ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 9 сентябрь 2014

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

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

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ЛУТОВИНИНА О.Н.
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Семёнов А.Б., Семёнов Б.И. Рациональный выбор материалов и эффект синергии междисциплинарных подходов при выборе технологии производства точной фасонной заготовки из алюминиевого сплава . . . 3

Литейное и сварочное производства

Беляков А.И. Изготовление отливок из чугуна с шаровидным графитом в различных литейных цехах . . . 11

Панкратов С.Н., Семёнов К.Г., Батышев К.А. Влияние микролегирования на литейные свойства меди . . . 18

Быковский О.Г., Фоменко А.В., Лаптева А.Н., Пасько Н.П., Чечет А.В. О температуре и строении частиц при плазменном напылении порошкообразных материалов . . . 21

Кузнечно-штамповочное производство

Кочетков А.В., Гнитько В.Б., Ермолаев В.И., Ермолаева В.В. Расчет пружинения детали при гибке с растяжением с учетом дополнительных пластических деформаций при разгрузке . . . 25

Корчак Е.С., Ковалёва О.А. Пути совершенствования конструкций контейнеров промышленных газостатов . . . 28

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н., Платов С.И. Осевое напряжение и прирост средней температуры в проходе волочения с противонатяжением при различных моделях упрочнения материала проволоки . . . 31

Материаловедение и новые материалы

Боровин Ю.М., Овчинников В.В., Лукьяненко Е.В., Лищук С.А. Износостойкость деталей из стали 30ХГСН2А, подвергнутых ионной имплантации после ультразвуковой обработки . . . 40

Бочарова А.А. Изготовление биметаллических дисков газотурбинных двигателей горячим изостатическим прессованием . . . 44

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

© Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2014

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 9 September 2014

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

This issue prepared with assistance of specialists:
LUTOVININA O.N.
SERIKOVA E.A.

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

Semenov A.B., Semenov B.I. Materials selection in mechanical design and synergism in interdisciplinary selection of product's processing 3

Foundry and Welding Productions

Belyakov A.I. Production of spheroidal graphite iron castings in different foundry shops. 11

Pankratov S.N., Semenov K.G., Batyshev K.A. Effect of microalloying on casting properties of copper 18

Bykovsky O.G., Fomenko A.V., Lapteva A.N., Pas'ko N.P., Chechet A.V. About temperature and structure of particles in plasma spraying of powdered materials. 21

Forging and Stamping Production

Kochetkov A.V., Gnit'ko V.B., Ermolaev V.I., Ermolaeva V.V. Calculation of deviation of detail processed by flexible with stretching taking into account additional plastic deformations due to unloading. 25

Korchak E.S., Kovaleva O.A. Ways of industry gas-extruder containers improving 28

Rolling and Drawing Production

Gur'yanov G.N., Platov S.I. Axial stress and increase of average temperature in drawing with back-pull pass at different models of hardening of wire material 31

Physical Metallurgy and New Materials

Borovin Yu.M., Ovchinnikov V.V., Luk'yanenko E.V., Lishchuk S.A. Wear resistance of parts made of steel 30KhGSN2A subjected to ion implantation after ultrasonic treatment . . 40

Bocharova A.A. Production of bimetallic disks of gas turbine engines by hot isostatic pressing 44

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

© «Mashinostroenie Publishers», «Blanking productions in mechanical engineering», 2014

УДК 62-403/-405:669

А.Б. Семёнов, Б.И. Семёнов
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Рациональный выбор материалов и эффект синергии междисциплинарных подходов при выборе технологии производства точной фасонной заготовки из алюминиевого сплава

Рассмотрены возможные применения метода рационального выбора конструкционных материалов с ориентацией на алюминиевые сплавы. Показано, что данный метод может быть эффективно специализирован в связи с разработкой новой парадигмы формирования кристаллического строения фасонных заготовок из металлических сплавов и композитов — переработкой материалов в изделия в твердожидком состоянии — и ориентацией на использование синергетических эффектов междисциплинарных подходов при выборе технологического решения.

Ключевые слова: выбор материала и технологии; рациональные процедуры; синергетические эффекты; тиксоформинг и перемешивающая обработка; микроструктура; свойства.

The application of the method of materials selection with focus on aluminum alloys are considered. It is shown that this method can be effectively specialized in connection with the development of new paradigm of processing of shaped pieces of metal alloys and composites — processing of materials in products in the semi-solid state — and focus on the use of the synergies of interdisciplinary approaches in choosing mechanical design and the product's processing.

Keywords: material and processing selection; synergism; thixoforming and friction stir processing; microstructure; properties.

Выбор материалов при конструировании является сложной проблемой ввиду большого количества доступных материалов, несхожести требований (включая неколичественные характеристики), потребности в компромиссе между противоречивыми целями, трудности одновременного выбора материалов и технологических процессов и сложности определения стоимости. Несмотря на это существует потребность в разработке рациональных методов и путей выбора материалов, особенно в тех случаях, когда материалы определяют экономическую эффективность. Необходимым условием при проектировании и разработке инженерных конструкций является объединение задач, связанных с их конструированием, выбором материалов и технологии производства в единый комплекс путем определения взаимных связей между всеми конструктивными и технологическими параметрами разрабатываемого изделия. Такой подход позволяет удовлетворить всем требованиям технического задания на конструкