11 шт/см^2 до нуля при исследованных температурах заготовки

В изломах листов обнаружены расслоения шириной менее 1 мм, не выявляемые при ультразвуковом контроле.

По изменению размеров микрозерна в направлении по высоте полосы построена диаграмма распространения пластической деформации при прокатке. Выявлено, что при имеющейся структурной неоднородности слитков деформация полосы осуществляется путем преимущественного измельчения сравнительно крупных зерен в промежуточном слое полосы. При суммарной деформации до 50 % в центральных

слоях полосы единичные деформации не превышают 10%.

Несоответствие деформаций, оцениваемых по изменению ячеек координатных сеток и размеров микрозерен для центральной зоны полосы, позволяет отметить, что значительное изменение высоты происходит путем относительного перемещения зерен, не связанного с изменением их формы. В связи с этим деформация, оцениваемая по изменению геометрии полосы, не отражает кинетики физического упрочнения металла. На основании изложенного особенности деформации алюминиевых сплавов изучали на последовательных стадиях горячей прокатки, отражающей последовательность изменения напряженного состояния при прокатке.

Анализ полученных результатов показал, что при использовании листов толщиной до 3 мм из сплавов магналиевой группы, а также сплавов типа 1420 для изготовления изделий, работающих под внутренним давлением, вероятно образование локальных негерметичностей.

Поэтому для указанных изделий ограничивается минимальная толщина листов (не менее 3 мм). Для снижения массы трубопроводов и сосудов, работающих под внутренним давлением, целесообразно применение сплавов с низким содержанием магния в составе, например, сплава B-1341 системы Al—Mg—Si.

Вывод

В месте обнаружения микротечей, как правило, имеются сопутствующие дефекты, из которых наиболее распространенными являются оксидные плены. Возникновение газопроводящего канала вдоль оксидной плены происходит под действием напряжений при малоцикловом нагружении соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Рабкин** Д.М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. Киев: Наук. думка, 1986. 255 с.
- 2. **Трущенко А.Л.** Обеспечение герметичности сварных конструкций // Сварочное производство. 1989. № 7. С. 22-24.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru;

Алексей Викторович Савельев, аспирант; Станислав Иванович Ермаков, канд. техн. наук; Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук



КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



УДК 621.983; 539.974

А.В. Черняев, С.С. Яковлев (Тульский государственный университет), **В.Н. Чудин** (Московский институт инженеров транспорта)

Формообразование деталей с утолщениями в режиме кратковременной ползучести*

Приведены математические модели операций горячего выдавливания и высадки деталей с утолщениями в режиме кратковременной ползучести. Выполнена оценка кинематики, сил и сплошности материала при горячем выдавливании и высадке изделий. Использован энергетический метод расчета для вязкопластического деформирования.

The mathematical models of hot extrusion and upsetting of details with thickenings in the mode of short-term creeping are estimated. The estimation of the kinematics, forces and material continuity during hot extrusion and upsetting of products is executed. The energy calculation method for viscoplastic deformation.

Ключевые слова: выдавливание; высадка; ползучесть; деталь; энергетический метод.

Keywords: extrusion; upsetting; creeping; detail; energy method.

Деталями с краевыми утолщениями являются силовые элементы шпангоутов корпусов летательных аппаратов, днищ емкостей, арматуры трубопроводов двигательной установки. Их изготовляют штамповкой с нагревом или без нагрева в зависимости от обрабатываемых материалов. Последние упрочняются и, с другой стороны, проявляют релаксацию напряжений при деформировании с нагревом.

Эти факторы влияют на технологические силы, степени формоизменения, качество изделий. Технология требует обоснованных режимов обработки, что возможно на основе расчетных методов. В этой связи рассмотрим процессы формообразования утолщений выдавливанием и высадкой.

Механическое состояние деформируемого материала будем выражать функцией

$$\sigma_e = A \psi^{\eta} \varepsilon_e^m \xi_e^n, \tag{1}$$

где ε_e , ξ_e — эквивалентные деформация и скорость деформаций соответственно; ψ — сплошность материала при его деформировании; A, m, n — константы упрочнения; η — константа разрушения.

Воспользуемся энергетическим уравнением равновесия деформируемого материала в соответствии с верхнеграничной теоремой пластичности [1] приме-

нительно к жесткоблочным полям скоростей перемещений при плоской схеме деформаций и условии текучести Мизеса. Это уравнение запишем в виде

$$qa\mathbf{v}_{0} \leq \sum \left(\frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_{ep} \mathbf{v}_{p} l_{p} + \tau_{k} \mathbf{v}_{k} l_{k} \right), \tag{2}$$

где q — внешнее давление на контуре заготовки; σ_{ep} — эквивалентные напряжения на линиях разрыва скоростей перемещений; τ_k — касательное напряжение на границах трения; v_0 , v_p , v_k — скорости движения материала на входе в матрицу, на линиях разрыва скоростей и контактных границах трения соответственно; a, l_p , l_k — длина линии приложения давления, длины линий разрыва скоростей и границ трения соответственно.

Выдавливание. Схема прямого выдавливания, поле скоростей перемещений и годограф скоростей представлены на рис. 1. Поле принято жесткоблочным. Оно кинематически возможно при условии для углов α , β :

$$\frac{a}{c} = \frac{\sin \alpha \cos(\beta - \gamma)}{\cos \beta \sin(\alpha - \gamma)},$$

$$h = a \operatorname{ctg} \alpha + c \operatorname{tg} \beta$$
.

Установим, используя годограф, кинематику поля скоростей. Скорости движения блоков:

^{*} Работа выполнена по ведомственной целевой программе "Развитие научного потенциала высшей школы (2009—2010 гг.)" и грантам РФФИ № 10-08-97526 и № 10-01-00085-а.

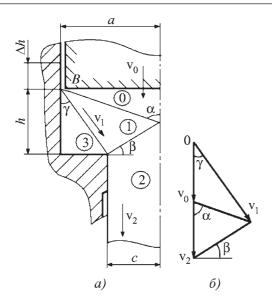


Рис. 1. Схема прямого выдавливания, поле скоростей (a) и годограф (δ)

$$v_0, v_1 = \frac{v_0 \sin \alpha}{\sin(\alpha - \gamma)}; v_2 = \frac{a}{c} v_0; v_3 = 0.$$
 (3)

Касательные скорости на линиях разрыва:

$$(v_p)_{\tau} = (v_{01})_{\tau} = \frac{v_0 \sin \gamma}{\sin(\alpha - \gamma)}; (v_{12})_{\tau} = \frac{a v_0 \sin \gamma}{c \cos(\beta - \gamma)}; (4)$$

$$(v_{13})_{\tau} = v_1; (v_{20})_{\tau} = v_k = v_2.$$

На всех линиях разрыва, в том числе на контактной границе трения, эквивалентные скорости деформаций и деформации будем определять в соответствии с выражениями:

$$(\xi_e)_p = \frac{2(v_p)_{\tau}}{\sqrt{3}l_p},$$
 (5)

$$(\varepsilon_e)_p = (\xi_e)_p \frac{\Delta h}{V_0}, \tag{6}$$

где $(v_p)_{\tau}$ — разрывы касательных скоростей по формулам (4); Δh — рабочий ход пуансона;

длины линий разрыва скоростей:

$$l_p = l_{01} = \frac{a}{\sin \alpha}, \ l_{12} = \frac{c}{\cos \beta}, \ l_{13} = \frac{h}{\cos \gamma}, \ l_{02} = l_k.$$
 (7)

Эквивалентные напряжения на линиях разрыва получим подстановкой выражений (5), (6) в уравнение (1), т.е.

$$(\sigma_e)_p = A\psi^{\eta} \left(\frac{\Delta h}{v_0}\right)^m \left(\frac{2(v_p)_{\tau}}{\sqrt{3}l_p}\right)^{m+n}, \tag{8}$$

где $(v_p)_{\tau}$ — разрывы скоростей (4); l_p — длины линий разрыва (7).

Касательное напряжение трения на матрице примем в виде

$$\tau_k = \mu(\sigma_e)_k, \tag{9}$$

где $(\sigma_e)_k$ — интенсивность напряжений; μ — коэффициент трения.

Контактному нормальному напряжению (9) соответствует выражение (8) при $(v_p)_{\tau} = v_2$, $l_p = l_k$.

Внесем соотношения (8) и (9) с учетом выражений для скоростей (4) и длин линий разрыва (7) в неравенство (2). Получим следующую оценку давления прямого выдавливания:

$$q \leq \frac{A}{2a} \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{1+m+n} (\Delta h)^{m} v_{0}^{n} \left(\psi_{01}^{\eta} \left(\frac{\sin \gamma}{\sin(\alpha - \gamma)}\right)^{1+m+n} \times \left(\frac{a}{\sin \alpha}\right)^{1-m-n} + \psi_{12}^{\eta} \left(\frac{a \sin \gamma}{c \cos(\alpha + \beta)}\right)^{1+m+n} \left(\frac{c}{\cos \beta}\right)^{1-m-n} + \psi_{13}^{\eta} \left(\frac{\sin \alpha}{\sin(\alpha - \gamma)}\right)^{1+m+n} \left(\frac{h}{\cos \gamma}\right)^{1-m-n} + \psi_{13}^{\eta} \left(\frac{a \sin \alpha}{\sin(\alpha - \gamma)}\right)^{1+m+n} \left(\frac{h}{\cos \gamma}\right)^{1-m-n} + \psi_{13}^{\eta} \left(\frac{a}{\sin(\alpha - \gamma)}\right)^{1+m+n} \left(\frac{h}{\cos(\alpha - \gamma)}\right)^{1-m-n} + \psi_{13}^{\eta} \left(\frac{a}{\sin(\alpha - \gamma)}\right)^{1+m+n} \left(\frac{h}{\cos(\alpha - \gamma)}\right)^{$$

где ψ_{01} , ψ_{12} , ψ_{13} , ψ_{20} — сплошности материала на соответствующих линиях разрыва, расчет которых рассмотрим ниже. Отметим, что $\psi=1$ соответствует штамповке без учета потери сплошности.

Высадка. Схема высадки фланца, поле и годограф скоростей показаны на рис. 2. Поле должно удовлетворять следующим условиям

$$\frac{a}{h} = \frac{\sin \alpha \sin(\beta + \gamma)}{\sin \gamma \cos(\alpha - \beta)};$$

$$\frac{a}{V_0}$$

$$\frac{a}{V_0}$$

$$\frac{v_2}{V_1}$$

$$\frac{v_2}{V_1}$$

$$\frac{v_2}{V_2}$$

$$\frac{v_2}{V_1}$$

$$\frac{v_2}{V_2}$$

$$\frac{v_2}{V_1}$$

$$\frac{v_2}{V_2}$$

$$\frac{v_2}{V_2}$$

$$\frac{v_3}{V_2}$$

$$\frac{v_4}{V_2}$$

$$\frac{v_4}{V_2}$$

$$\frac{v_5}{V_2}$$

$$\frac{v_5}{V_3}$$

$$\frac{v_5}{V_4}$$

$$\frac{v_5}{V_5}$$

$$\frac{v$$

Рис. 2. Схема высадки, поле скоростей (а) и годограф (б)

$$h = a \operatorname{ctg} \alpha + c \operatorname{tg} \beta$$

из которых устанавливают углы α , β . Скорости в этом поле определяются аналогично изложенному выше соотношениями:

$$(v_{01})_{\tau} = \frac{v_0 \cos \beta}{\cos(\alpha - \beta)}; (v_{12})_{\tau} = \frac{a v_0 \sin \beta}{h \sin(\beta + \gamma)}; (v_{13})_{\tau} = v_1 = \frac{v_0 \sin \alpha}{\cos(\alpha - \beta)}; (v_{20})_{\tau} = v_k = v_2 = \frac{a}{h} v_0.$$
(11)

Эквивалентные скорости деформаций, деформации напряжения записываются в соответствии с выражениями (5), (6), (8), (9). Длины линий разрыва скоростей определяются геометрией поля, т.е.

$$l_{01} = \frac{a}{\sin \alpha}; l_{12} = \frac{h}{\sin \gamma}; l_{13} = \frac{c}{\cos \beta}; l_{02} = l_k = a - c.$$
 (12)

Подстановка выражений (11), (12) с учетом уравнения (1) в неравенство (2) дает следующую оценку давления высадки:

$$q \leq \frac{A}{2a} \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{1+m+n} (\Delta h)^{m} v_{0}^{n} \left(\psi_{01}^{\eta} \left(\frac{\cos\beta}{\cos(\alpha-\beta)}\right)^{1+m+n} \times \left(\frac{a}{\sin\alpha}\right)^{1-m-n} + \psi_{12}^{\eta} \left(\frac{a\sin\beta}{h\sin(\beta+\gamma)}\right)^{1+m+n} \left(\frac{h}{\sin\gamma}\right)^{1-m-n} + \psi_{13}^{\eta} \left(\frac{\sin\alpha}{\cos(\alpha-\beta)}\right)^{1+m+n} \times \left(\frac{c}{\cos\beta}\right)^{1-m-n} + \mu \psi_{20}^{\eta} \sqrt{3} \left(\frac{a}{h}\right)^{1+m+n} (a-c) \right).$$

Оценка сплошности заготовки. Рассчитаем сплошность деформируемого материала. Она определяет качество изделия и безопасные в части разрушения материала условия штамповки. Воспользуемся уравнениями механики разрушения [2, 3].

Ряду материалов соответствует деформационная теория разрушения. При этом состояние сплошности определяется уравнением

$$d\psi = 1 - \frac{d\varepsilon_e}{d(\varepsilon_e)_{\rm FB}},\tag{14}$$

где $1 \ge \psi \ge 0$ — сплошность материала при эквивалентной деформации $0 \le \varepsilon_e \le (\varepsilon_e)_{\rm np}$; $(\varepsilon_e)_{\rm np}$ — предельная деформация материала при данной температуре.

Подстановка выражения (6) с учетом (5) в уравнение (14) приводит к зависимости, определяющей сплошность на линиях разрыва скоростей, т.е.

$$\psi = 1 - \frac{2(\Delta h)(v_p)\tau}{v_3 l_p v_0}.$$
 (15)

Расчет по зависимости (15) проводится постановкой в него скоростей (4) и длин линий разрыва (7) для прямого выдавливания или скоростей (11) и линий разрыва (12) — для высадки.

Сплошность, которая следует из зависимости (15), определяется степенью формоизменения и не зависит от скорости операций.

Ряду других материалов соответствует кинетическая теория прочности. При учете соотношений (5) и (8) ее можно выразить уравнением

$$d\psi = -\frac{1}{A_*} \sigma_e \, \xi_e \, dt = -\psi^n \, \frac{A(\Delta h)^m}{A_*(v_0)^{1+m}} \left(\frac{2(v_p)_{\tau}}{\sqrt{3}l_p} \right)^{1+m+n} \, d(\Delta h),$$
(16)

где A_* — константа уравнения для данного материала при заданной температуре.

При $\eta = 1$

$$\psi = \exp \left[-\frac{A}{A_* (1+m)} \left(\frac{\Delta h}{v_0} \right)^{1+m} \left(\frac{2(v_p)_{\tau}}{\sqrt{3}l_p} \right)^{1+m+n} \right], \quad (17)$$

а при η ≠ 1

$$\Psi = \left[1 - \frac{1 - \eta}{1 + m} \frac{A}{A_*} \left(\frac{\Delta h}{v_0} \right)^{1 + m} \left(\frac{2(v_p)_{\tau}}{\sqrt{3}l_p} \right)^{1 + m + n} \right]^{\frac{1}{1 - \eta}}.$$
 (18)

Для расчета сплошности на линиях разрыва, в том числе на границе трения, необходимо подставить в зависимости (17), (18) касательные скорости (4) и длины линий разрыва (7) — для выдавливания и соответственно выражения (11) и (12) — для высадки. Состояние сплошности материала зависит от конечной деформации и скорости проведения операции. Условие $\psi > 0$ в зависимостях (15), (17), (18) определяет отсутствие разрушения и, следовательно, возможность реализации принятой степени формообразования.

Расчетные результаты. Расчеты выполнены для операций прямого выдавливания и высадки фланца для изделий из титановых сплавов ВТ14 при 950 °С и ВТ6С при 860 °С. Деформирование принято нелинейно-вязким.

Сплаву ВТ14 соответствует уравнение сплошности (14) с константами: $A=145~\mathrm{M\Pi a \cdot c^n};~m=0;~n=0,35;$ (ε_e)_{пр} = 1,23; $\eta=0,45.$ Сплаву ВТ6С соответствует уравнение (18) с константами: $A=405~\mathrm{M\Pi a \cdot c^n};$ $A_*=55~\mathrm{M\Pi a};~m=0;~n=0,45;~\eta=0,45$ [3].

Размеры заготовок, мм: a = 10; h = 20; $\Delta h = 10$. Коэффициент трения $\mu = 0.15$.

Опасными в части возможного разрушения являются точки A, B — пересечение линий разрыва (см. рис. 1, 2). Результаты расчета сплошности приведены в таблице.

Результаты расчета сплошности

Материал	Операция Скорость,		Сплошность ψ в точках		
	Î	v _o , mm/c	A	В	
BT14	Выдавли- вание (рис. 1, <i>a</i>)	_	0,40	0,75	
	Высадка (рис. 2, <i>a</i>)	_	0,15	0,65	
	Выдавли-	1,0	0,27	0,48	
BT6C	вание (рис. 1, <i>a</i>)	0,5	0,35	0,57	

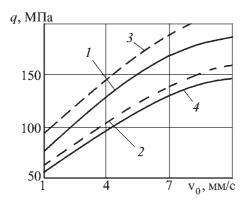


Рис. 3. Зависимости давления от скорости операции (сплав BT14):

 $1,\,2$ — выдавливание и высадка соответственно с учетом повреждаемости материала; $3,\,4$ — то же без учета повреждаемости

Из результатов расчета следует, что при выдавливании сплошность материала сохраняется в большей мере, чем при высадке изделий одинаковых размеров, поэтому могут быть достигнуты большие степени формообразования. Для сплава ВТ14 сплошность за-

висит только от накопленной деформации; для сплава BT6C — от деформации и скорости операции, причем она падает с увеличением скорости.

Рассчитаны также давления операций (рис. 3). Давление существенно зависит от скорости операции и при высадке оно меньше, чем при выдавливании для тех же размеров изделия.

Потеря сплошности уменьшает давление операции. Значительно снижение давления при низких скоростях штамповки на гидропрессовом оборудовании. Данные по технологии штамповки приведены в работе [3].

Выводы

- 1. Изотермическая штамповка фланцевых утолщений сопровождается деформационным упрочнением и разрушением в связи с вязкими свойствами материалов, что влияет на силы операций и сплошность материала изделий.
- 2. Регулирование скорости обработки позволяет уменьшать технологические силы и повреждаемость материала, что способствует обеспечению качества изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Теория** пластических деформаций металлов / Е.П. Унксов и др. М.: Машиностроение, 1983. 598 с.
- 2. Романов К.И. Механика горячего формоизменения металлов. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.
- 3. **Изотермическое** формоизменение анизотропных материалов жестким инструментом в режиме кратковременной ползучести / С.С. Яковлев, С.П. Яковлев, В.Н. Чудин, В.И. Трегубов, А.В. Черняев. М.: Машиностроение, 2009. 412 с.

Алексей Владимирович Черняев, канд. техн. наук; Сергей Сергеевич Яковлев, д-р техн. наук, mpf-tula@rambler.ru;

Владимир Николаевич Чудин, д-р техн. наук



УДК 621.7.044

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

Особенности проектирования ударных систем для импульсных технологических процессов

Рассмотрены приемы и предпосылки, на основании которых возможно выбирать оптимальные геометрические размеры рабочей зоны проектируемой машины ударного действия, имеющей тепловой привод и ориентированной на выполнение технологического процесса за один удар.

The methods and premises on which it possible to chooce optimum geometrical sizes of working zone of designing machine of shock action. The machine of shock action has got thermal gear which competent to do one technological process across one blow.

Ключевые слова: ударная система; импульс; технологический процесс; металлическая стружка; импульсное брикетирование; высокоскоростной молот; тепловой привод.

Keywords: system of shock; impulse; technological process; metal shaving; impulse briquetting; high speed hammer; thermal gear.

Назначением высокоэнергетических систем ударного действия, оснащенных тепловым приводом, являются такие технологические процессы, как импульсное брикетирование металлической стружки, объемная и листовая штамповка, рубка и ломка пруткового полуфабриката, пробивка отверстий в листовом материале, клепка, зачистка заусенцев, остающихся на пересечениях поверхностей деталей, обработанных резанием [1].

Для реализации перечисленных технологических процессов машины могут быть стационарными и переносными, иметь как вертикальное, так и горизонтальное расположение. Направление рабочего хода может быть осуществлено вверх, вниз, по горизонтали.

В зависимости от характера выполняемых технологических процессов машины с тепловым приводом имеют следующие названия: высокоскоростной молот (Чечета И.А. Высокоскоростной импульсный молот // Технология и организация производства:

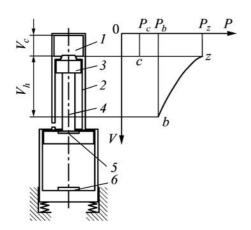


Рис. 1. Принципиальная схема высокоскоростного молота

сб. 1976. № 4.), машины для рубки (ломки) полуфабрикатов, машины импульсного брикетирования [2], клепальные скобы (для клепки), пробивные скобы (для пробивки отверстий), испытательные стенды (для испытаний материалов на динамическую прочность, для испытания изделий на надежность по силовой перегрузке), устройства для термической зачистки заусенцев [3]. При этом все перечисленные машины имеют единый принцип накопления энергии и передачи ее к объекту обработки.

В число исходных энергоносителей чаще всего входят порох и заряд газовоздушной горючей смеси, т.е. те вещества, сгорание которых сопровождается получением газа высокого давления. По ряду эксплуатационных требований предпочтение часто отдают газовоздушной горючей смеси. Работу расширения газообразных продуктов сгорания преобразуют в кинетическую энергию обрабатывающего инструмента.

В качестве примера на рис. 1 представлена принципиальная схема высокоскоростного молота (ВСМ), у которого камера сгорания I расположена на расширительном цилиндре 2, в полости которого помещен шток 4 с поршневой частью 3. Нижняя часть штока 4 оснащена инструментом 5. Узел штока 4 с инструментом 5 является верхней энергетически активной массой ВСМ.

На корпусе 6 расположена нижняя (ответная) часть инструмента. Корпус 6 совместно с нижней частью инструмента представляет собой нижнюю энергетически активную массу BCM.

Для выполнения рабочего хода в камеру сгорания, имеющую объем V_c , под давлением P_c помещают заряд горючей газовой смеси и включают зажигание. Когда к концу горения давление достигает значения P_z , дают команду на рабочий ход и этим обеспечивают газу возможность расширяться, так как верхняя энергетиче-

ски активная масса своим перемещением сообщает объем V_c с расширительным объемом V_h . При этом $V_c + V_h = V_b$ — полный внутренний объем привода. В расширительном объеме работа расширяющегося газа преобразуется в кинетическую энергию активных масс.

Для рационального расходования количества вводимой энергии и снижения материалоемкости конструкции ВСМ целесообразно анализировать взаимную связь между энергетическими характеристиками и геометрическими размерами привода. Известно (Ванштейдт В.А. Судовые двигатели внутреннего сгорания. Л.: Судпромгиз, 1962.), что индикаторная энергия E_i , развиваемая приводом внутреннего сгорания, составляет:

$$E_i = 10V_h P_i = 10 \left(1 - \frac{1}{\delta}\right) V_b P_i, \tag{1}$$

где
$$P_i = 0.96 \left[\frac{\lambda P_c}{(\delta - 1)(k - 1)} \left(1 - \frac{1}{\delta^{k - 1}} \right) - 1 \right]; \lambda = \frac{P_z}{P_c} -$$
степень

повышения давления после сгорания топливного заряда; k — показатель адиабаты; δ — степень расширения газов.

Соответственно, индикаторный КПД вычисляется по уравнению:

$$\eta_i = 1,986(\delta - 1) \frac{M_c}{H_u} T_c \frac{P_i}{P_c},$$
(2)

где T_c – температура смеси, подаваемой в камеру;

В свою очередь, при анализе теплового процесса, протекающего в энергоприводе в результате сжигания газовой смеси, давление P_c топливной смеси, подаваемой в камеру, степень λ повышения давления в процессе горения и показатель адиабаты k получают конкретные значения, не зависящие от конструкции энергопривода. Только степень расширения газов δ зависит от соотношения объемов V_b, V_c :

$$\delta = \frac{V_b}{V_c}. (3)$$

Таким образом, на основании уравнения (1) можно установить закон изменения энергоотдачи привода с каждой единицы его внутреннего объема при переменном значении δ :

$$\frac{E_i}{V_k} = f(\delta). \tag{4}$$

Результаты расчета по уравнению (1) приведены на рис. 2, a, где рассмотрен вариант сжигания смеси пропан-бутана с воздухом, когда k=1,25; $P_c=2000$ кПа; $T_c=300$ K; $\lambda=9,53$.

Из расчета следует, что при конкретных значениях P_c , λ и k величины P_i и E_i/V_b зависят только от степени

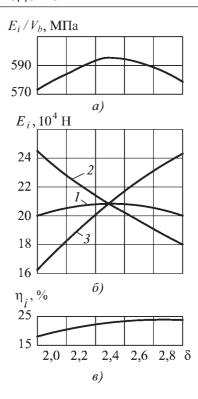


Рис. 2. Характер изменения энергетических параметров от степени расширения рабочего тела

расширения газа δ . Из рис. 2, a видно, что максимальная энергоотдача привода соответствует случаю, когда степень расширения газа близка к значению $\delta = 2,5$.

Это подтверждается также математическим анализом уравнения (4), а именно: частная производная, приравненная к нулю, дает представление об оптимальном значении δ :

$$\delta = \left(\frac{k \frac{\lambda P_c}{k-1}}{\frac{\lambda P_c}{k-1} + 1}\right)^{\frac{1}{k-1}}.$$
 (5)

При этом, если, оценивая энергоотдачу привода, пренебречь сопротивлением окружающего воздуха, то уравнение (5) принимает следующий вид:

$$\delta = k^{\frac{1}{k-1}}. (6)$$

В случае сжигания смеси пропан-бутана с воздухом в соответствии с уравнением (6) $\delta = 2,441$.

На основе уравнения (6) возможно выбирать по уравнению (3) рациональное соотношение между объемами V_b и V_c , предопределяющее требуемую величину рабочего хода энергетически активных масс высокоскоростной машины ударного действия.

Таким образом, в целях экономного использования энергии, вводимой в технологическую систему и снижения материалоемкости машины в целом величину

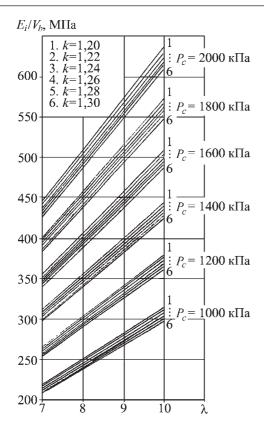


Рис. 3. Изменение удельной энергии в зависимости от степени повышения давления и показателя адиабаты

рабочего хода следует выбирать, исходя из оптимального значения степени δ расширения газа, являющегося рабочим телом теплового привода.

Учитывая, что состав заряда газовой смеси может быть различным, определенный интерес представляет анализ уравнения (1) при условии, что все входящие в него параметры переменные.

На рис. 3 представлены графики $E_i/V_b=f(\lambda)$ при $\delta=2,5$ и переменных значениях k и P_c . При проектировании высокоскоростного молота эти графики позволяют рационально выбирать соотношение параметров, связанных между собой уравнением (1). Кроме того, эти графики дают возможность при разработке конкретных технологических операций осознанно варьировать величину рабочего хода H энергетически активных масс молота. Эта величина связана с расширительным объемом V_h уравнением

$$H = \frac{4}{\pi} \frac{V_h}{d^2},\tag{7}$$

где d — диаметр расширительного цилиндра.

Уравнения (1)—(7) позволяют определить приемлемый диапазон отклонения степени расширения δ газа (относительно ее оптимального значения), а соответственно, величину рабочего хода H.

С изменением H изменяются величины V_h и δ , между которыми существует связь в соответствии с урав-

нением $V_b = V_h + V_c$. Таким образом, при эксплуатации высокоскоростных молотов с тепловым приводом важным является вопрос о допустимом диапазоне изменения δ , а следовательно, об оптимальном соотношении объемов V_h и V_c .

Результаты расчетов, связанных с исследованием изменения δ вследствие изменений V_h представлены на рис. 2, δ (кривая 3). В основу расчетов положено оптимальное значение $\delta=2.5$ и соответствующие ему объемы, л: $V_c=14,\ V_h=21,\ V_b=35.$

Результаты показали, что уменьшение величины V_h , являющееся следствием снижения величины рабочего хода, при сохранении того же объема камеры сгорания ведет к значительному падению запаса индикаторной энергии: при уменьшении δ до 2,25 (по сравнению с оптимальным значением δ = 2,5) индикаторная энергия снижается на 10,5 %. Повышение величины δ до 2,75 вызывает прирост энергии на 8,6 %.

Изменение объема камеры сгорания V_c при постоянном V_h ведет к противоположному результату (см. рис. 2, δ , кривая 2), так как в этом случае увеличение объема камеры сгорания связано с возможностью влиять на массовую дозу вводимой в камеру сгорания топливной смеси при неизменном давлении P_c .

Кривой 1 на рис. 2, δ представлен характер изменения E_i , когда соотношение между V_h и V_c устанавливается в пределах заданного постоянного значения V_h .

Изменение величины δ определенным образом влияет на работоспособность высокоскоростной машины, так как температура и давление газа непосредственно связаны со степенью расширения:

$$T_b = \frac{T_z}{\delta^{k-1}}; \ P_b = \frac{P_z}{\delta^k}. \tag{8}$$

Сведения о температуре T_z и давлении P_z получают из теплового расчета процесса горения топливного заряда. На рис. 2, θ представлен график зависимости КПД, %, от степени расширения δ .

Результаты расчета для рассматриваемого случая приведены в таблице.

Из таблицы видно, что уменьшение степени расширения газа ведет к росту как тепловой, так и силовой нагрузок на элементы конструкции молота. Снижение степени расширения от 2,50 до 2,25 приводит к увеличению давления в расширительном цилиндре к концу рабочего хода на 14 %. Это означает, что перед выбросом в атмосферу продукты сгорания находятся

Зависимость P_b и T_b от δ

δ	P_b , кПа	T_b , K
2,00	8008	2321,8
2,25	6918	2253,7
2,50	6066	2201,6
2,75	5384	2148,5
3,00	4825	2101,1

под завышенным давлением и были способны выполнить существенно полезную работу.

Избыток энергии, получающийся по сравнению с оптимальным значением, в конечном итоге может привести к повышению предельных нагрузок, на которые рассчитаны силовые элементы конструкции, так как незначительные изменения E_i приводят к заметному росту максимального значения контактной силы, возникающей между инструментом и заготовкой. Например, в тех случаях, когда изменение оптимального значения δ на 0.25 ведет к росту E_i (см. рис. 3), максимальная контактная сила повышается на 5...6 %.

Кроме того, величина δ определенным образом влияет на работоспособность высокоскоростной машины, так как температура и давление газа непосредственно связаны со степенью расширения (8).

Это дает возможность оценить работоспособность элементов конструкции теплового привода в складывающихся температурных условиях.

Заключение

Выбирать номинальный запас энергии, создаваемой машиной, необходимо с учетом оптимальной величины степени расширения газов.

В процессе эксплуатации высокоскоростных молотов с тепловым приводом не следует прибегать к корректировке объема V_b только за счет изменения величины рабочего хода или объема камеры сгорания. Предпочтительнее провести совместную корректировку объемов V_h и V_c в пределах, обеспечивающих оптимальную степень расширения газов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Кононенко В.Г.** Высокоскоростное формоизменение и разрушение металлов. Харьков: Вища школа, 1980. 231 с.
- 2. **Резание** материалов: учеб. пособие / И.А. Чечета, В.И. Гунин, О.Н. Кириллов / под ред. И.А. Чечеты. 2-е изд., перераб. и доп. Воронеж: Воронеж. гос. техн. ун-т, 2007. 194 с.
- 3. Пат. 2149088 RU, МПК С1 7 В23К 28/02, 7/06. Устройство для термического удаления заусенцев с изделий / И.А. Чечета и др. (РФ); Воронеж. гос. техн. ун-т (РФ) 2001112892 / 02; заявл. 10.05.2001; Бюл. № 32.

Виктория Валериевна Долгополова, аспирант, Valerik_1@list.ru;

Иван Алексеевич Чечета, д-р техн. наук

УДК 621.226.2

Е.С. Корчак (Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск)

Развитие конструкций наполнительно-сливных клапанов гидравлических прессов

Рассмотрены наполнительно-сливные клапаны, применяемые в системах современных гидравлических прессов. Проанализированы преимущества и недостатки их конструкций. Предложена конструкция нового наполнительно-сливного клапана повышенной надежности, долговечности, компактности и ремонтопригодности. Приведены рекомендации по обеспечению высокого качества управления его работой.

Filling-and-drain valves used in the systems of modern hydraulic presses are considered. Advantages and disadvantages of its design are analyzed. Construction of the new filling-and-drain valve of increased reliability, durability, compactness and maintainability is proposed. Recommendations providing its high quality operating are given.

Ключевые слова: гидравлический пресс; наполнительно-сливной клапан; давление; рабочий цилиндр; гидролиния; сервопривод.

Keywords: hydraulic press; filling-and-drain valve; pressure; power cylinder; hydraulic line; servo drive.

В состав наполнительно-сливных систем гидравлических прессов входят наполнительно-сливные клапаны (HCK), предназначенные для соединения полостей рабочих цилиндров прессов с баком во время холостого хода, а также для их разобщения с баком во время рабочего хода и слива рабочей жидкости в бак при возвратном ходе подвижной поперечины [1]. Их можно классифицировать по ряду признаков, например, как это показано на рис. 1.

HCK закрепляется патрубком на днище рабочего цилиндра, через гидролинии соединяется с источниками высокого и низкого давления и приводится



Рис. 1. Классификация НСК

в действие смонтированным в корпусе клапана сервоцилиндром. Клапан типовой конструкции содержит (рис. 2) направляющий стакан 1 с окнами 2 для прохода жидкости, седло 3 с уплотнительной фаской 4 и центральным проходным каналом 5, затвор 6, установленный в седле 3, пружину 7 [2].

Такое расположение НСК на рабочем цилиндре увеличивает габаритные размеры пресса по высоте. Для уменьшения габаритных размеров клапан I может быть установлен в выточке днища 2 корпуса рабочего цилиндра (рис. 3). Его перемещение осуществляется внутри направляющей втулки 3 с седлом 4, которая через соответствующие каналы соединяется с источниками высокого и низкого давления (Мюллер Э.

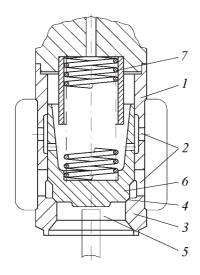


Рис. 2. Типовая конструкция НСК

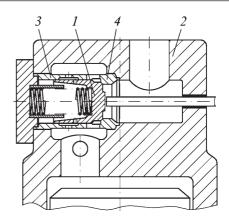


Рис. 3. Конструкция НСК, установленного горизонтально в днище рабочего цилиндра

Гидравлические прессы и их приводы. М.: Машиностроение, 1965. 316 с.).

Клапан такой конструкции отличается высокой компактностью и удобством при подключении к коммуникациям пресса. Однако ось этого НСК расположена горизонтально, а его надклапанная полость соединяется с источником высокого давления. Это приводит к тому, что во время работы клапана под действием силы тяжести (особенно на мощных прессах) нарушается центрирование клапана I относительно направляющей втулки S, что является причиной нарушения герметичности НСК. Также при нарушении центрирования происходит нарушение равномерности высокого давления на поверхности клапана, что приводит к постепенному износу нижней поверхности подвижного клапана S. Это также нарушает герметичность и снижает надежность НСК.

Для исключения условий для нарушения центрирования клапана относительно седла необходимо, чтобы выточка в днище цилиндра была выполнена с осью, параллельной оси цилиндра, и клапан в выточке установлен так, что его надклапанная полость связана с источником низкого давления, а подклапанная – с источником высокого давления. Этим условиям отвечает НСК [3], разработанный Новокраматорским машиностроительным заводом (рис. 4). Такая конструкция устройства исключает условия для нарушения центрирования клапана 1 относительно седла 2 вследствие того, что силы тяжести действуют вертикально по направлению оси направляющей втулки 3. При этом надклапанная полость 4 связана с источником низкого давления, а подклапанная 5 - c источником высокого давления, поэтому уменьшается износ элементов клапана 1, повышается его герметичность, упрощается система наполнения рабочего цилиндра 6 пресса.

Для обеспечения удовлетворительной эксплуатации НСК должен быть целиком погружен в рабочую жидкость. Поэтому клапан располагается в накопительном баке, который устанавливается на рабочем

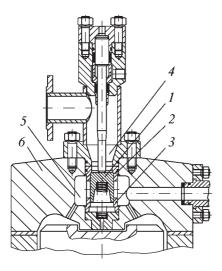


Рис. 4. Конструкция НСК, установленного в днище рабочего цилиндра параллельно его оси

цилиндре пресса. Однако такое размещение НСК снижает его ремонтопригодность.

Например, в случае выхода из строя пружин или сервопривода, для осуществления ремонтных работ необходима разгерметизация всей гидросистемы пресса со сливом рабочей жидкости с трубопроводов и цилиндров. Эти работы требуют продолжительного времени и последующего очищения рабочей жидкости или ее полной замены, соответственно, являясь причиной длительного простоя пресса, снижая эффективность его использования. Кроме того, к недостаткам этого НСК можно отнести его значительные габаритные размеры по высоте, низкую жесткость конструкции и наличие в ней такого ненадежного элемента, как пружина.

Перечисленные недостатки устранены в конструкции НСК [4], разработанной в Донбасской государственной машиностроительной академии и приведенной на рис. 5. НСК содержит корпус 1 с направляющими и уплотнительными элементами и крышкой, а также клапан 2 с седлом 3, установленные в выточке днища рабочего цилиндра 4. Шток 5 клапана 2 жестко соединен с сервоприводом 6. Канал 7, соединяющий НСК с наполнительно-сливным баком, выполнен непосредственно в донной части цилиндра 4 и соединен с надклапанной полостью клапана 2. Канал 8 подвода рабочей жидкости от клапанного распределителя рабочих цилиндров также выполнен в донной части цилиндра 4. Клапан управляется надпоршневой полостью 9 сервопривода 6, а подпоршневая полость 10 постоянно находится под высоким давлением.

Исключение из конструкции НСК пружин позволяет значительно повысить его надежность, а выполнение канала 7 непосредственно в донной части цилиндра 4— снизить высоту штока 5 клапана, а с ним и габаритные размеры всего узла по высоте. НСК данной конструкции отличается повышенной компактностью. Следует отметить, что уменьшение высоты

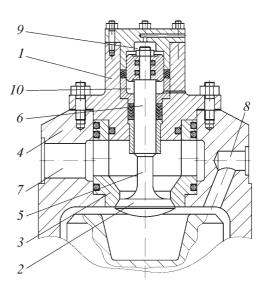


Рис. 5. НСК компактной конструкции

штока 5 приводит к повышению жесткости конструкции, а жесткое соединение штока 5 с сервоприводом 6 обеспечивает постоянное управление работой клапана 2.

За счет выполнения каналов 7 и 8 в донной части рабочего цилиндра 4 снижается гидравлическое сопротивление подводящих гидролиний низкого и высокого давления. При этом канал 7 находится на одном уровне с надклапанной полостью, поэтому нет необходимости в установке на прессе накопительного бака для обеспечения постоянного погружения НСК в рабочую жидкость.

Принудительное открытие клапана 2 сервоприводом 6 на полный ход значительно облегчает заполнение рабочего цилиндра 4 жидкостью низкого давления, что позволяет повысить скорость хода приближения. При наличии пружины клапан открывался на величину, зависящую от силы и настройки пружины и давления в баке. При неправильной настройке пружины возможен разрыв потока жидкости при повышении скорости хода приближения. В НСК конструкции, приведенной на рис. 5, пружина не влияет на процесс заполнения рабочих цилиндров жидкостью низкого давления, поэтому ход приближения становится более стабильным.

В процессе эксплуатации НСК индивидуальный сервопривод должен управлять его работой таким образом, чтобы клапан принудительно находился в постоянно открытом состоянии, а его принудительное закрытие сервоприводом осуществлялось только во время рабочего хода. При этом жидкость высокого давления должна подаваться в рабочие цилиндры пресса только после того, как сработает датчик закрытия НСК [5]. Такое постоянное управление работой НСК исключает жидкостное голодание рабочих цилиндров во время хода приближения.

HCK других ступеней сил, которые не задействованы, постоянно открыты, чем обеспечивается надежное

заполнение цилиндров этих ступеней жидкостью низкого давления из бака. Также при работе пресса НСК не хлопают, постоянно открываясь и закрываясь под действием колебаний, давления, а находятся принудительно в постоянно открытом состоянии. В результате повышается надежность, долговечность и качество управления гидросистемой пресса, снижается износ НСК.

Выводы

- 1. НСК, применяемые в современных прессах, должны быть надежными, долговечными, компактными, удобными при подключении к коммуникациям пресса, иметь высокую ремонтопригодность, а в случае их выхода из строя обеспечивать устранение поломки без разгерметизации всей гидросистемы пресса.
- 2. Для обеспечения высокого качества управления работа НСК должна осуществляться в принудительном режиме индивидуальным сервоприводом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Машиностроение.** Энциклопедия / Ред. совет: К.В. Фролов и др. Т. IV-4: Машины и оборудование куз-

- нечно-штамповочного и литейного производства / Ю.А. Бочаров, И.В. Матвеенко и др.; под общ. ред. Ю.А. Бочарова, И.В. Матвеенко. М.: Машиностроение, 2005. 926 с.
- 2. **Корчак Е.С.** Совершенствование наполнительно-сливных систем гидравлических прессов // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 10. С. 18—21.
- 3. **Пат. 15743 Украина, МПК В 30 В 15/16.** Устройство питания рабочего гидроцилиндра пресса / Н.И. Шевченко, Г.Е. Смородинский, Ю.Н. Трембач, А.Л. Забабурин; заявл. 16.01.2006; опубл. 17.07.2006, Бюл. № 7.
- 4. **Пат. 31434 Украина, МПК В 30 В 15/00.** Наполнительно-сливной узел для гидравлического пресса / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак; заявл. 28.11.2007; опубл. 10.04.2008, Бюл. № 7.
- 5. **Пат. 38880 Украина, МПК В 21 В 15/00.** Способ управления работой наполнительно-сливной системы гидравлического пресса / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак; заявл. 24.07.2008; опубл. 26.01.2009, Бюл. № 2.

Елена Сергеевна Корчак, канд. техн. наук, helen_korchak@ukr.net

Донскому государственному техническому университету 80 лет

Ór èâaðñèòaòñèèé eî ì ï ëaêñ âêëþ÷àaò â ñaáÿ aî eî âí î é aóç â Đî ñòî âa-í à-Äî í ó, 6 ô è - ëèàëî â, êî ëëåäæ, òaőí è÷añèèé ëèöaé, ãèì í àçèþ, àñï èðàí òóðó è äî èòî ðàí òóðó, öaí òð äèñòàí öèî í í âî î áó÷aí èÿ, ýêñï aðèì aí òàëüí î -î ï û òí î a ï ðî èçâî äñòâî, ó÷aáí î -ï ðî èçâî ä-ñòâaí í û é ï î ëèâî í äëÿ èñï û òàí èé ñaëüñêî õî çÿéñòâaí í î é òaõí èêè, à òàêæa ðÿä ï î aðàçäa - ëaí èé, ðàáî òàþ ù èõ â ðàì êàõ Þæí î aî ô åäåðàëüí î aî î êðóæà. Í à 13 ô àêóëüòàòàō óí èâað - ñèòàòà ï î 49 ñï åöèàëüí î ñòÿì î áó÷àþ òñÿ î êî ëî 15 òû ñÿ÷ ñòóäaí òì â.

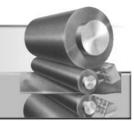
Âóç î áëàäàåò ì î ù í û ì í àó÷í û ì ï î òåí öèàëî ì — ðàçâèâàþ òñÿ í àó÷í û å ø êî ëû, ðàçðà - áàòû âàþ òñÿ í àó÷í û å ï ðî åêòû, î áúåäèí ÿþ ù èå ô óí äàì åí òàëüí û å è ï ðèêëàäí û å òåőí è - ÷åñêèå èññëåäî âàí èÿ, èí í î âàöèî í í û å ðåçóëüòàòû êî òî ðû õ âí åäðÿþ òñÿ â ñî âðåì åí í î å ï ðî ècâî äñòâî.

Ó÷aáí û é ï ðî öann â ói eaaðneòaòa aaaóò áî eaa 1000 ï ðaï î aaaaòaeaé (î eî eî 700 aî eòi ðî â eòai aeaòi â í aóe).

Í à ï ðî òÿæåí èè 80 ëåò ÄÃÒÓ î áåñï å÷èâàåò êàäðàì è ï ðåäï ðÿòèÿ ì àø èí î ñòðî åí èÿ, î áî ðî í í î é ï ðî ì û ø ëåí í î ñòè è àãðî ï ðî ì û ø ëåí í î â êî ì ï ëåêñà Đî ññèè. Ì í î æå èç âû ï óñêí èêî â óí èâåðñèòåòà ñåãì äí ÿ âốî äÿò â ï î ëèòè÷åñêóþ è í àó÷í óþ ýëèòó Đî ññèè, âî çãëàâ ëÿþ ò êðóï í åéø èå ï ðåäï ðèÿòèÿ è êî ì ï àí èè, èçáðàí û äåï óòàòàì è ðàçëè÷í û õ óðî âí åé.

Редакция и редакционный совет журнала поздравляют коллектив ДГТУ с 80-летием! Желаем всему замечательному коллективу крепкого здоровья, творческих успехов, благополучия и процветания!

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ



LIPONSBOTCIBO

УДК 621.778.669

В.В. Битков (Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)

Анализ неоднородности деформации при волочении композитных прутков и проволоки

Предложен аналитический метод оценки неоднородности деформации при волочении биметаллических прутков и проволоки, величина которой зависит от обжатия сечения в проходе, полуугла рабочего конуса и длины калибрующего пояска волоки, условий трения на поверхности проволоки, относительного размера сердечника и прочности сцепления поверхностей раздела и отношения напряжений пластического течения сердечника и оболочки. Проведен анализ экспериментального волочения биметаллической проволоки.

The analytical method of estimation of strain inhomogeneity in drawing bimetallic rods and wires in each reduction pass is offered. The strain inhomogeneity value depends on the series of independent parameters, such as value section reduction for pass, angle of die working cone, relative length of die bearing, coefficient of friction between wire and die in the zone of deformation, bond strength factor at the interface between the sleeve and the core, relative size of the core, ratio of the flow stress of the core to the flow stress of the sleeve. The analysis of experimental drawing of bimetallic wire is executed.

Ключевые слова: волочение композитной проволоки; неоднородность деформации; полуугол конуса волоки; коэффициент трения.

Keywords: composite wire drawing; strain inhomogeneity; die-angle; friction coefficient.

Введение. Оценка неоднородности деформации при волочении биметаллических прутков и проволоки имеет важное практическое значение для правильного построения маршрутов деформирования.

В силу специфики напряженно-деформированного состояния процессу осесимметричного волочения свойственна постоянная неоднородность деформации, величина которой зависит от различных независимых между собой параметров, таких как обжатие сечения в проходе; полуугол рабочего конуса волоки; относительная длина калибрующего пояска волоки; коэффициент трения между проволокой и волокой в очаге деформации; коэффициент прочности соединения поверхностей раздела; относительный размер сердечника; отношение напряжений пластического течения оболочки и сердечника; относительное противонатяжение.

Высокая неоднородность деформации при определенном сочетании данных параметров может сопровождаться и локальными разрушениями как оболочки, так и сердечника. Неоднородность деформации при волочении из-за деформации сдвига устранить невозможно, но уменьшить ее размеры можно путем подбора подходящих параметров геометрии очага деформации и создания идеальных условий трения.

Реализация условий обработки с наименьшей по величине неоднородностью деформации особенно важна при производстве сверхпроводящих материалов на основе труднодеформируемых металлов группы Ті, Nb, Та методом волочения. Кроме того, при этих условиях уменьшается вероятность разрушения сердечника и оболочки на всех циклах производства биметаллических изделий.

Определение неоднородности пластической деформации. При больших размерах поперечного сечения осесимметричных биметаллических изделий неравномерность деформации можно определять экспериментальными или экспериментально-расчетными методами с помощью координатных сеток.

Например, в работе [1] неравномерность деформации при прессовании или выдавливании оценивали с помощью коэффициентов неравномерности деформации, вычисляемых по следующим формулам:

$$n = (\varepsilon_{\text{max}} - \varepsilon_{\text{min}})/\varepsilon_{\text{cp}}; n_1 = \varepsilon_{\text{Hap}}/\varepsilon_{\text{min}}; n_2 = \varepsilon_{\text{BH}}/\varepsilon_{\text{min}},$$

где ϵ_{max} , ϵ_{min} — максимальная и минимальная степень деформации сдвига ϵ в выходном сечении; $\epsilon_{\text{нар}}$, $\epsilon_{\text{вн}}$ — степень деформации сдвига в наружных и внутренних ϵ

слоях;
$$\varepsilon_{\rm cp} = \int\limits_0^\tau H d\tau = \int\limits_0^z \frac{H}{{\rm V}_z} dz$$
 — среднее значение ε в вы-

ходном сечении; $H = \sqrt{2\,\xi_{ij}\,\xi_{ij}}$ — интенсивность скоростей деформации сдвига.

Подобные методы определения неравномерности пластической деформации можно успешно применять для анализа процессов выдавливания биметаллических заготовок, когда большие размеры сечений позволяют достаточно точно наносить координатные сетки и в последующем проводить необходимые измерения искажений линий сеток. При волочении биметаллической проволоки, когда наружный диаметр заготовки составляет 10...12 мм, подобные методы координатных сеток очень трудоемки. Кроме того, сама операция волочения составных экспериментальных образцов маленьких размеров не обеспечивает получения точных и воспроизводимых результатов для последующего математического моделирования.

В работах [2-4] рассмотрен аналитический метод определения фактора дополнительной деформации сдвига, позволяющий прогнозировать получаемую в процессе волочения неоднородность деформации. Однако на неоднородность деформации влияют не только деформации сдвига, но и силы трения между поверхностями волоки и обрабатываемого материала. Поэтому для получения более реалистической картины неоднородности деформации при волочении необходимо учитывать и затраты энергии на преодоление трения.

В данной статье предлагается оценивать неоднородность пластической деформации при волочении биметаллических заготовок через фактор неоднородности деформации (ФНД), представляющий отношение полной деформации и равномерной деформации. При осесимметричном деформировании прутков и проволоки ФНД можно вычислить с помощью следующего соотношения:

$$\Phi H Д = \frac{\varepsilon_{\Sigma}}{\varepsilon_{\text{одн}}} = \frac{\dot{W}_{\Sigma} / \sigma_{o}}{\dot{W}_{\text{одн}} / \sigma_{o}} = \frac{\dot{W}_{\Sigma}}{\dot{W}_{\text{одн}}}, \tag{1}$$

где ε_{Σ} , $\varepsilon_{\text{олн}}$ — суммарная и однородная деформация; $\dot{W}_{\scriptscriptstyle \Sigma}, \dot{W}_{\scriptscriptstyle \mathsf{OJH}}$ — полная мощность суммарной деформации

и мощность однородной деформации; σ_o — напряжение пластического течения. Учитывается не только мощность деформации сдвига, но и мощность, связанная с явлением трения и

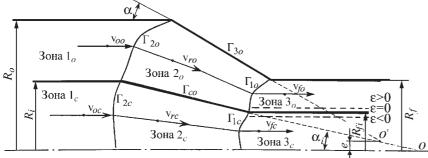


Рис. 1. Совместное течение биметаллического материала при волочении

взаимодействия поверхности раздела сердечника и оболочки. Полное потребление мощности \dot{W}_{Σ} в процессе волочения биметаллического прутка или проволоки определяется следующим образом:

$$\dot{W}_{\Sigma} = \dot{W}_{ic} + \dot{W}_{sc} + \dot{W}_{f} + \dot{W}_{io} + \dot{W}_{int} + \dot{W}_{so} + \dot{W}_{fo},$$
 (2)

где \dot{W}_{ic} , \dot{W}_{sc} , \dot{W}_f , \dot{W}_{io} , \dot{W}_{int} , \dot{W}_{fo} — отдельные составляющие общего потребления мощности, для определения которых воспользуемся решениями, полученными с помощью метода верхней оценки В. Авитцуром в работах [5-7].

Принимаем, что течение металла в очаге деформации является радиальным. Решаем осесимметричную задачу, которую будем рассматривать в системе сферических координат (r, θ, ϕ) с центром в вершине волоки. В качестве кинематически возможного разрывного поля скоростей для течения сердечника и оболочки рассмотрим сферическое и тороидальное поле скоростей.

Аналитическое определение зоны деформации. Геометрия зоны деформации биметаллического круглого материала математически определяется для оболочки и сердечника соответственно тороидальным и сферическим полями скоростей течения (рис. 1) и независимыми параметрами процесса.

Независимыми параметрами, оказывающими влияние на величину неоднородности деформации как сердечника, так и оболочки, во время волочения биметалла являются: процент обжатия r, %; полуугол рабочего конуса волоки α; относительная длина калибрующего пояска волоки L/R_f ; коэффициент трения μ; коэффициент прочности соединения поверхностей раздела оболочки и сердечника т; относительный размер сердечника R_i/R_o ; отношение напряжений пластического течения оболочки и сердечника σ_{oo}/σ_{oc} ; относительное противонатяжение σ_{xb}/σ_{oc} .

Есть шесть различных зон: I_0 , I_c , 2_o , 2_c , 3_o , 3_c , распределенных по деформируемому телу (см. рис. 1). Скорости движения постоянны и параллельны оси симметрии во входящих и выходящих жестких зонах оболочки и сердечника и обозначаются для зон l_o , l_c , \mathcal{S}_o и \mathcal{S}_c соответственно $\mathbf{v}_{0o},\,\mathbf{v}_{0c},\,\mathbf{v}_{fo}$ и $\mathbf{v}_{fc}.$ Скорость входа биметаллической заготовки в зону деформации (оболочки и сердечника) обозначим v_0 , входную скорость

сердечника — \mathbf{v}_{0c} и входную скорость оболочки — v_{0o} . Причем $v_0 = v_{0o} = v_{0c}$.

Течение материала в зоне деформации оболочки 2_o описывается тороидальным полем скоростей. В тороидальной системе координат (r, θ, ϕ) принимаем, что скорость течения оболочки v_{ro} в радиальном направлении г удовлетворяет условиям следующего уравнения:

$$v_{ro} = -v_{fo} \frac{r_{fo} (r_{fo} \sin \theta + e)}{r(r \sin \theta + e)} \cos \theta;$$

$$v_{\theta o} + v_{\phi o} = 0,$$
(3)

где v_{fo} — скорость движения оболочки на выходе зоны деформации; r_{fo} — радиальное расстояние от поверхности Γ_{1o} до центра тороидального поля o'; $v_{\theta o}$, $v_{\phi o}$ — скорости течения в направлении θ и ϕ соответственно; r — текущий радиус линии тока; θ — текущий угол между линией тока и осевым направлением; e — смещение центра для оболочки от осевой линии сердечника или эксцентриситет.

При волочении скорость v_{ro} является функцией скорости выхода v_{fo} и постоянного радиуса r_{fo} , причем скорость на выходе из зоны деформации v_{fo} является независимым параметром процесса.

Для того чтобы гарантировать постоянство объема через поверхность выхода Γ_{1o} из зоны деформации оболочки 2_o радиус r_{fo} должен удовлетворять выражению

$$r_{fo} = \frac{R_f - e}{\sin \alpha}.$$
(4)

Форма и положение поверхности разрыва скоростей Γ_{2o} определяются ее радиальным расстоянием r_{oo}^* от центра тороида o'. Радиус r_{oo}^* является функцией его углового положения θ и двух псевдонезависимых параметров процесса e и ϵ .

Псевдонезависимый параметр ϵ определяет положение границы раздела оболочки и сердечника. В данной задаче рассматривается три положения линии и каждое обозначается следующим значением ϵ : при $\epsilon > 0$ (см. рис. 1) наблюдается утонение оболочки; при $\epsilon < 0$ — утолщение оболочки; при $\epsilon = 0$ величина R_i/R_f при обжатии заготовки не изменяется. Поэтому соотношение между скоростью входящей и скоростью выходящей оболочки является функциями e и ϵ и задается уравнением

$$\frac{\mathbf{v}_{oo}}{\mathbf{v}_{fo}} = \left(\frac{R_f}{R_o}\right)^2 \left(1 - 2\varepsilon \frac{e}{R_o}\right). \tag{5}$$

Из условия постоянства объема течения через поверхность Γ_{2o} и уравнения (5) радиальное расстояние

 r_{oo}^* поверхности Γ_{2o} от o' определяется В. Авитцуром следующим уравнением:

$$r_{oo}^{*}(\theta, e, \varepsilon) = \frac{-e}{\sin \theta} + \frac{R_{f}}{\sin \theta} \left\{ \frac{\mathbf{v}_{fo}}{\mathbf{v}_{oo}} \left[\left\langle \frac{\sin \theta}{\sin \alpha} + \frac{e}{R_{f}} \left(1 - \frac{\sin \theta}{\sin \alpha} \right) \right\rangle^{2} - 1 \right] + \left(\frac{R_{o}}{R_{f}} \right)^{2} \right\}^{\frac{1}{2}} (6)$$

где отношение v_{fo}/v_{0o} задается уравнением (5).

Полуугол входного конуса волоки α_i , который определяет поверхность раздела Γ_{co} , и относительный размер сердечника R_{fi} в работе [5] определены следующим образом:

$$\alpha_{i} = \arcsin\left\{ \left\langle \frac{R_{i}}{R_{o}} - \frac{e}{R_{o}} \left[\frac{R_{o}}{R_{f}} \left(1 - \frac{R_{i}}{R_{o}} - \varepsilon \left(\frac{R_{o}}{R_{i}} - \frac{R_{i}}{R_{o}} \right) \right) \right] \right\rangle \sin \alpha \right\};$$
(7)

$$R_{fi} = R_f \frac{R_i}{R_o} \left\{ 1 + \varepsilon \frac{e}{R_o} \left[\left(\frac{R_o}{R_i} \right)^2 - 1 \right] \right\}. \tag{8}$$

Течение материала в зоне деформации сердечника 2_c описывается сферическим полем скоростей (см. рис. 1). Управляющие уравнения для поля скоростей в сферической системе координат (r, θ, ϕ) для зоны деформации:

$$\mathbf{v}_{rc} = -\mathbf{v}_{oc} \frac{(r_{0i})^2}{(r)^2} \cos \theta;$$

$$\mathbf{v}_{\theta c} = \mathbf{v}_{\phi c} = 0,$$
(9)

где ${\rm v}_{rc}$ — скорость течения в радиальном направлении r в зоне деформации сердечника; ${\rm v}_{\theta c}, {\rm v}_{\phi c}$ — скорости течения в направлении θ и ϕ соответственно; r_{oi} — радиальное расстояние поверхности Γ_{2c} от точки o (см. рис. 1).

Полная мощность осесимметричной деформации биметаллического тела. Для определения составляющих полной мощности деформации биметаллического круглого тела воспользуемся решениями, приведенными в работе [6].

Внутренняя мощность однородной деформации сердечника

$$\dot{W}_{ic} = \frac{2\sigma_{oc}}{\sqrt{3}} \int_{0}^{R_{f}} \int_{r_{fi}}^{r_{0i}} v_{0c} r_{oi}^{2} \frac{1}{r^{3}} \sqrt{3\cos^{2}\theta + \frac{1}{4}\sin^{2}\theta} (2\pi r \sin\theta) r dr d\theta =
= 2\pi\sigma_{oc} v_{f0} R_{f}^{2} \frac{R_{i}}{R_{o}} \left\{ \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} f(\alpha_{ih}) + \frac{e}{R_{o}} \left\langle 2\frac{R_{o}}{R_{f}} \left(1 - \frac{R_{o}}{R_{i}} \right) \left[\frac{\sqrt{1 - \frac{11}{12}}\sin^{2}\alpha_{ih}}{\cos\alpha_{ih}} - f(\alpha_{ih}) \right] \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} +
+ \varepsilon \left[2\left(\frac{R_{o}^{2}}{R_{i}^{2}} - 1 \right) \frac{\sqrt{1 - \frac{11}{12}}\sin^{2}\alpha_{ih}}{\cos\alpha_{ih}} \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} - 2\frac{R_{o}^{2}}{R_{i}^{2}} f(\alpha_{ih}) \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} - \left(\frac{R_{o}^{2}}{R_{i}^{2}} - 1 \right) f(\alpha_{ih}) \right) \right] \right\}, \tag{10}$$

где

$$f(\alpha_{ih}) = \frac{1}{\sin^2 \alpha_{ih}} \left[1 - \cos \alpha_{ih} \sqrt{1 - (11/12) \sin^2 \alpha_{ih}} + \frac{1}{\sqrt{132}} \ln \frac{1 + \sqrt{(11/12)}}{\sqrt{11/12} \cos \alpha_{ih} + \sqrt{1 - (11/12) \sin^2 \alpha_{ih}}} \right],$$
(10a)

 $lpha_{\it ih}$ — полуугол конуса поверхности раздела $\Gamma_{\it oc}$ при пропорциональном течении изделия, т.е. когда выполняется условие: $\dfrac{R_{\it fi}}{R_{\it f}} = \dfrac{R_{\it i}}{R_{\it o}}$. Принимаем, что $lpha_{\it i} = lpha_{\it ih}$.

Мощность деформации сдвига в сердечнике

$$\dot{W}_{sc} = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_{oc} \int_{0}^{\alpha_{i}} v_{o} \sin \theta (2\pi r_{oi} \sin \theta) r_{oi} d\theta =$$

$$= \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_{oc} v_{fo} R_{f} \left(\frac{R_{i}}{R_{o}}\right)^{2} \left\{ \frac{\alpha_{ih}}{\sin^{2} \alpha_{ih}} - \operatorname{ctg} \alpha_{ih} + \right.$$

$$+ 2 \frac{e}{R_{0}} \left\langle \frac{R_{o}}{R_{i}} \frac{R_{o}}{R_{f}} \left(\frac{R_{i}}{R_{o}} - 1\right) \frac{\operatorname{tg} \alpha_{ih} - \alpha_{ih}}{\sin^{2} \alpha_{ih}} +$$

$$+ \varepsilon \left[\operatorname{ctg} \alpha_{ih} - \left(\frac{R_{o}}{R_{i}}\right)^{2} \frac{\alpha_{ih}}{\sin^{2} \alpha_{ih}} + \frac{(R_{o}/R_{i})^{2} - 1}{\sin \alpha_{ih} \cos \alpha_{ih}} \right] \right\rangle.$$
(11)

Внутренняя мощность однородной деформации оболочки

$$\dot{W}_{is} = \frac{\sigma_{oo}}{\sqrt{3}} \int_{\alpha_{i} \gamma_{0}^{*}}^{1} \sqrt{2 \dot{\varepsilon}_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}} 2 \pi (r \sin \theta + e) r dr d\theta = \\
= 2 \pi \sigma_{oo} V_{fo} R_{f}^{2} \left\{ \left[f(\alpha) - f(\alpha_{ih}) \left(\frac{R_{i}}{R_{o}} \right)^{2} \right] \ln \left(\frac{R_{o}}{R_{f}} \right)^{2} + \\
+ \frac{e}{R_{o}} \left\langle 2 \left[\frac{R_{i}}{R_{o}} \left(1 - \frac{R_{i}}{R_{o}} \right) - \varepsilon \left(1 - \frac{R_{i}^{2}}{R_{o}^{2}} \right) \right] \frac{\sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^{2} \alpha_{ih}}}{\cos \alpha_{ih}} \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} + \\
+ \left(\varepsilon - 2 \frac{R_{o}}{R_{f}} \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} \right) \left[f(\alpha) - f(\alpha_{ih}) \left(\frac{R_{i}}{R_{o}} \right)^{2} \right] + \\
+ \frac{1}{\sin \alpha} \left[\frac{7}{66} \left(\frac{R_{o}}{R_{f}} - 1 \right) - \frac{1}{66} \frac{R_{o}}{R_{f}} \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} \right] F + \\
+ \frac{1}{\sin \alpha} \left[\frac{8}{11} \left(\frac{R_{o}}{R_{f}} - 1 \right) + \frac{24}{11} \frac{R_{o}}{R_{f}} \ln \frac{R_{o}}{R_{f}} \right] E - \\
-2 \varepsilon \left[\frac{\sin \alpha \left(\cos \alpha_{ih} + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^{2} \alpha_{ih}} \right)}{\sin \alpha_{ih} \left(\cos \alpha + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \cos^{2} \alpha_{ih}} \right)} - \\
- \sqrt{\frac{11}{12}} \ln \frac{\sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^{2} \alpha} - \sqrt{\frac{11}{12} \cos \alpha_{ih}}}{\sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^{2} \alpha_{ih}} - \sqrt{\frac{11}{12} \cos \alpha_{ih}}} \right) \right\rangle, \tag{12}$$

где $f(\alpha)$ определяется по уравнению (10a) при замене α_{ih} на α ,

$$F = \int_{0}^{\alpha} \frac{d\theta}{\sqrt{1 - (11/12)^{2} \sin^{2} \theta}} - \int_{0}^{\alpha_{ih}} \frac{d\theta}{\sqrt{1 - (11/12)^{2} \sin^{2} \theta}};$$

$$E = \int_{0}^{\alpha} \sqrt{1 - (11/12)^{2} \sin^{2} \theta} d\theta - \int_{0}^{\alpha_{ih}} \sqrt{1 - (11/12)^{2} \sin^{2} \theta} d\theta.$$

Мощность деформации сдвига в оболочке \dot{W}_{so} равна сумме мощностей деформации сдвига на поверхностях разрыва скоростей Γ_{2o} и Γ_{1o}

$$\dot{W}_{so} = \dot{W}_{\Gamma_{2a}} + \dot{W}_{\Gamma_{1a}}, \tag{13}$$

которые определяются как

$$\begin{split} \dot{W}_{\Gamma_{1o}} &= \frac{\sigma_{oo}}{\sqrt{3}} \int_{\alpha_{i}}^{\alpha} (v_{o} \sin \theta) 2\pi (r_{oo} \sin \theta + e) r_{oo} d\theta = \\ &= \frac{\pi}{\sqrt{3}} \sigma_{oo} v_{fo} R_{f}^{2} \left\{ \frac{2\alpha - \sin 2\alpha}{4\sin^{2} \alpha} - \frac{2\alpha_{ih} - \sin 2\alpha_{ih}}{4\sin^{2} \alpha_{ih}} + \right. \\ &+ \frac{e}{R_{o}} \left\langle \frac{R_{i}}{R_{o}} \left(\frac{R_{o}}{R_{f}} - \frac{R_{i}}{R_{f}} \right) \operatorname{ctg} \alpha_{ih} - \left. \left(1 - \frac{R_{i}^{2}}{R_{o}^{2}} \right) \operatorname{tg} \alpha_{ih} \right. \right. \\ &\left. \dot{W}_{\Gamma_{2o}} = \frac{\sigma_{os}}{\sqrt{3}} \int_{\alpha_{i}}^{\alpha} |v_{os} \sin (\theta - \psi) + \right. \\ &+ v_{fs} \frac{r_{fs} (r_{fs} \sin \theta + e)}{r_{oo}^{2} (r_{oo}^{*} \sin \theta + e)} \cos \theta \sin \psi \left. \left(2\pi (r_{oo}^{*} \sin \theta + e) r_{oo}^{*} d\theta \right. \right. \\ &= \frac{2\pi}{\sqrt{3} \sin^{2} \alpha} \sigma_{oo} v_{fo} R_{f}^{2} \left\{ \frac{(2\alpha - \sin 2\alpha)}{4\sin^{2} \alpha} - \frac{2\alpha_{ih} - \sin 2\alpha_{ih}}{4\sin^{2} \alpha_{ih}} + \right. \\ &+ \frac{e}{R_{o}} \left\langle \frac{R_{i}}{R_{o}} \left(2\frac{R_{o}}{R_{f}} - \frac{R_{i}}{R_{f}} - 1 \right) \operatorname{ctg} \alpha_{ih} - \right. \\ &- \left. \left. \left(\alpha - \alpha_{ih} \right) \left(\frac{R_{o}}{R_{f}} \frac{1}{\sin^{2} \alpha} 2\epsilon \right) + \right. \\ &+ \left. \left. \left. \left(\frac{R_{i}}{R_{o}} \right) \operatorname{tg} \alpha_{ih} - \epsilon \left(1 - \frac{R_{i}^{2}}{R_{o}^{2}} \right) \operatorname{tg} \alpha_{ih} \right) \right\}, \end{split}$$

где ψ — угол между плоскостью, нормальной к поверхности Γ_{1o} и радиальным направлением в тороидальной системе координат, т.е.

$$\psi = \operatorname{arctg} \left\{ \frac{1}{r_{fo}^*} \frac{dr_{fo}^*}{d\theta} \right\}; \; r_{oo}^*(\theta, \; e, \; \varepsilon) = \frac{R_f - e}{\sin \alpha_i} \; \text{при } \theta = \alpha_i \, .$$

Потери мощности на трение между оболочкой и поверхностью волоки

$$\dot{W}_{fo} = \frac{\sigma_{oo}}{\sqrt{3}} \mu \int_{r_{fo}}^{(r_{ro}^*)_{\theta=\alpha}} |(v_{ro})_{\theta=\alpha}| 2\pi (r \sin \theta + e) dr, \quad (14a)$$

где $(r_{ro}^*)_{\theta=\alpha}$, $|(v_{ro})_{\theta=\alpha}|$ определяются уравнениями (6) и (3) при $\theta=\alpha$.

Окончательно

$$\dot{W}_{fo} = \frac{2}{\sqrt{3}} m \pi \sigma_{oo} R_f^2 \operatorname{ctg} \alpha \times \left\{ \ln \frac{R_o}{R_f} + \frac{e}{R_o} \left(\frac{R_o}{R_f} - 1 - \frac{R_o}{R_f} \ln \frac{R_o}{R_f} \right) \right\}.$$
(14b)

Потери мощности на трение в калибрующем пояске волоки

$$\dot{W}_{f} = \frac{2}{\sqrt{3}} \mu \pi \sigma_{oo} \mathbf{v}_{fo} R_{f}^{2} \left(\frac{L}{R_{f}} \right) =$$

$$= \frac{2}{\sqrt{3}} m \pi \sigma_{oo} \mathbf{v}_{oo} R_{o}^{2} \left(\frac{L}{R_{f}} \right) \left(1 + 2 \frac{e}{R_{o}} \right). \tag{15}$$

Мощность деформации сдвига на границе раздела поверхностей оболочки и сердечника

$$\dot{W}_{int} = m \left| \int_{\Gamma_{co}} \tau v_{ro} ds_1 - \int_{\Gamma_{co}} \tau v_{rc} ds_2 \right|, \tag{16}$$

где $ds_1 = 2\pi (r \sin \alpha_i + e) dr$; $ds_2 = 2\pi r \sin \alpha_i dr$.

Касательное напряжение $\tau = \min(\sigma_{oo}, \sigma_{oc})$ определяется нижней оценкой

$$\frac{\sigma_{oo}}{\sqrt{3}}$$
 и $\frac{\sigma_{oc}}{\sqrt{3}}$.

Таким образом,

$$(\sigma_{oo}\,,\,\sigma_{oc}\,)_{\min} = \begin{cases} \sigma_{oo} & \text{при} & \sigma_{oo} < \sigma_{oc} \\ \sigma_{oc} & \text{при} & \sigma_{oc} < \sigma_{oo} \end{cases} .$$

Окончательное решение уравнения (16) В. Авитцур представляет в следующем виде:

$$\dot{W}_{int} = \frac{2\pi}{\sqrt{3}} m v_{fo} R_f^2 \min[\sigma_{oo}, \sigma_{oc}] \operatorname{ctg}\alpha_{ih} \times \left| \frac{e}{R_o} \frac{R_i}{R_f} \left(1 - \ln \frac{R_o}{R_f} \right) - \frac{R_i}{R_o} + 2\varepsilon \ln \frac{R_o}{R_f} \right|.$$
(17)

В рамках данной статьи все составляющие общего потребления мощности вычисляли с помощью компьютерной программы Mathcad. При расчете Φ НД биметаллического изделия приняли, что $\dot{W}_{\text{одн}} = \dot{W}_{ic} + \dot{W}_{is}$. Кроме того, был проведен анализ не-

однородности деформации по отдельности сердечника и оболочки биметаллического изделия.

Экспериментальное волочение биметаллических изделий. Экспериментальному исследованию при волочении были подвергнуты три вида биметаллических изделий, сформированных путем размещения проволочного сердечника диаметром 3 мм в специально подготовленную оболочку — трубку с содержанием меди не ниже 99,97 %, наружным и внутренним диаметром 4,95 и 3,25 мм соответственно после очистки и обезжиривания граничных поверхностей оболочки и сердечника. Фиксация сердечника в оболочке путем острения заправочного конца оболочки на острильной машине с последующей затяжкой его в твердосплавную волоку для последующего волочения.

В первом проходе волочения устранялся зазор между сердечником и оболочкой биметаллического изделия и происходила частичная деформация сердечника. Дальнейшее волочение осуществлялось по маршруту, указанному в таблице.

В качестве технологической смазки для волочения применяли пчелиный воск, наносимый на поверхность проволоки путем погружения заготовки непосредственно перед волочением в ванну с его расплавом.

Для проведения экспериментальных исследований волочения биметаллических изделий использовали комплекс АСНИ (автоматизированная система научных исследований) на базе разрывной испытательной машины 2166 Р5 силой 5 кН. На этой же машине проводили испытания проволоки на растяжение для определения по диаграмме растяжения физического и условного предела текучести, временного сопротивления и относительного удлинения.

Аппаратную базу АСНИ составляет ПК типа Intel Pentium 4 и аналогово-цифровой преобразователь на базе многофункциональной платы обработки сигналов фирмы Advantech типа PCI 1711/1731. С помощью программы MATLAB для каждого прохода волочения получали график изменения силы волочения во времени и проводили статистическую обработку экспериментальных данных.

Основной целью исследований по волочению биметаллических изделий являлось не только определение ряда данных, необходимых для расчета неоднородности деформации, как функции основных параметров процесса. К таким данным, прежде всего, относятся диаметр сердечника до и после каждого прохода волочения. Приняли, что внутренний диаметр оболочки равен диаметру сердечника.

Важно было также выявить технологические особенности при совместном деформировании разнородных материалов. Для этой цели были подготовлены три сердечника в виде проволоки из титана, меди и алюминия. Таким образом, имеем три комбинации биметаллического изделия при одних и тех же линейных размерах; варьируемым параметром, характеризующим материал, является напряжение пластиче-

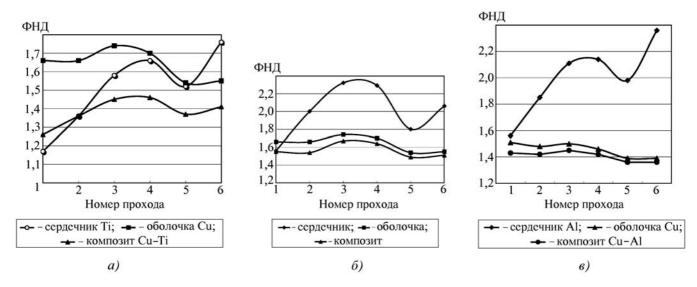


Рис. 2. Изменение ФНД по переходам при волочении биметаллического композита: $a-\mathrm{Cu-Ti};\ \delta-\mathrm{Cu-Cu};\ \epsilon-\mathrm{Cu-Al}$

ского течения как сердечника, так и оболочки. Для биметаллического изделия Cu—Ti имеем $\sigma_{oo} < \sigma_{oc}$, для Cu—Cu — $\sigma_{oo} = \sigma_{oc}$ и для Cu—Al — $\sigma_{oo} > \sigma_{oc}$.

Отметим, что все составляющие биметаллического изделия предварительно были подвергнуты вакуумному отжигу. Приняли, что напряжение пластического течения для каждого обжатия равно пределу текучести, определяемому как среднегеометрическое его значений до и после волочения. По экспериментальным данным, полученным при испытаниях на растяжение проволоки разных диаметров для Ті, Си и АІ, были построены аналитические зависимости типа $\sigma_o = f(\delta)$, где δ — относительное обжатие. Эти зависимости, как и другие экспериментальные данные, использовались для аналитических расчетов неоднородности деформации по приведенным выше формулам, результаты которых приведены на рис. 2.

Анализ экспериментально-аналитических данных. Анализ данных показывает, что на неоднородность деформации при волочении круглых профилей в первую очередь влияют частное обжатие, угол рабочего конуса волоки, величина отношения σ_{oo} и σ_{oc} , условия трения в очаге деформации и сцепление граничных поверхностей сердечника и оболочки.

При небольших обжатиях (δ < 10...15 %) и в случае σ_{oo} < σ_{oc} (см. рис. 2, a) в оболочке наблюдается более высокая неоднородность деформации, чем в сердечнике. Но при δ = 26,1 % (проход № 6) неоднородность деформации в сердечнике превышает ее значение в оболочке. Кроме того, удлинение оболочки значительно больше удлинения сердечника.

Например, при базовой первоначальной длине композита Cu—Ті примерно 400 мм в первом проходе волочения происходит образование в оболочке концевого канала без сердечника. Фиксация длины канала показала, что во втором проходе его абсолютная длина

составляет около 19 мм, в третьем проходе — 24 мм, в четвертом — 26 мм, в пятом — 31 мм. Объяснение этому явлению следует искать в более высокой прочности сердечника и достаточно большой толщине оболочки.

Если $\sigma_{oo} = \sigma_{oc}$ и $\sigma_{oo} > \sigma_{oc}$ (см. рис. $2, \delta, \epsilon$), то неоднородность деформации в сердечнике больше, чем в оболочке на всех проходах волочения. При этом неоднородности деформации оболочки и композитного изделия в целом имеют близкие значения. Важно отметить более высокую неоднородность деформации у сердечника из алюминия.

Напряжение пластического течения меди выше, чем у алюминия. Преобладание растягивающих напряжений в зоне сердечника приводит к большему его удлинению, чем оболочки. Поэтому часть сердечника уже при первом проходе обнажается и длина непо-

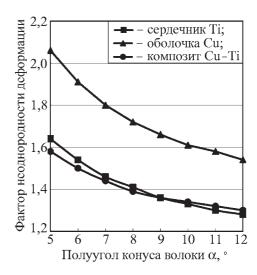


Рис. 3. Зависимость фактора неоднородности деформации от полуугла рабочего конуса волоки

Параметр	Номер прохода						
	1	2	3	4	5	6	
Диаметр, мм:							
начальный	4,95	4,57	4,21	3,90	3,59	3,13	
конечный	4,57	4,21	3,90	3,59	3,13	2,69	
Обжатие, %:							
за проход	14,8	15,1	13,7	15,7	24,0	26,1	
суммарное	14,8	27,7	37,6	48,0	60,0	70,5	

Маршрут волочения биметаллической проволоки и обжатия по проходам

крытой части сердечника при последующих проходах увеличивается. В данном случае приращение удлинения сердечника композита Cu—Al значительно ниже приращения оболочки композита Cu—Ti. Таким образом, более мягкий сердечник получает более высокую деформацию удлинения в сравнении с медной оболочкой.

Можно предположить, что важную роль играет и сцепление граничных поверхностей сердечника и оболочки. В случае более мягкого сердечника силы сцепления граничных поверхностей ниже, чем в случае с композитами Cu—Ti и Cu—Cu. Необходимо учитывать также и соотношение размеров поперечного сечения оболочки и сердечника.

Влияние полуугла рабочего конуса волоки на неоднородность деформации при волочении биметаллического изделия Си—Ті на примере второго прохода приведено на рис. 3. Это влияние достаточно существенное, например, для оболочки изменение угла α от 5 до 12° снижает неоднородность деформации на 25,2 %, для сердечника и изделия в целом снижение составит примерно 18 и 22 % соответственно.

Учет трения при волочении биметаллических изделий на неоднородность деформации также необходим. Такой вывод позволили сделать эксперименты по применению различных смазок. Жидкие смазки на основе минеральных масел обеспечивают при волочении лучшие условия смазывания контактных поверхностей, чем применение пчелиного воска. При прочих равных условиях сила волочения уменьшается на 15...20 %, что приводит к снижению коэффициента трения. Последующие расчеты показали, что фактор трения обусловливает до 15...20 % величины фактора неоднородности деформации.

Выводы

1. Для процесса волочения биметаллической проволоки и прутков на основе решений В. Авитцура о течении материала в коническом сходящемся канале разработан количественный показатель оценки неоднородности деформации всего изделия и сердечника, и оболочки по отдельности.

- 2. Неоднородность деформации при волочении осесимметричных биметаллических изделий определяется величиной обжатия за проход, полууглом рабочего конуса волоки, прочностью связи граничных поверхностей сердечника и оболочки, соотношением прочностных свойств сердечника и оболочки, условиями трения на границе волока—оболочка и отношением размеров сечения сердечника и оболочки.
- 3. Для установления оптимальных маршрутов волочения осесимметричных биметаллических изделий с точки зрения обеспечения минимальной неоднородности деформации необходимо осуществлять математическое моделирование по приведенным выше формулам с варьированием всех вышеперечисленных параметров. Реализация данного подхода требует установления ряда зависимостей, таких как напряжение пластического течения, изменение размеров сечения оболочки и сердечника от суммарной общей деформации композита экспериментальным путем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Коликов А.П., Крупин А.В., Полухин П.И. и др. Технология и оборудование для обработки тугоплавких порошковых и композитных материалов. М.: Металлургия, 1989. 384 с.
- 2. **Kazeminezhad M.** // J. Mater. Proc. Technol. 199 (2008). P. 230–233.
- 3. **Kazeminezhad M.** // Journal Computer-Aided Mater. Des. (2007) 14. P. 435–446.
- 4. **Битков В.В.** // Известия вузов. Цветная металлургия. 2008. № 6. С. 37—42.
- 5. **Avitzur B.** // Wire Journal Int. Aug. 1979. Vol. 3. № 8. P. 42–49.
- 6. Avitzur B., Wu R., Talbert S. and Chou Y.T. // ASME Journal of Engineering for Industry. Aug. 1982. Vol. 104. P. 293–304.
- 7. **Avitzur B., Wu R., Talbert S. and Chou Y.T.** // ASME Journal of Engineering for Industry. Aug. 1986. Vol. 108. P. 133–140.

Владимир Викторович Битков, канд. техн. наук, lsm@imash.uran.ru

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ

МАТЕРИАЛЫ



УДК 669.131:621.78

К.В. Макаренко (Брянский государственный технический университет)

Особенности образования бейнитных структур в чугунах при непрерывном охлаждении

Изучено влияние термической обработки на особенности структурных превращений в чугунах с шаровидным графитом. Исследована взаимосвязь температуры нагрева с аустенизацией и структурными превращениями в бейнитной области при непрерывном охлаждении. Сделаны выводы и даны рекомендации по оптимизации технологических режимов термической обработки, применяемой для получения бейнитных структур в чугунах.

Influence of thermal treatment on features of structural transformations in spheroidal graphite irons is studied. The interrelation of heating temperature on austenitisation with structural transformations in bainitic areas is investigated at continuous cooling. Conclusions are made and recommendations on optimization of technological modes of the thermal treatment used for reception of bainitic structures in cast irons are given.

Ключевые слова: чугун с шаровидным графитом; бейнитное превращение; аусферрит; нормализация.

Keywords: spheroidal graphite iron; bainitic transformation; ausferrit; normalizing.

Введение. Бейнитные структуры, образующиеся в чугунах с шаровидным графитом (ЧШГ), характеризуются большим морфологическим и фазовым многообразием, что сказывается на свойствах изделий. Наиболее распространенным способом получения бейнитных структур в чугунах является изотермическая закалка. Такая технология исторически сформировалась из методики исследования превращения аустенита в стали, предложенной К. Бейном и Е. Девенпортом.

Изотермическая закалка состоит из двух этапов: аустенитизации и собственно закалки, которая заключается в выдержке изделий в предварительно нагретых до заданных температур соляных или легкоплавких металлических ваннах. В зависимости от температуры изотермической закалки в области промежуточного превращения можно получать различные разновидности бейнитных структур. Например, после изотермической закалки чугуна при температурах верхней области промежуточного превращения диаграммы изотермического распада аустенита (кривая охлаждения I на рис. 1) формируется верхний бейнит, который характеризуется перистым строением.

Нижний бейнит морфологически близок мартенситу (кривая охлаждения II, см. рис. 1), но отличается от него включениями дисперсной карбидной фазы, которая выделяется вдоль определенных кристаллографических плоскостей α -фазы. Выделение карби-

дов происходит на второй стадии бейнитного превращения и обусловлено внутренними напряжениями и диффузией углерода, который в отличие от мартен-

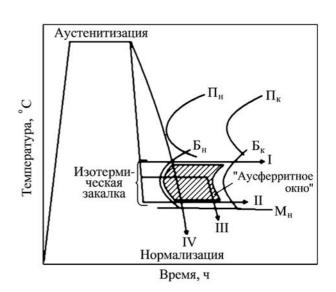


Рис. 1. Режимы охлаждения для получения разнообразных бейнитных структур:

 $\Pi_{_{
m H}}$ и $\Pi_{_{
m K}}$ — соответственно начало и конец перлитного превращения; $B_{_{
m H}}$ и $B_{_{
m K}}$ — соответственно начало и конец бейнитного превращения; $M_{_{
m H}}$ — начало мартенситного превращения

ситного превращения при температурах бейнитного превращения сохраняет подвижность.

При повышенном содержании в чугуне графитизирующих элементов, таких как Si, Ni, Al, стадия карбидообразования может быть подавлена, в этом случае возникает аусферрит — безкарбидный бейнит, состоящий из метастабильного аустенита и игольчатого феррита, образовавшегося по мартенситному механизму. Именно аусферритная структура обеспечивает высокие механические и эксплуатационные свойства ЧШГ, которые позволяют ему конкурировать с упрочненными сталями [1]. При получении такой структуры необходимо строго соблюдать режим термической обработки на этапе изотермической выдержки изделий в закалочной ванне.

На диаграмме изотермического распада аустенита ЧШГ существует "аусферритное окно", которое представляет собой температурно-временную область, в которую необходимо попасть, для того чтобы гарантированно обеспечить получение аусферритной структуры (кривая охлаждения III, см. рис. 1). В случае превышения времени выдержки при температурах "аусферритного окна" развивается вторая стадия бейнитного превращения, что приводит к выделению карбидов, уменьшению остаточного аустенита и, как следствие, снижению пластических свойств.

При непрерывном охлаждении в процессе нормализации (кривая охлаждения IV, см. рис. 1) в структуре легированных чугунов образуется зернистый бейнит. Такой атермический бейнит обычно характеризуется низким уровнем механических свойств и, как правило, неравномерностью структурных зон по сечению изделий [2].

Однако глубоких исследований процесса получения бейнитных структур в чугунах при непрерывном охлаждении не проводилось. Теоретический анализ Г.И. Сильмана [3] показал, что при оптимальном легировании и определенной скорости охлаждения в чугунах возможно получение аусферритной структуры непосредственно после нормализации.

Помимо рассмотренных выше разновидностей бейнитных структур в изделиях возможно образование инверсного, "перлитного" и других видов бейнита [4], которые могут возникнуть по причине ликвации легирующих элементов или отклонений в режиме охлаждения при термической обработке или из литого состояния.

Как следует из краткого обзора, наибольшее внимание при получении бейнитных структур уделяется температуре и времени выдержки чугунов при изотермической закалке, при этом игнорируется нормализация, которая является сравнительно простым и дешевым способом повышения свойств изделий.

Цель данной работы — установление взаимосвязи между легированием, температурой аустенитизации и бейнитным превращением в чугунах при непрерывном охлаждении.

Методика проведения исследований. При исследовании влияния термической обработки на процессы структурообразования выбирали такие параметры, которые позволили бы всесторонне оценить взаимосвязь режимов нагрева—охлаждения с процессами структурообразования и морфологическими особенностями получаемых структур.

В качестве контролируемых параметров при исследовании процессов термообработки были взяты температура нагрева и время выдержки образцов при аустенитизации и различные способы охлаждения. Режимы термических обработок образцов из ЧШГ приведены в таблице. Результаты металлографических исследований использованы для оптимизации режимов упрощенной термической обработки деталей из ЧШГ в целях стабильного получения в них структуры аусферрита.

Термическую обработку осуществляли в камерных электрических печах СНОЛ-1,6.2,5.1/11-И2. Для исследования использовали образцы диаметром 25 мм и толщиной 5...7 мм. Изотермическую закалку проводили в оловянно-свинцовистой ванне. При изотермической выдержке образцы дополнительно нагружали

Режимы термической	ofnofores	ofnonion	HO HATTAILO	H HV TROPHOOTI
Режимы термической	оораоотки	ооразцов	из чугуна	и их твердость

Номер режима	Название	Аустенитизация		V.	Твердость НВ	
термообработки		$T_{\rm ayc}$, °C	т _{аус} , мин	Условия охлаждения		
_	Литое состояние				310	
1	Изотермический отжиг	920	25	С печью до $T_{\text{печ}} = 680^{\circ}\text{C}$, выдержка $\tau_{\text{печ}} = 30$ мин; последующее охлаждение с печью до комнатных температур	200	
2	Закалка	920	10	В воде	680	
3		950	60	11	477	
4	Нормализация	920	12	На воздухе	555	
5	Изотермическая закалка	950	35	В оловянной ванне $T_{\rm ван}=320~{\rm ^{\circ}C},$ выдержка $\tau_{\rm ван}=20$ мин, последующее охлаждение в воде	532	

до полного погружения в расплав специально изготовленными приспособлениями.

Для сокращения влияния химического состава на структурные превращения, протекающие в процессе термообработки, образцы изготовляли из отливок одной плавки со средним химическим составом, % мас.: 3,2 C; 1,66 Si; 0,3 Mn; 0,07 P; 0,018 S; 0,045 Mg; 0,18 Mo; 0,62 Ni; 0,54 Cu; 0,2 Cr; остальное — Fe.

Травление образцов проводили 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты. Для изучения металлографических шлифов использовали компьютеризированный аналитический комплекс, организованный на базе металлографического инвертированного микроскопа Leica DM.

Результаты исследований и их обсуждение. Литая структура (рис. 2, *a*) исследуемого чугуна представлена перлитно-цементитной металлической матрицей со смешанными включениями графита компактной и шаровидной формы. Вид исходной структуры был выбран неслучайно, наличие нескольких составляющих позволило оценить влияние разнообразных фаз исходной матрицы на процессы структурообразования, происходящие при термообработке.

Отжиг образцов из чугуна проводили для исследования процессов диффузии углерода в областях околографитовых включений. При нагреве на аустенитизацию происходит растворение графитовых включений с диффузией углерода в аустенит. При этом возникают локальные области с повышенной концентрацией углерода вокруг включений графитовой фазы. При охлаждении образцов с печью графитовые включения растут за счет обратной диффузии к ним углеро-

да. Прямой и обратный процесс диффузии углерода по отношению к графитовым включениям лимитируется предельной растворимостью углерода в аустените при различных температурах и концентрацией легирующих элементов, в частности кремния.

Конечная структура чугуна после изотермического отжига представлена феррито-сорбитной структурой (см. рис. 2, δ). При этом цементитная составляющая сорбита в процессе отжига коагулировалась, что привело к повышению дисперсности эвтектоида и формированию сорбита отпуска. Области у графитных включений имеют ферритную структуру, так называемую структуру "бычьего глаза".

Возникновение такой структуры из литого состояния объясняют обратной эвтектической ликвацией кремния в процессе кристаллизации. Получение такой структуры при термической обработке обусловлено обратной диффузией углерода к графитовым включениям из аустенита с выделением вторичной фазы. При этом весь углерод не успевает продиффундировать к графиту, сохранившийся высокоуглеродистый аустенит при медленном охлаждении превращается в сорбит отпуска.

Особый интерес для получения бейнитных структур в чугунах представляет нормализация, обладающая как вид термической обработки высоким технологическим потенциалом. По сравнению с изотермической закалкой этот процесс не требует дорогостоящих солей или легкоплавких сплавов, долговременного поддержания заданной температуры в закалочной ванне, он экономически выгоднее и экологически безопаснее.

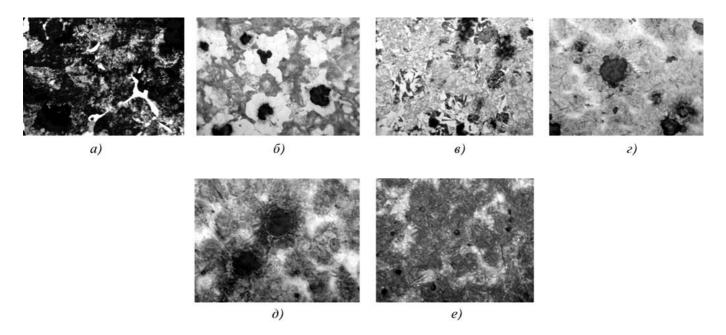


Рис. 2. Микроструктура образцов из чугуна в соответствии с режимом термической обработки, приведенным в таблице (×500): a — литое состояние; δ — изотермический отжиг (режим № 1); ϵ — нормализация (режим № 3); ϵ — нормализация (режим № 2); ϵ — изотермическая закалка (режим № 5)

При исследовании влияния непрерывного охлаждения на процессы структурообразования в чугунах образцы выдерживали при разных температурах аустенитизации. Такой подход позволил провести сравнительный анализ и оценить влияние температуры нагрева на аустенитизацию и получаемые структуры в ЧШГ. Образцы после выдержки при температурах аустенитизации охлаждались на воздухе в идентичных условиях. Микроструктура образцов после соответствующих режимов термообработки представлена на рис. 2, в и г (режимы термообработки № 3 и 4 в таблице соответственно).

Контроль твердости свидетельствует о том, что структура матрицы чугуна при термообработке № 4 более твердая, чем при термообработке № 3. Структура чугуна, полученная после нормализации по режиму № 4, сходна со структурой, наблюдаемой в образцах после изотермической закалки по режиму № 5 (см. рис. 2, e). Игольчатое строение и сравнительно высокая твердость позволяют идентифицировать структуру, наблюдаемую в образцах термически обработанных в соответствии с режимами № 4 и 5, как аусферрит.

Области на шлифе с пониженной травимостью указывают на повышенную концентрацию в них легирующих элементов, что позволяет сделать предположение о присутствии в этих участках до термообработки легированного цементита. Сравнительно низкая температура нагрева на аустенитизацию и малое время выдержки не позволяли полностью реализоваться процессам диссоциации цементита и гомогенизации аустенита.

Локально области наследуют повышенную концентрацию легирующих элементов (Cr, Mn, Mo), присутствующих в легированном цементите. Такое отклонение в химическом составе матрицы приводит к изменениям в процессах превращения и сказывается на повышении стабильности остаточного аустенита в областях, ранее занятых легированным цементитом. Такая характерная особенность наблюдается и в закаленных образцах (см. рис. 2, ∂).

Структура чугуна, соответствующая термической обработке № 3 (см. рис. 2, в), относится к смешанной металлической матрице, состоящей из пробейнитного феррита, троостита и аусферрита. Структура образцов, охлажденных от температуры 950 °С, формируется в несколько стадий, отличающихся механизмами превращения.

Так как структурообразование при непрерывном охлаждении происходит в интервале температур, то на начальной стадии, когда еще диффузия углерода развивается интенсивно, происходит обезуглероживание аустенита и выделяется пробейнитный феррит. В этом случае превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ реализуется диффузионным путем. Диффундирующий из феррита углерод насыщает аустенит и при более низких температурах превращения, когда диффузия легирующих элементов снижается, в этих участках формируется троостит. В структуре образцов, как правило, троостит распола-

гается в пространствах между зернами пробейнитного феррита, что указывает на вторичность процессов его структурообразования.

Из той части аустенита, из которой не успел выделиться троостит, формируется аусферрит, в котором ферритные включения образовались в результате бездиффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения по мартенситному механизму.

Во всех случаях большую роль в процессах превращения играют графитовые включения. В околографитовых областях, как правило, наблюдается более однородная структура, что объясняется интенсивными диффузионными процессами, протекающими аналогично тем, которые прослеживаются при графитизурующем отжиге.

При изучении структур образцов, подвергнутых нормализации от различных температур нагрева на аустенитизацию, наблюдается значительный контраст в морфологических особенностях микроструктур. Для объяснения процессов, происходящих при нормализации, рассмотрим схему термокинетических диаграмм превращения аустенита (рис. 3).

Кривая 2 демонстрирует процесс охлаждения при нормализации от 950 °C (термообработка № 3), а кривая 1 — нормализацию от 920 °C (термообработка № 4). В случае термообработки по режиму № 3 аустенит будет более насыщен углеродом и гомогенизирован по легирующим элементам, чем в образце после нормализации по режиму № 4. Это объясняется более высокими температурами, гораздо более длительной выдержкой на аустенитизацию и как следствие более развитой диффузией углерода и легирующих элементов, что в соответствии с теорией фазовых превращений, происходящих в твердом состоянии в железоуглеродистых сплавах, влечет за собой два явления.

Во-первых, при повышении содержания углерода в γ -растворе его устойчивость повышается (Эн-

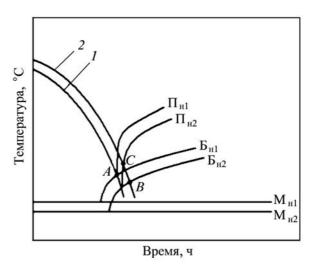


Рис. 3. Схема термокинетических диаграмм распада аустенита в чугунах после нормализации по режиму № 4 (1) и 3 (2)

тин Р.И. Превращения аустенита в стали. М.: Металлургиздат, 1960. 254 с.), что приводит к сдвигу всех линий начала структурных превращений вправо. Во-вторых, увеличение количества углерода в аустените приводит к понижению температуры начала мартенситного превращения (Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.), т.е. область бейнитного превращения опускается ниже вместе с линией начала мартенситного превращения.

Смещение области бейнитного превращения объясняется тем, что зарождение бейнитного феррита происходит сдвиговым (мартенситным) способом. Зарождение в высокоуглеродистом аустените бейнитного феррита затруднено, в таких условиях диффузия углерода возможна при более низких температурах благодаря увеличению его концентрации в аустените. В доэвтектоидных сталях данное явление проявляется не столь явно в отличие от чугунов и заэвтектоидных сталей, где насыщение аустенита углеродом при нагреве выше температур эвтектоидного превращения происходит за счет растворения высокоуглеродистых фаз — графита и/или цементита.

На рис. 3 кривые 1 и 2 параллельны друг другу, это объясняется идентичными условиями охлаждения при нормализации. Точка A является условной точкой пересечения линии начала бейнитного превращения при термообработке № 4 и располагается в средней части бейнитной области, которая характеризуется низкой скоростью углерода, что приводит к формированию в структуре чугуна аусферрита. Точка B определяет место пересечения кривой охлаждения 2 области бейнитного превращения $B_{\rm H2}$. Но при этом кривая охлаждения ранее пересекает область перлитного превращения в точке C, что объясняет появление в структуре образцов чугуна троостита.

Точка *В* располагается в верхней части области, при этом линия охлаждения пересекает "аусферритное окно", что обусловливает возникновение аусферрита в структуре чугуна. Растущие кристаллы феррита оттесняют углерод в аустенит, и при последующем охлаждении он трансформируется по мартенситному механизму. Таким образом, полученные структуры в образцах одинакового химического состава и подвер-

женных одинаковым видам термообработки определяются температурой аустенитизации и временем выдержки при этих температурах.

Выявленные закономерности позволили разработать технологический процесс получения в чугунах с шаровидным графитом аусферритной металлической матрицы по упрощенной методике в процессе непрерывного охлаждения без использования изотермической закалки.

Выводы

- 1. Процессы структурообразования в чугунах, подвергнутых различным видам термообработки, зависят от фазового состава исходной металлической матрицы и распределения графитовой фазы в чугуне.
- 2. Получение аусферритной структуры в чугунах возможно при непрерывном охлаждении с использованием оптимальных температурно-временных режимов аустенитизации.
- 3. Разработан технологический процесс получения изделий из экономнолегированного ЧШГ по упрощенной технологии с применением нормализации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Roedter H.** ADI Austempered Ductile Iron. Аустемпированный чугун // Литейщик России. 2004. № 3. С. 12—21.
- 2. **Неижко И.Г.** Принципы выбора химического состава и режимов термической обработки бейнитных чугунов / Кристаллизация и свойства высокопрочного чугуна в отливках: сб. науч. тр. // АН УССР. Ин-т проблем литья. Киев, 1990. С. 39—46.
- 3. **Сильман Г.И.** Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. Брянск: Изд-во БГИТА, 2006. 282 с.
- 4. **Bhadeshia H.K.D.H.** Bainite in steels. Transformations, microstructure and properties. Cambridge: the University Press, 2001. 454 p.

Константин Васильевич Макаренко, канд. техн. наук, makkon1@yandex.ru



УДК 621.793.18/.74:669.018.25

Т.Н. Осколкова, Е.А. Будовских, В.Е. Громов

(Сибирский государственный индустриальный университет)

Наноструктурирование поверхности карбидовольфрамовых твердых сплавов при электровзрывном легировании*

Проведено упрочнение твердого сплава путем воздействия на поверхность импульсных плазменных струй, сформированных при электрическом взрыве углеграфитовых волокон. Методами профилометрии, сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и дюрометрического анализов установлено, что обработка в низкоэнергетическом режиме без оплавления облучаемой поверхности не меняет фазового состава твердого сплава. Обработка с оплавлением приводит к сглаживанию рельефа поверхности, образованию зоны воздействия с повышенной твердостью глубиной 20...25 мкм. Упрочнение происходит за счет смены типа монокарбида вольфрама W0 в твердом сплаве на другой тип W_2 C, который обладает большей твердостью, и уменьшения величины карбида вольфрама W_2 С в поверхностном слое.

The hardening of hard alloy by influence of impulse plasma jets formed by electric explosion of carbo-graphite fiber is conducted. By profilometry, scanning electronic microscopy, X-ray crystal analysis and hardness testing it is established that treatment in low-energy condition without surface melting in exposed to jets surface does not change phase composition of hard alloy. The treatment with surface melting leads to planarization of the surface, forming the zone of influence with higher hardness $20...25 \, \mu m$ in depth. The hardening takes place thanks to the changing of one type of carbide WC in hard alloy to another type W_2C which has higher hardness, and size reduction of W_2C in surface layer.

Ключевые слова: инструмент; карбидовольфрамовые твердые сплавы; поверхностное упрочнение; электровзрывное легирование.

Keywords: instrument; WC—Co hard alloys; surface hardening; electro-explosive alloying.

Карбидовольфрамовые твердые сплавы группы ВК являются основным материалом при производстве различного инструмента. Одной из причин образования дефектов, возникающих в рабочем слое вставки из твердого сплава, является абразивный износ поверхности. Для повышения долговечности этого инструмента, уменьшения коэффициента трения, увеличения трещиностойкости на твердосплавных пластинах используют новые виды покрытий. При этом стоимость пластин из твердого сплава с покрытием возрастает на 15...20 %, в то время как стойкость инструмента повышается в 2-9 раз. В нашей стране и за рубежом ведутся исследования по созданию таких износостойких покрытий, в частности в США, около 35 % твердосплавного инструмента выпускается с покрытиями [1].

Большой резерв повышения эксплуатационной стойкости твердосплавных изделий заключается в применении поверхностных методов упрочнения, используя концентрированные потоки энергии [2—5]. Один из способов такой обработки — электровзрывное легирование (ЭВЛ) [6], который до сих пор не приме-

нялся для обработки твердых сплавов. Данный способ может быть применим для поверхностного упрочнения твердых сплавов на основе карбида вольфрама, которыми оснащают буровой и горнорежущий инструмент, а также используют при упрочнении штампов, прокатных валков, твердосплавных волок, аппаратов высокого давления.

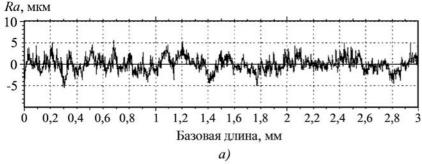
Цель настоящей работы — получение с помощью ЭВЛ на поверхности твердого сплава ВК10КС упрочненного слоя и исследование особенностей его структурного состояния.

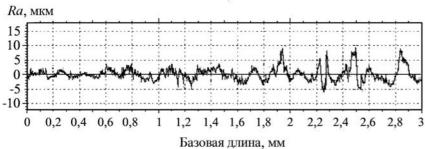
Для исследования использованы твердосплавные пластины из сплава BK10KC производства OAO "Кировоградский завод твердых сплавов", выпускаемых по ТУ 48-19-367-83.

Работа плазменного ускорителя для ЭВЛ основана на накоплении батареей импульсных конденсаторов энергии до 60 кДж и ее последующем разряде в течение 100 мкс через проводник, испытывающий при этом взрывное разрушение. Площадь облучаемой поверхности составляет 10...15 см². Способ ЭВЛ вольфрамокобальтового твердосплавного инструмента включает в себя нагрев поверхности и насыщение ее продуктами взрыва с последующей самозакалкой путем отвода тепла в глубь материала и окружающую среду.

Инструментом теплового воздействия на поверхность и источником легирующих элементов при ЭВЛ

 $^{^*}$ Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009—2013 гг., государственный контракт П-332.





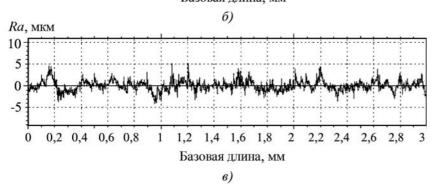


Рис. 1. Микрогеометрия сплава BK10KC, обработанного ЭВЛ по различным режимам:

a — исходный образец; δ , ϵ — образец после обработки по первому и второму режиму соответственно

является многофазная струя, сформированная из материала взрываемого проводника. В настоящей работе в качестве проводника использовали углеграфитовые волокна.

Режим обработки задавали совокупностью следующих параметров: зарядное напряжение емкостного накопителя энергии установки, диаметр внутреннего электрода и канала сопла ускорителя, расстояние от его среза до облучаемой поверхности. Первый режим обработки, при котором поглощаемая плотность мощности составляла 2,9 $\Gamma B T/m^2$, подбирали таким образом, чтобы облучаемая поверхность не испытывала оплавления. Второй исследованный режим обеспечивал оплавление поверхности при интенсивности воздействия 6,0 $\Gamma B T/m^2$.

Микрогеометрию поверхности после упрочнения изучали методом профилометрии на установке "Micro Measure 3D station". Глубину зоны плазменного воздействия, содержание легирующих элементов и осо-

бенности структуры определяли с использованием сканирующего электронного микроскопа Philips SEM 515, оснащенного микроанализатором EDAX Genesis.

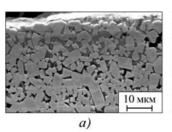
Изменение фазового состава поверхностных слоев определяли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН 2,0 в излучении K_{α} -железа. Для фазового анализа дифрактограммы снимали со скоростью движения счетчика 2 град/мин. Дюрометрические исследования проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,98 H с точностью измерений 3...7 %.

Профилометрия показала, что ЭВЛ не ухудшает качество поверхности образцов. Параметр шероховатости поверхности исходного образца составляет Ra=1,32 мкм (рис. 1). Для готовых изделий, таких как буровые коронки и комбайновые резцы, оснащенных твердосплавными пластинами, допускается Ra=2,5 мкм. После электровзрывной обработки по первому режиму Ra=1,36 мкм, а по второму -0,87 мкм (см. рис. 1). Сглаживание рельефа поверхности во втором случае следует связывать с ее оплавлением.

Сканирующая электронная микроскопия поперечных шлифов (рис. 2) показала, что при обработке твердосплавных пластин указанным способом не образуется резкой границы между упрочненным слоем и материалом основы, не приводит к образованию микротрещин на границе зоны легирования с основой сплава. Глубина измененного слоя поверхности твердого сплава, свя-

занная с уменьшением размера карбида вольфрама, составляет 20...25 мкм.

Изучение распределения элементов в сплаве ВК10КС после ЭВЛ при интенсивности воздействия $2.9~\mathrm{ГВт/m}^2$ (рис. 3, a, таблица) показало наличие углерода в поверхностном слое толщиной $1...3~\mathrm{MKM}$ в ко-



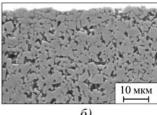


Рис. 2. Микроструктура сплава ВК10КС во вторичных электронах после ЭВЛ по различным режимам: $a-2.9~\Gamma \text{BT/m}^2;~\delta-6.0~\Gamma \text{BT/m}^2$

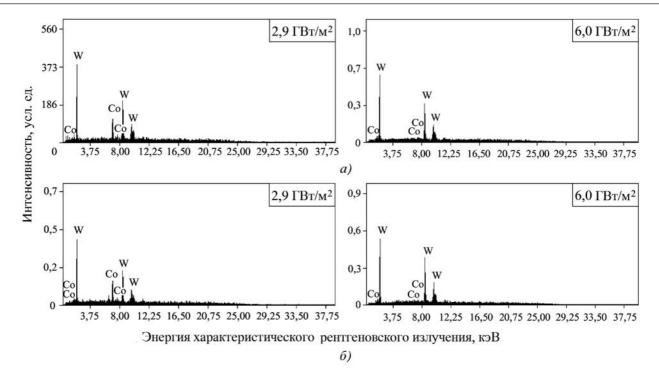


Рис. 3. Распределение элементов в сплаве ВК10КС после ЭВЛ при интенсивности воздействия 2,9 и 6,0 Γ Вт/м²: a — поверхностный слой покрытия; δ — область, соприкасающаяся с основой

личестве 2,38 % мас. Его содержание уменьшается в зоне соприкосновения с основой до 0,8 % мас. Повышенное содержание углерода в этом слое может быть связано с воздействием на поверхность плазменной струи. Естественно предположить, что атомы углерода дополнительно легируют кобальтовую связующую.

Обращает на себя внимание ухудшение химической травимости кобальтовой фазы в поверхностном слое, которое наблюдается при исследовании шлифов методами световой и сканирующей электронной микроскопии (см. рис. 2). По данным работы [7], это говорит об увеличении степени ее легирования. При интенсивности воздействия $6,0~\Gamma \text{BT/M}^2$ при оплавлении поверхности твердого сплава в поверхностном слое сохраняется 1,06~% мас. углерода (рис. $3,~\delta$, таблица), который интенсивно диффундирует в прилегающий к основе слой до 1,46~% мас.

Рентгеноструктурные исследования показали, что обработка поверхности твердого сплава по первому режиму (без оплавления поверхности) не приводит к изменению его фазового состава (рис. 4). С увеличением интенсивности воздействия до 6,0 ГВт/м² вместо имеющегося в исходном состоянии монокарбида вольфрама WC в поверхностном слое формируются карбид с большей твердостью W_2C , а также небольшое количество карбида $W_{1-x}C$.

Дюрометрические исследования показали увеличение микротвердости, измеренной со стороны облученной поверхности, до 18 900 МПа после обработки по первому режиму и 20 000 МПа — по второму режиму. Близкие значения микротвердости после обработ-

Распределение элементов в сплаве ВК10КС после ЭВЛ, % мас.

Интенсивность воздействия при ЭВЛ, ГВт/м²	Зона исследования	С	W	Co
2,9	Поверхность	2,38	89,81	6,98
	Область, соприка- сающаяся с основой	0,80	98,76	0,32
6,0	Поверхность	1,06	88,97	9,59
	Область, соприка- сающаяся с основой	1,46	97,65	0,64

ки в обоих режимах свидетельствуют о том, что упрочнение достигается и в первом режиме, но только в тонком приповерхностном слое. При этом полученные значения превосходят микротвердость образцов в исходном состоянии в 1,5 раза.

Известно, что обработка поверхности твердых сплавов группы ВК концентрированными потоками энергии, к которым относятся импульсные плазменные струи, используемые при ЭВЛ, приводят к измельчению карбида вольфрама более чем на порядок [8].

После электронно-пучковой обработки на установке "СОЛО", которая характеризуется теми же параметрами теплового воздействия на поверхность (время импульса 200 мкс, поглощаемая плотность мощности 2,5 ГВт/м²), что и ЭВЛ, было определено,

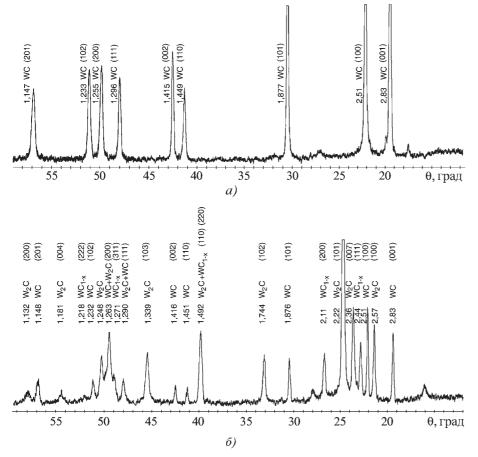


Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм сплава ВК10КС после ЭВЛ по различным режимам: $a-2,9~\Gamma {\rm BT/M}^2;~\delta-6,0~\Gamma {\rm BT/M}^2$

что средний размер карбида вольфрама в сплаве после обработки уменьшается до (130±8) нм [8].

В работе [8], так же как и в настоящей работе, было установлено образование новых фаз: W_2C и $W_{1-x}C$. Как правило, они располагаются вдоль границ, разделяющих кристаллы исходного карбида вольфрама и кобальтовую связку. Размеры вновь образованных частиц изменяются от 30 до 80 нм. Это позволяет предположить, что и при обработке ЭВЛ происходит наноструктурирование поверхности, приводящее к ее упрочнению.

Таким образом, исследования структуры и свойств образцов твердого сплава ВК10КС после ЭВЛ показали, что второй режим является оптимальным. При его применении происходит сглаживание поверхности по сравнению с исходной, упрочнение облученной поверхности достигается на глубине 20...25 мкм вследствие измельчения карбидов вольфрама и смены его типа. Следовательно, создание твердых сплавов с покры-

тиями, полученными с помощью ЭВЛ, можно рассматривать как новое направление их упрочнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Панов В.С., Чувилин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСИС, 2004. 464 с.
- 2. Бобой А.О., Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н. и др. Комплексная модификация твердосплавных режущих инструментов с использованием ионных пучков высокой удельной мощности // Материалы и технологии 21-го века: сб. науч. тр. Ч. 1. Пенза: Изд-во Приволжский Дом знаний, 2001. С. 87—89.
- 3. **Исследование** структуры твердого сплава на основе карбидов вольфрама и титана, подвергнутого мощному импульсному ионному облучению / Г.Е. Ремнёв и др. // Физика и химия обработки материалов. 1998. № 5. С. 19—22.
- 4. **Иванов А.Н., Хмелевская В.С., Антошина И.А. и др.** Структурные изменения в твердом сплаве ВК8 при ионном облучении // Перспективные материалы. 2003. № 1. С. 89–92.
- 5. **Тарбоков В.А.**, **Ремнёв Г.Е**, **Кузнецов П.В.** Модифицирование твердосплавных пластин на основе карбида вольфрама мощным импульсным ионным пучком // Физика и химия обработки материалов. 2004. № 3. С. 11—17.
- 6. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. и др. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. 301 с.
- 7. **Лошак М.Т.** Прочность и долговечность твердых сплавов. Киев: Наук. думка, 1984. 328 с.
- 8. **Багаутдинов А.Я.**, **Будовских Е.А.**, **Викарчук А.А. и** др. Структура и свойства перспективных металлических материалов / под ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 345—383.

Татьяна Николаевна Осколкова, канд. техн. наук; Евгений Александрович Будовских, д-р техн. наук; Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук, gromov@phisycs.sibsiu.ru



УДК 669.715:621.78

Ю.А. Пучков, Ван ЯньЛун, С.А. Герасимов, Г.Г. Мухин, С.П. Щербаков (МГТУ им. Н.Э. Баумана) В.А. Ларкин (ФГУП "ММПП "Салют", Москва)

Прогнозирование свойств деталей из сплава B91T3 системы Al-Zn-Mg-Cu

Для термически упрочняемого сплава B91T3 системы Al—Zn—Mg—Cu методами определения твердости и скорости коррозии построены изотермические диаграммы. Показано, что используя полученные диаграммы и результаты расчета температурного поля, возникающего при закалке детали, применяя закалочный фактор, можно прогнозировать свойства этой детали в объеме после термообработки.

Time—temperature—hardness and time—temperature—corrosion rate C-curves are constructed for quench sensitive alloy B91 of Al—Zn—Mg—Cu system. It is shown that with the help of these C-curves and results of temperature field calculations of detail, it is possible to predict the properties of the detail after quenching and aging using quench factor analysis.

Ключевые слова: алюминиевый сплав B91; закалочный фактор; диаграмма время—температура—твердость; диаграмма время—температура—скорость коррозии.

Keywords: aluminum alloy B91; quench factor analysis; time-temperature-hardness C-curve; time-temperature-corrosion rate C-curve.

Введение. Алюминиевый сплав В91 системы Al—Zn—Mg—Cu относится к термически упрочняемым сплавам. После термической обработки Т3, вызывающей перестаривание, сплав превосходит по коррозионной стойкости и пластичности другие сплавы (В96, В95, В93) этой системы. Из него могут изготовляться все виды полуфабрикатов (профили, панели, штамповки, плиты, листы). Обладая пониженной критической скоростью охлаждения и имея хорошую прокаливаемость, сплав позволяет изготовлять из него детали сложной формы [1].

В настоящее время сплав В91 применяют сравнительно мало, в литературе отсутствуют сведения об изменении его свойств после термообработки Т3 с различными скоростями охлаждения при закалке.

Цель данной работы — исследование влияния режимов охлаждения при закалке на твердость и коррозионную стойкость сплава B91T3 и прогнозирование этих свойств в деталях из этого сплава.

Методика проведения исследований. Исследования выполнены на образцах из сплава B91 (1913), изготовленных из листа толщиной 2,5 мм размерами $20\times20\times2,5$ мм, и образцах для торцевой закалки. Химический состав образцов определен на стилоскопе QSG750 (табл. 1).

Для построения изотермических диаграмм температура—время—твердость и температура—время—коррозионная стойкость проводили изотермическую закалку с последующим ступенчатым коагуляционным старением. Для закалки использовали две шахтные печи. Старение осуществляли в камерных печах в воздушной атмосфере.

При закалке образцы помещали в первую печь с температурой 465 °C и выдерживали в течение более 3 ч, после этого быстро (за 1...2 с) переносили образцы в соляную ванну второй печи. Соляная ванна состояла из 55 % NaNO $_3$ и 45 % NaNO $_2$. Температуру в соляной ванне поддерживали равной одной из температур: 250; 300; 350 и 400 °C, а продолжительность выдержки

ac.

Сплав	Mg	Si	Cu	Zn	Mn	Zr	Cr	Fe	Ti	Ni
Образец	1,73	0,097	0,53	4,38	0,29	0,14	0,015	0,020	0,024	0,003
B91*	1,62,0	<0,3	0,31,0	3,74,5	0,5	_	0,10,2	<0,5	_	_
(1913)										

^{*}Состав сплава по данным [1].

Примечание. Хром может быть заменен цирконием в количестве 0,1...0,2 % мас.

выбирали равной 5; 60; 120; 300 и 1200 с. После выдержки образцы немедленно охлаждали в воде. После ступенчатой закалки все образцы подвергали ступенчатому старению: $100 \, ^{\circ}$ C, $6 \, ^{\circ}$ C, $6 \, ^{\circ}$ C, $6 \, ^{\circ}$ C.

После термической обработки определяли твердость и скорость коррозии образцов и строили изотермическую диаграмму. Твердость измеряли на твердомере ИТ5010 по методу Виккерса с нагрузкой 49,03 Н (5 кгс) и выдержкой 10 с. Коррозионные исследования выполняли с помощью потенциостата П5827 в водном растворе с концентрацией поваренной соли 0,3 г/л. Скорость коррозии определяли методом поляризационного сопротивления по стандарту ASTM G102. Аналитическое описание полученных диаграмм выполнено с применением метода подгонки программой Matlab.

Образцы для торцевой закалки были изготовлены в форме прямоугольного параллелепипеда с размерами $40\times40\times140$ мм. В нижней части образца для исключения попадания воды во время закалки на его боковую поверхность выполнена цилиндрическая выточка диаметром 36 мм и высотой 10 мм. К боковой поверхности образцов с помощью винтов и шайб поджимали головки хромель-алюминиевых термопар с толщиной проволоки 0,3 мм.

Для закалки образцы помещали в печь с температурой (465 \pm 5) °C и выдерживали после прогрева до 460 °C в течение 4 ч. Закалку осуществляли на специальной установке, состоящей из бака вместимостью 0,050 м³ и водяного насоса, создающего вертикальную струю воды, истекающую из сопла диаметром 12 мм со скоростью 0,17 л/с на высоту 100 мм. Образец подвешивали над соплом, расстояние от торца образца до сопла составляло 20 мм. Закалку проводили в воде с температурой 20; 30 и 40 °C.

Зависимость температуры от времени в точках крепления термопар определяли, используя аналого-

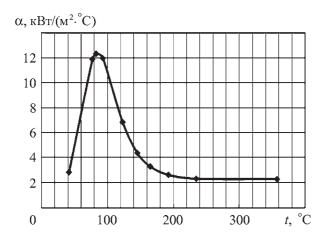


Рис. 1. Зависимость коэффициента теплоотдачи α от температуры t охлаждаемой поверхности для случая охлаждения в воде с температурой 20 °C [2]

во-цифровую плату Е14-140 и ПК. После закалки образцы подвергали ступенчатому старению: 100 °C, 6 ч + 170 °C, 6 ч. После термической обработки определяли твердость и скорость коррозии. Для определения скорости коррозии на поверхности торцевого образца наносили антикоррозионное покрытие из расплава парафина и канифоли, оставляя узкую (шириной 5...10 мм) параллельную изолиниям температуры полосу.

Для расчета тепловых полей при закалке применяли метод конечных элементов. В качестве начальных условий приняли равенство температур всех точек образца температуре закалки. При определении теплового взаимодействия поверхности образца с охлаждающей средой использовали граничные условия 3-го рода, которые определяются законом конвективного теплообмена между поверхностью образца и окружающей средой, т.е. разностью температур поверхности образца и охлаждающей среды и значениями коэффициента теплоотдачи α , кВт/(м².°С). При расчете применяли следующие физические характеристики сплава В91: плотность 2720 кг/м³; теплоемкость 838 Дж/(кг.°С); теплопроводность 159 Вт/(м.°С) [1].

Для расчета теплоотвода с поверхности торца, охлаждаемого водой, использовали зависимости коэффициента теплоотдачи от температуры охлаждаемой поверхности для случая охлаждения в воде с температурой 20 °C (рис. 1). Для расчета теплоотвода с остальных поверхностей — зависимости коэффициента теплоотдачи от температуры охлаждаемой поверхности для случая охлаждения на воздухе (рис. 2).

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 3 приведена зависимость твердости по Виккерсу HV сплава B91 после изотермической закалки от 465 °C от длительности изотермической выдержки τ при темпе-

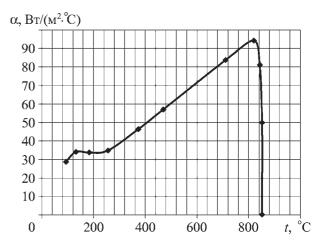


Рис. 2. Зависимость коэффициента теплоотдачи α от температуры t охлаждаемой поверхности для случая охлаждения на воздухе с температурой 20 °C [3]

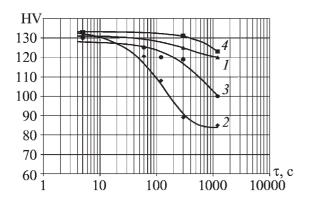


Рис. 3. Зависимости твердости по Виккерсу HV сплава B91 после изотермической закалки от 465 °C от длительности изотермической выдержки τ при различных температурах, °C: $1-250;\ 2-300;\ 3-350;\ 4-400$

ратурах 250; 300; 350 и 400 °C. С увеличением продолжительности выдержки τ твердость уменьшается.

Известно, что режим первой ступени старения выбирают таким образом, чтобы сплавы находились в стадии зонного старения, когда создается большое количество центров выделений в виде зон ГП. На второй высокотемпературной стадии на этих зонах формируются и растут упрочняющие фазы η, Т с высокой однородностью и плотностью распределения в отличие от гетерогенного зарождения (на границах зерен, субграницах, дислокациях, межфазных границах) при замедленном или ступенчатом охлаждении при закалке. Полученные данные позволили построить изотермическую диаграмму время-температура-твердость сплава В91 (рис. 4), из которой следует, что наименьшую устойчивость твердый раствор имеет при 300...350 °C. Зависимости скорости коррозии термообработанного сплава В91 от продолжительности выдержки приведены на рис. 5. На основе этих данных построена изотермическая диаграмма время-темпе-

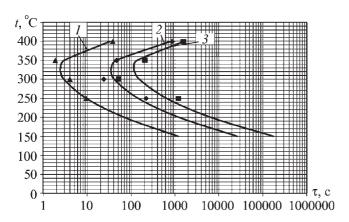


Рис. 4. Изотермическая диаграмма время—температура—твердость сплава B91 (максимальное значение твердости 133 HV_{max} (100 %)):

1 - 99.5%; 2 - 95%; 3 - 90%

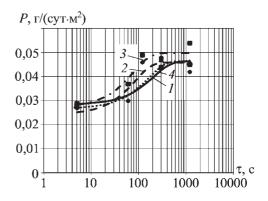


Рис. 5. Зависимости скорости коррозии P сплава B91 от продолжительности изотермической выдержки τ при различных температурах, °C:

1 - 250; 2 - 300; 3 - 350; 4 - 400

ратура—скорость коррозии (рис. 6), показывающая, что с увеличением продолжительности выдержки наблюдается рост скорости коррозии.

Вероятно, что этого времени достаточно для начала выделений Т'-фазы, образующейся в первую очередь по границам зерен. Неравномерность распада на этом этапе термообработки наследуется впоследствии в структуре сплава после ступенчатого старения. Появление сетки на границе зерен в сплаве приводит к образованию гальванической пары между границей и приграничной областью и появлению склонности к межкристаллитной коррозии.

На рис. 7 приведены расчетные и экспериментальные зависимости температуры от времени в различных точках поверхности образца, удаленных от охлаждаемой поверхности на 25 и 100 мм для случая охлаждения водой с температурой 20 °C. Расчетные и экспериментальные данные находятся в хорошем соответствии.

На рис. 8 приведены расчетные зависимости температуры от времени для точек на поверхности торцевого образца, удаленных от охлаждаемого водой торца на 0; 10; 30; 50; 70; 100 и 130 мм. По мере удаления от

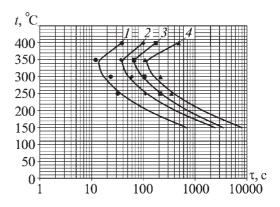


Рис. 6. Изотермическая диаграмма время—температура—скорость коррозии сплава В91:

1 - 107%; 2 - 125%; 3 - 145%; 4 - 160%

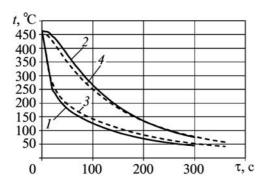


Рис. 7. Экспериментальные (1, 2) и расчетные (3, 4) кривые охлаждения для точек поверхности торцевого образца, удаленных на 25 (1, 3) и 100 мм (2, 4) от охлаждаемой поверхности

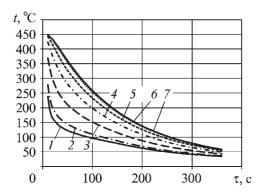


Рис. 8. Расчетные зависимости температуры от времени для точек на поверхности торцевого образца, удаленных от охлаждаемого водой торца на 0 (I), 10 (2), 30 (3), 50 (4), 70 (5), 100 (6) и 130 мм (7)

охлаждаемого торца скорость охлаждения снижается, что сказывается на изменении твердости (рис. 9), но не достаточно для изменения коррозионной стойкости (рис. 10).

Линии диаграммы время—температура—скорость коррозии находятся сравнительно недалеко от вертикальной оси, однако прогнозировать изменение свойств наложением кривых охлаждения на изотермическую диаграмму неправильно, так как линии термокинетической диаграммы смещены вниз и вправо по отношению к линиям изотермической диаграммы.

Полученные изотермические диаграммы можно использовать для прогнозирования свойств деталей, применяя закалочный фактор Q (Evancho J.W., Staley J.T. // Metal Trans. 1974. № 5. Р. 43—47). Полагают, что кинетика выделения фаз при непрерывном охлаждении может быть описана уравнением

$$\xi = 1 - \exp(k_1 Q), \tag{1}$$

где ξ — доля непревращенного вещества; k_1 — константа;

$$Q = \int_{\tau}^{\tau_{K}} \frac{d\tau}{C(t)},$$
 (2)

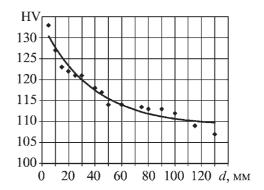


Рис. 9. Зависимость твердости HV на поверхности торцевого образца из сплава B91T3 от расстояния d до охлаждаемой поверхности. Охлаждение водой с температурой 20 °C

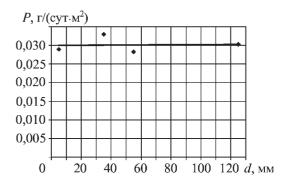


Рис. 10. Зависимость скорости коррозии на поверхности торцевого образца из сплава B91T3 от расстояния d до охлаждаемой поверхности. Охлаждение водой с температурой 20 °C

где τ — время, c; $\tau_{\rm H}$, $\tau_{\rm K}$ — время начала и окончания закалки, c; C(t) — время в точке С-образной кривой при данной температуре t, c.

Линии изотермической диаграммы хорошо описываются уравнением факторного анализа, приведенного в работе J.T. Cahn (The Kinetics of Grain Boundary Nucleated Reactions // Acta Met. 1956. Vol. 4. P. 499–459):

$$\tau_c(T) = -k_1 k_2 \exp\left(\frac{k_3 k_4^2}{RT(k_4 - T)^2}\right) \exp\left(\frac{k_5}{RT}\right),$$
 (3)

где $\tau_c(T)$ — время до образования определенного количества (в долях от единицы) выделений какой-либо фазы, с; k_1 — коэффициент, равный $\ln(1-x)$, где доля образовавшегося выделения (для сплава, содержащего 0.5% выделений данного типа, т.е. для доли 0.005 $k_1 = \ln(1-0.005) = -0.00501$); k_2 — коэффициент, связанный с обратной величиной скорости зародышеобразования, с; k_3 — коэффициент, связанный с работой образования зародыша, Дж/моль; k_4 — коэффициент, связанный с температурой растворения выделившейся фазы, K; k_5 — коэффициент, связанный с энергией активации процесса диффузии, Дж/моль; R — газовая

Твердость,	Коэффициенты уравнения факторного анализа									
скорость коррозии	k_1	k ₂ , c	k_3 , Дж/моль	k_4 , K	k_5 , Дж/моль					
99,5 % HV _{max}	-0,00501	$3,54 \cdot 10^{-9}$	1572,761	813,20	105055					
95 % HV _{max}	-0,00501	5,33·10 ⁻⁹	1657,23	807,92	114122,3					
90 % HV _{max}	-0,00501	5,30·10 ⁻⁹	1668,41	812,51	120823,5					
125 % P	-0,00501	0,0025	811,09	820,35	63631,08					
145 % P	-0,00501	0,0846	256,93	765,60	54720,35					
160 % P	-0,00501	0,0351	321,16	764,67	60366,84					

2. Коэффициенты уравнения факторного анализа (3) диаграмм время—температура—твердость и время—температура—скорость коррозии сплава B91

постоянная, $R = 8,314 \text{ Дж·моль}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$; T — температура, K.

Коэффициенты k_2 , k_3 , k_4 , k_5 уравнения (3) отражают влияние различных факторов образования и роста выделений, возникающих при распаде неравновесного пересыщенного твердого раствора.

Закалочный фактор Q рассчитывают по кривой охлаждения и С-образной кривой диаграммы время—температура—свойство. Для данного температурного интервала Δt по кривой охлаждения определяют изменение времени $\Delta \tau$ и среднюю температуру t, для которой на С-образной кривой определяют значение C(t). Далее вычисляют отношение

$$g = \frac{\Delta \tau}{C(t)}. (4)$$

Этот процесс выполняют по всему критическому интервалу температур и, суммируя при этом значения g, определяют закалочный фактор Q.

Свойства сплава, в том числе твердость HV и скорость коррозии P могут затем быть спрогнозированы, используя значения закалочных факторов для твердости $Q_{\rm HV}$ и скорости коррозии Q_P :

$$HV = HV_{\text{max}} \exp(k_1 Q_{\text{HV}}); \tag{5}$$

3. Зависимости закалочного фактора $Q_{\rm HV}$, измеренной и прогнозируемой твердости HV от расстояния d до охлаждаемой поверхности торцевого образца

Расстояние	Закалочный	Твердость HV			
от торца $d,$ мм	фактор $Q_{\rm HV}$	прогнози- руемая	измеренная		
0	0,563	132,6	133		
10	2,39	131,4	128		
30	11,57	125,5	121		
50	15,7	122,9	115		
70	18,9	121,0	114		
100	20,9	119,8	112		
130	21,6	119,4	107		

$$P = P_{\min} \exp(k_1 Q_P), \tag{6}$$

где HV_{max} , P_{min} — максимальная твердость (133 HV) и минимальная скорость коррозии (0,027 г/(м²-сут)), которые приобретает сплав после закалки в воду с температурой 20 °C и ступенчатого старения.

Для расчета закалочного фактора по формуле (2) необходимо определить аналитические зависимости кривой охлаждения и линий полученных изотермических диаграмм (см. рис. 4, 6). Кривые охлаждения целесообразно описывать полиномом, а линии полученных изотермических диаграмм хорошо аппроксимируются уравнением (3).

Коэффициенты k_2 , k_3 , k_4 , k_5 (табл. 2) определены методом подгонки с помощью программы Matlab. При расчете в качестве исходных значений были выбраны $k_2 = 7.6 \cdot 10^{-10}$ с; $k_3 = 412$ Дж/моль; $k_4 = 750$ K; $k_5 = 112200$ Дж/моль, определенные ранее для сплава 7175-T73 [4].

Зависимости закалочных факторов Q_{HV} и Q_P и прогнозируемых значений твердости HV и коррозионной стойкости P от расстояний d до охлаждаемых поверхностей торцевого образца приведены в табл. 3 и 4.

4. Зависимости закалочного фактора Q_P , измеренной и прогнозируемой коррозионной стойкости P от расстояния d до охлаждаемой поверхности торцевого образца

Расстояние	Закалочный	Скорость коррозии P , $\Gamma/(m^2 \cdot сут)$			
от торца d , мм	фактор Q_p	прогнози- руемая	измеренная		
0	0,274	0,0300	_		
10	0,700	0,0301	0,029		
30	2,549	0,0304	0,033		
50	3,634	0,0306	0,028		
70	4,364	0,0307	_		
100	4,814	0,0307	_		
130	4,967	0,0308	0,0303		

Заключение

Построенные для сплава B91 изотермические диаграммы время—температура—твердость и время—температура—скорость коррозии и полученные уравнения факторного анализа могут быть использованы для расчета закалочного фактора и прогнозирования свойств деталей из этого сплава после термической обработки T3.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Машиностроение.** Энциклопедия / ред. совет К.В. Фролов и др. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II-3 / под общ. ред. И.Н. Фридляндера. М.: Машиностроение, 2001. 880 с.
- 2. Yuan Jian, Zhang Wei-min, Liu Zhan-Cang, Chen Nai-lu, Wang Ming-hua, Xu Jun / The Measurement and

Calculation of Heat Transfer Coefficient under Different Cooling Conditions // Trans. Mater. Heat. Treat. 2005. V. 26. N_{\odot} 4. P. 115–119.

- 3. Закалочные среды: справочник / В. Люты. М.: Металлургия, 1990. 192 с.
- 4. **Dolan G.P., Robinson J.S.** Residual stress reduction in 7175-T73, 6061-T6 and 2017A-T4 aluminium alloys using quench factor analysis // Journal of materials Processing Technology. 2004. V. 153–154. P. 346–351.

Юрий Александрович Пучков, канд. техн. наук, Putchkov bmstu@mail.ru;

Ван ЯньЛун, аспирант;

Сергей Алексеевич Герасимов, д-р техн. наук; Герасим Герасимович Мухин, канд. техн. наук; Святослав Павлович Шербаков,

ассистент кафедры;

Виктор Алексеевич Ларкин, канд. техн. наук

УДК 621.763

Н.Ф. Аношкин, Г.Г. Демченков (ОАО "ВИЛС", Москва)

К вопросу о промышленном внедрении металлургии гранул титановых сплавов

Рассмотрены преимущества и недостатки производства полуфабрикатов из слитков титановых сплавов. Показан большой потенциал, который открывает использование металлургии гранул как один из путей производства изделий сложной конфигурации из титановых сплавов любой степени легирования, который дает заметную экономию металла. Приведены возможные пути применения этой технологии.

Merits and demerits of titanium alloy semiproduct production via the existing ingot metallurgy are considered. Wide potentialities which are opened through the use of the powder metallurgy technology for the one step production process of complex components made from titanium alloys of any alloying degree, which resulted in noticeable metal saving, are demonstrated. The fields of the possible use of this technology are shown.

Ключевые слова: титановые сплавы; порошковая металлургия; слитки; компрессорные диски.

Keywords: titanium alloys; powder metallurgy; ingots; compressor disks.

Работы по металлургии гранул титановых сплавов проводятся в России и за рубежом, при этом накапливаются данные о возможностях, преимуществах и ограничениях этой технологии. Поэтому целесообразным является определить наиболее эффективные области промышленного применения новой технологии, ее место в общей схеме производства титановых сплавов и направления дальнейшего совершенствования.

Как известно, в производстве полуфабрикатов и заготовок из титановых сплавов наиболее широко применяют технологическую схему, включающую в себя отливку крупных слитков (диаметром 380 мм и более) методом вакуумной дуговой плавки, их переработку на промежуточную заготовку ковкой, прокаткой или прессованием и последующую деформацию; термическую и механическую обработку в различных сочетаниях для получения готовых полуфабрикатов.

Наряду со многими преимуществами эта технология имеет следующие недостатки:

образование тугоплавких, в частности, газонасыщенных включений. Известны случаи разрушения деталей при

больших размерах таких дефектов. Для предотвращения образования таких дефектов необходим переход на применение тройного вакуумного дугового переплава или более капиталоемких, энергоемких и трудоемких методов плавки с холодным подом (электронно-лучевой, плазменной). Устранение этого недостатка вызвало необходимость проведения многих дополнительных операций по подготовке и контролю качества титановой губки и лигатур, однако вероятность (значительно уменьшенная) образования опасных включений сохраняется, что требует тщательного контроля внутренних дефектов на различных стадиях технологического процесса;

- грубозернистая структура крупногабаритных слитков, используемых для получения полуфабрикатов. Преобразование ее в мелкозернистую, регламентированную структуру конечных изделий требует применения многих дополнительных операций деформации и нагрева и связано с дополнительными большими расходами энергии, труда и металла;
- низкие скорости затвердевания, большие объемы лунки жидкого металла и переходной области при литье слит-

Сплав	Tax swamawana 9C	$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$	δ	Ψ	VCV T /2 -2	σ ₁₀₀ ,МПа
Сплав	Температура, °С	M	Па	9	~ %	<i>КС</i> V, кДж/м²	0 ₁₀₀ ,wiiia
DT5 1	20	815	760	15,2	32	550	_
ВТ5-1 кт	-253	1420	1240	9,5	21	130	_
200	20	1080	1000	14	27	420	_
BT8	450	705	617	13	28	_	605
DT22	20	1170	1127	10	25	250	_
BT22	300	980	843	13	38	_	930
DT22	20	1145	1117	12	25	350	_
BT23	300	950	823	13	36	_	910
ВТ25У	20	1110	1027	11	24	320	_
	500	835	686	11	15	_	665

1. Механические свойства заготовок, полученных из гранул титановых сплавов

ков большого диаметра обусловливают развитие зональной и местной ликвации, образование грубых выделений интерметаллидных фаз и других дефектов структуры. Это обстоятельство практически закрывает возможности производства и использования дисперсно-упрочненных сплавов (Ti—Er, Nd, Y, Gd и др.), сплавов, упрочненных химическими соединениями (Ti—B, C), и сплавов с повышенным содержанием эвтектоидообразующих элементов (Ti—Ni, Fe, Si) и др.;

— большое число переделов в процессе пластической деформации и механической обработки, а также ограниченная возможность получения заготовок, близких по форме к готовым деталям, приводят к образованию большого количества отходов. Это в сочетании с высокой трудоемкостью и большим расходом энергоресурсов приводит к значительному возрастанию стоимости титановых изделий и существенно ограничивает их применение.

Сравним недостатки существующей технологии с новой технологией, основанной на быстрой кристаллизации малых частиц, т.е. на применении гранул малых размеров.

1. Новая технология исключает образование в готовых изделиях дефектов с размерами, превышающими размер гранул и приводящими к разрушению деталей. Таким образом, нужно стремиться к минимальному размеру частиц при распылении.

В настоящее время в металлургии гранул жаропрочных никелевых сплавов для изделий ответственного назначения используются частицы размером 50...140 мкм, а в металлургии титановых сплавов — 50...250 мкм. Мелкозернистая структура заготовок (размер зерна около 50 мкм) позволяет значительно повысить чувствительность УЗ-контроля.

2. Необходимость многостадийной переработки слитков для получения заданной формы и требуемой структуры полуфабрикатов. Если при получении полуфабрикатов, изготовляемых из слитков, необходима значительная пластическая деформация для достижения заданных свойств и требуемой структуры, то в случае гранульной металлургии максимальные свойства и оптимальная структура достигаются непосредственно после компактирования, без дополнительной пластической деформации.

Следует отметить, что по результатам исследований, проведенных в ОАО "ВИЛС", титановые сплавы обеспечивают высокую скорость диффузии кислорода, что значи-

тельно улучшает очистку поверхностного слоя гранул, обогащенного кислородом, отводя его от соединяемых поверхностей в глубь металла. Это означает, что получение деталей, изготовляемых штамповкой и фасонным литьем, возможно непосредственно методом горячего изостатического прессования. К этой категории можно отнести и кольцевые заготовки.

Таким образом, открываются широкие возможности для получения заготовок простой и сложной формы, комбинированных деталей, деталей переменного легирования (диски, валы, блиски, блинги корпуса, полые лопатки, опоры двигателей и т.п.). Металлургией гранул титановых сплавов можно изготовить всю номенклатуру дисков и валов, освоенных из гранул жаропрочных никелевых сплавов.

Механические свойства заготовок из гранул, титановых сплавов приведены в табл. 1. При этом, как известно из зарубежных исследований, отмечается значительно большая равномерность свойств. При получении протяженных полуфабрикатов (прутков, профилей, труб, плит, листов, проволоки) пластическая деформация необходима как средство достижения заданных размеров.

3. Ограничение систем легирования. В работе [1] приведены исследования сплава ВТ22, полученного металлургией гранул и дополнительно легированного 0,25 % С и 0,2 % В (табл. 2).

Заслуживает внимания констатация представителей ВИАМа: "... дальнейшее развитие титановых сплавов этого типа (имеются в виду легированные алюминием псевдо-b-сплавы или мартенситные сплавы с небольшими добавками b-стабилизаторов) связано с проблемой целевого управления интерметаллидным упрочнением". И далее: "... металлургия гранул — очень обещающий метод управления кинетикой образования химических соединений. Быстрая кристаллизация гранул из жидкого состояния обеспечивает пересыщение твердого раствора, который распадается при последующем искусственном старении с образованием дисперсных частиц химических соединений".

Детали из сплавов этого типа могут изготовляться не только с габаритными размерами, соответствующими размерам существующих газостатов, но и больших размеров, за счет применения пластической деформации. К настоящему

2. Механические свойства сплава ВТ22, дополнительно легированного углеродом и б	ором,
в зависимости от способа получения	

	Технология								
Сплав		об	ычная		гранульная				
	MII.	δ	Ψ	WOLL 17 / 2	МП	δ	Ψ	2	
	σ _в , МПа	%		<i>KC</i> V, Дж/м ²	σ _в , MΠa	%		KCV, Дж/м ²	
BT22+0,2 % C	1288	16,6	40,0	22	1366	14,8	37,0	20	
BT22+0,3 % C	1327	13,5	38,7	20	1270	12,1	37,9	20	
BT22+0,2 % B	1300	11,5	36,0	24	1340	8,0	27,0	22	
BT22+0,25 % C +0,2 B	1320	8,6	28,6	18	1370	7,0	20,5	15	



Рис. 1. Центробежный импеллер двигателя ТВ7-117 (ОАО "ВИЛС"; Завод им. В.Я. Климова, г. Санкт-Петербург)

времени накоплен значительный опыт получения заготовок сложной формы (рис. 1, 2).

Благодаря применению гранул решена проблема промышленного освоения, например, высоколегированных быстрорежущих сталей для производства протяженных изделий и жаропрочных никелевых сплавов для объемных заготовок.

4. Неэкономный расход металла и большие затраты других ресурсов. Использование гранул малого размера обеспечивает возможность точного дозирования количества ме-

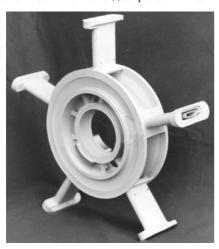


Рис. 2. Опора турбины двигателя РД 1700 (ОАО "ВИЛС", ММПО им. В.В. Чернышева, МАИ)

талла, необходимого для формирования изделия, заполнения тончайших элементов внутреннего рельефа капсул, что обеспечивает минимальный расход металла.

Не имея данных о всех производственных затратах, трудно судить о стоимости конечных изделий, но сравнение себестоимости изделий из жаропрочных никелевых сплавов, полученных по двум технологиям, показало преимущество металлургии гранул на 15...20 %.

Общая технологическая схема металлургии гранул титановых сплавов не оптимизирована. Например, при центробежном распылении невозможно применение катаных прутков, полученных из крупногабаритных слитков. Для усовершенствования метода центробежного плазменного распыления необходимы переход на использование литых заготовок и получение гранул непосредственно из расплава, минуя использование промежуточной заготовки. ОАО "ВИЛС" начало работы в этом направлении с разработки высокооборотного (25 тыс. об/мин) диспергатора, применение которого по расчетам даст возможность получать гранулы диаметром до 50...80 мкм.

Для создания высокопроизводительной установки распыления расплава необходимо учесть такие требования, как вакуумирование металла для удаления водорода и хлоридов и применение эффективной теплоотводящей газовой среды для осуществления быстрой кристаллизации.

Для развития металлургии гранул титановых сплавов можно определить следующие направления:

- изготовление деталей из гранул титановых сплавов на оборудовании, применяемом для гранулируемых никелевых сплавов. Заготовки для распыления целесообразнее изготовлять методом фасонного литья;
- дальнейшее исследование свойств гранулируемых сплавов, в том числе работы по их паспортизации, совершенствованию методов изготовления капсул для получения изделий сложной формы и по освоению методов получения гранул непосредственно из расплава.

Высокая эффективность и перспективность метода металлургии гранул титановых сплавов могли бы явиться стимулом для объединения усилий многих организаций, прежде всего ОАО "ВИЛС", ВИАМа и ЦИАМа при поддержке Росавиакосмоса.

Преимущества, ожидаемые от металлургии гранул титановых сплавов, следующие:

- надежное устранение вредных включений;
- повышение чувствительности при УЗ-контроле;

- повышение прочности, в том числе усталостной прочности:
 - повышение однородности свойств по объему дисков;
- улучшение обрабатываемости при механической обработке:
- возможность получения сложных, комбинированных излелий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Sysoyeva N.V., Moiseev V.N., Glazunov S.G.** Carbides and Borides in Titanium Alloys Prepared by Rapid Quenching from the Melt // Titanium. 1999. V. 1. P. 124–128.

Николай Федорович Аношкин, д-р техн. наук; Герман Григорьевич Демченков, ведущий науч. сотрудник, vils@mail.ru



УДК 669.018.4:621.762

Гэ Цзы Гань, Цзоу Цзин Вэнь, Ван У Сян (Пекинский институт авиационных материалов)

Применение и перспективы развития порошковых жаропрочных сплавов в Китае

Приведены результаты исследований никелевых жаропрочных сплавов, полученных методом порошковой металлургии. Разработаны новые сплавы типа FGH95, технология поверхностной обработки порошков, конструирование капсулы и моделирование формообразования дисков, технологии изотермической штамповки и термомеханической обработки. Исследовано влияние скорости закалки на структуру и свойства дисков.

The results of studies carried out at BIAM (Beijing) in the field of Ni-base superalloys powder metallurgy are considered. New prealloyed PM FGH95-type alloys, technology for processing of powder particle surfaces, procedures for can design and rough disc forming simulation, technology for isothermal forging and thermomechanical processing are developed. The effect of quenching rate on structure and properties of rough discs is investigated.

Ключевые слова: турбинные диски; жаропрочные сплавы; технология; капсула; термомеханическая обработка; скорость закалки; структура; свойства.

Keywords: turbine discs; superalloys; powders; technology; can; thermomechanical processing; quenching rate; structure; properties.

Благодаря совместным усилиям материаловедов и конструкторов авиационных двигателей в Китае отмечен значительный прорыв в области разработки и применения дисков из порошковых жаропрочных сплавов. Разработаны первое поколение сплава марки FGH95 с температурой эксплуатации 650 °C, характеризующегося высокой прочностью, а также второе поколение – сплав FGH96 с температурой эксплуатации 750 °C, в котором заложен принцип допустимой степени разрушения. Разработаны и внедрены технологии получения порошков, поверхностной обработки порошков, газостатического формообразования, позволяющие получать размеры, близкие к размерам изделий, термомеханической обработки заготовки диска, изотермической штамповки, управления скоростью твердорастворного охлаждения при термообработке и технология моделирования и прогнозирования структуры и характеристик дисков. Благодаря этому осуществлено применение порошковых жаропрочных сплавов в авиационной промышленности Китая.

С развитием конструирования двигателя с высоким отношением тяги к весу непрерывно увеличиваются требования к прочности, вязкости, усталостным свойствам, надеж-

ности и долговечности турбинных дисков. Из-за повышенного уровня легирования сплавов, используемых для изготовления дисков, возможны значительная ликвация в слитках, разнозернистость и ухудшение горячей пластичности. Это ограничивает возможности традиционной технологии штамповки дисков из жаропрочных сплавов [1].

Успешное развитие технологии получения порошков жаропрочных никелевых сплавов и технологии горячей обработки позволило разработать новые технологии получения турбинных дисков [2]. Порошковые жаропрочные сплавы характеризуются гомогенной структурой с малым размером зерна, высоким пределом текучести и высокими усталостными свойствами.

Осуществлен переход от первого ко второму поколению порошковых сплавов, удовлетворяющему принципу допустимой степени разрушения. Изготовленные из данных сплавов диски успешно прошли стендовые испытания и испытания в двигателях, что позволило конструкторам Китая прийти к выводу, что порошковые жаропрочные сплавы являются перспективными материалами для дисков двигателей с высокими характеристиками [3].

Разработка сплава и порошков с предварительным легированием

Разработка сплава. В Китае разработаны два поколения порошковых жаропрочных сплавов. FGH95 — типичный сплав первого поколения, температура эксплуатации которого составляет 650 °C. Он обладает высокой прочностью. Его основа — аустенит. Объемное содержание γ' -упрочняющей фазы составляет 50...55 %. Термообработка осуществляется при температуре ниже температуры твердофазного растворения γ' -фазы. Благодаря этому получена мелкозернистая структура с различным размером γ' -фазы.

Сплав FGH96, удовлетворяющий принципу допустимой степени разрушения и имеющий температуру эксплуатации 750 °С, является типичным в ряду порошковых жаропрочных сплавов второго поколения. В этом сплаве объемное содержание γ' -упрочняющей фазы составляет около 35 %. Температура термообработки этого сплава выше температуры твердофазного растворения γ' -фазы; сплав имеет крупнозернистую структуру с изогнутыми границами и хорошее сопротивление росту усталостных трещин. В табл. 1 приведен химический состав, а на рис. 1 показана микроструктура этих двух сплавов [3].

Разработка порошков с предварительным легированием. По технологии высокоскоростной кристаллизации получены порошки с предварительным легированием без макроскопической ликвации. На рис. 2 представлены морфология и микроструктура гранул. В первом случае порошок АА получен распылением дважды переплавленного сплава сжатым аргоном. Во втором случае порошок PREP получен путем плазменной плавки и центробежного распыления расплавленной быстровращающейся литой заготовки.

Поскольку в этих двух случаях реализуются разные степени перегрева, то это приводит к различию микроструктуры полученных порошков. Сравнение показывает, что в порошке АА в основном присутствуют ячеистые структуры, дендритный кристалл является второстепенным; в структуре порошка PREP основным является дендритный кристалл, ячеистые кристаллы являются второстепенными.

Сравнение расстояния между ветвями вторичных дендритов двух порошков показало, что для порошка PREP это

1. Химический состав сплавов FGH95 и FGH96

Сплав	Cr	Со	W	Mo	Ta	Nb	Al	Ti
FGH95	13,01	8,14	3,69	3,60	0,09	3,33	3,44	2,56
FGH96	15,57	12,55	4,12	3,87	<0,1	0,73	2,27	3,51
Сплав	Zr	Si	Ce	Fe	С	О	Ni	
FGH95	0,06	0,09	_	0,55	0,082	0,0041	Основа	
FGH96	0,05	<0,05	0,01	0,17	0,043	0,0042		

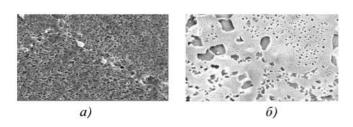


Рис. 1. Микроструктура сплавов FGH95 (а) и FGH96 (б). $\times 6000$

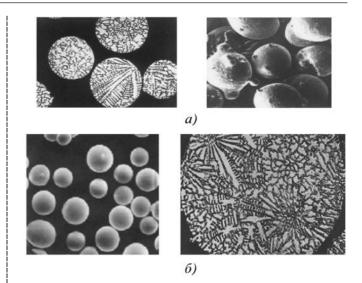


Рис. 2. Морфология и микроструктура гранул порошков AA (a) и PREP (δ)

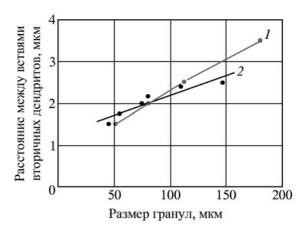


Рис. 3. Зависимости расстояния между ветвями вторичных дендритов от размера гранул порошков: $1-\mathsf{PREP}$: $2-\mathsf{AA}$

расстояние на 80 мкм меньше, процесс затвердевания быстрее, а расстояние между плечами порошка АА больше.

На рис. 3 показано соотношение расстояния между ветвями вторичных дендритов и размерами гранул.

Технология термической дегазации поверхности порошка и улучшения вязкости его границ

ТІР (поры, индуцированные теплом) и РРВ (первоначальные границы частиц порошка) представляют собой два основных вида дефектов, которые отрицательно влияют на микроструктуру и механические свойства порошковых дисков. Выделение карбидов на РРВ значительно тормозит диффузию и связь между частицами порошка и приводит к образованию слабых границ, в которых преимущественно возникают и развиваются трещины [4].

В Пекинском институте авиационных материалов (ПИАМ) разработана технология термической дегазации поверхности порошка, а также технология улучшения вяз-

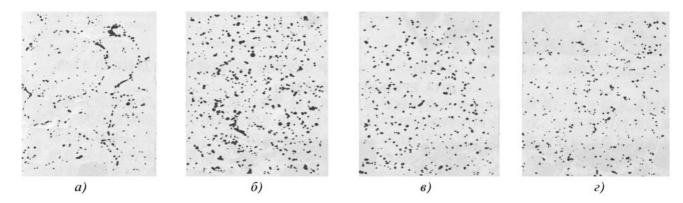


Рис. 4. Выделения на PPB после очистки поверхности порошка при различных температурах ($\times 200$): a-RT; $\delta-100$ °C; $\varepsilon-200$ °C; $\varepsilon-300$ °C

кости его границ, которые позволяют решить проблемы, связанные с PPB и TIP. Последовательно созданы собственный метод анализа и теоретическая модель.

Технология термической дегазации поверхности порошка. Для решения проблем, связанных с ТІР и РРВ, использовался метод десорбции газа с поверхности твердых частиц порошка при их динамическом движении в температурном поле в вакууме. На рис. 4 показаны выделения на РРВ после термической дегазации поверхности порошка при различных температурах.

Технология модификации поверхности порошка и улучшения вязкости его границ. С учетом значительной склонности свободной поверхности порошка к диффузии осуществляли предварительную термическую обработку порошков в капсуле до газостатирования. Это приводило к значительному увеличению параметра микроструктуры λ/ρ на поверхности частиц порошков (λ — расстояние между выделенными фазами; ρ — диаметр выделенной фазы).

Предварительная термическая обработка позволяет осуществить достаточную диффузию на границах при газостатировании и таким образом улучшить вязкость границ частиц порошка после газостатирования благодаря повышению стабильности выделенной фазы, очистки поверхности и увеличения параметра λ/ρ .

Исследования показали, что пластичность и долговечность сплава повышаются в 2 раза после улучшения вязкости границ. При этом изменялся характер разрушения, наблюдался переход от разрушения по границам к разрушению в объеме частиц порошка [5].

Конструирование капсулы для газостатического прессования и моделирование формообразования дисков

Для осуществления точного формообразования турбинного диска со сложным сечением применяли программу моделирования процесса компактирования при газостатировании, основанную на методе конечных элементов. Точность моделирования достигает 1 %. Созданная программа позволяет проектировать с высокой точностью капсулы со сложной формой и осуществлять точное формообразование дисков. Так же с помощью программы можно надежно прогнозировать расширение или сужение центрального отверстия дисков при газостатировании, проектирование герметизации сваркой капсулы и выбор толщины стенок капсулы. Капсулы со сложной формой, необходимые для точного формообразования дисков, изготовляют с помощью резинового мешка.

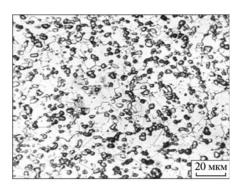


Рис. 5. Мелкозернистая структура сплава FGH96 после термической обработки

Термомеханическая обработка заготовки дисков и изотермическая штамповка

После термомеханической обработки материал заготовки диска имеет стабильную, равноосную, мелкозернистую структуру со средним размером зерен не более 10 мкм. Сверхпластическое удлинение порошкового жаропрочного сплава после термомеханической обработки при определенных условиях растяжения достигает 825 %. При изотермической деформации осадки с постоянной скоростью напряжение деформации значительно снижается по сравнению с наблюдаемым при газостатировании. При стабильной деформации напряжение течения сплава составляет примерно 50 МПа.

На рис. 5 показана мелкозернистая структура сплава FGH96 после термомеханической обработки.

Штамп для изотермической штамповки изготовлен из литейного жаропрочного сплава K21, разработанного ПИАМ. Предел текучести этого сплава при температуре штамповки достигает 400...500 МПа. Разработаны также смазки на основе композиции стекол для сверхпластичной изотермической штамповки. В ПИАМ в настоящее время функционирует следующая технология получения дисков: газостатирование + термомеханическая обработка + сверхпластичная изотермическая штамповка. На воздухе получены штамповки турбинного диска из порошкового жаропрочного сплава с габаритным размером 500 мм.

Влияние скорости закалки и прогнозирование структуры и свойств дисков

Закалка в значительной степени определяет структуру турбинного диска, а также является важнейшим фактором,

2. Результаты прогнозирования и измерения механических свойств
в разных местах дисков после термической обработки

	Скорость		Свойства, МПа, при				
Место	охлаждения,	Температура, °С	моделиј	эксперименте			
	°C/мин		$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$	
Varyya wwa akuana	207	RT	1653	1252	16561673	12501290	
Кольцо для образа	307	650	1492	1157	14601506	11701211	
C	42	RT	1579	1123	13801426	11001102	
Ступица		650	1385	1019	13401361	10251042	
П	тно 70	RT	1598	1155	14801485	11351160	
Полотно		650	1411	1053	13951460	10401115	
05	102	RT	1612	1178	15951595	11601170	
Обод	102	650	1431	1078	14351460	10401125	



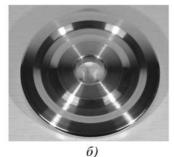


Рис. 6. Диски для турбинного двигателя из сплавов FGH95 (a) и FGH96 (б)

влияющим на прочностные характеристики дисков. Порошковый сплав для дисков характеризуется повышенной степенью легирования и большим содержанием үџ-фазы. Он чувствителен к растрескиванию при закалке. При закалке возникают существенные проблемы с прокаливаемостью и растрескиванием. Для решения этих проблем разработана программа, предназначенная для анализа склонности дисков к растрескиванию при термической обработке, прогнозирования свойств и т.д.

В табл. 2 приведены результаты прогнозирования механических свойств в разных местах дисков по сравнению с экспериментальными данными. Из табл. 2 следует, что результаты прогнозирования очень хорошо совпадают с результатами измерения. Эта программа применяется для проектирования конфигурации заготовки для термической обработки дисков, в том числе центрального отверстия,

фаски, перехода сечений и т.д. путем расчета скорости охлаждения, напряжения при закалке дисков.

Практика показывает, что программа компьютерного моделирования может эффективно и надежно определять технологический процесс термической обработки. Эти данные позволяют рационально проектировать формы заготовки для последующей термической обработки (рис. 6) [6].

Заключение

Совместными усилиями материаловедов и конструкторов в Китае достигнуты значительные успехи в разработке и применении порошковых дисков для ГТД. Активно проводится обмен информацией в этой области с зарубежными коллегами, особенно с российскими из ВИЛСа и ВИАМа. Это способствует развитию работ в области порошковых жаропрочных сплавов. Проведенные работы убеждают, что порошковые жаропрочные сплавы имеют очень большую перспективу в авиадвигателях нового поколения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Ван У Сян и др. Разработка и эксплуатация порошковых жаропрочных сплавов // Авиационный инжиниринг и ремонт. 2002. № 6. С. 36–39.
- 2. Хэ́ Фэн и др. Study of P/M syperalloy blisk prepared by hip diffysion bonding // International Conference on Hot Isostatic Pressing. Moscow, Russia May, 2002.
- 3. **Цзоу Цзин Вэнь.** Исследование структуры и свойств порошковых жаропрочных сплавов FGH95 и FGH96 // Инжиниринг материалов. 2002. Сп. вып. С. 58–60.
- 4. **Ян Ван Хун.** Пограничные выделения и механизм образования первоначальных частиц порошкового жаропрочного сплава // Авиационные материалы. 1990. Т. 10. С. 53.
- Ху Хэ. Газостатирование жаропрочных сплавов на основе никеля // Металл. 2002. Т. 38. № 11.
- 6. Finite element analysis of quenching process of P/M superalloy FGH95 // Acta Metallurgica Sinica Oct. 1999. V. 15. Supp 1, 2. P. 388–398.

Гэ Цзы Гань; Цзоу Цзин Вэнь; Ван у Сян, Garibov@oaovils.ru

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. http://www.mashin.ru
Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.
Сдано в набор 09.06.2010 г. Подписано в печать 09.08.2010 г. Формат 60х88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,73. Заказ 557. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.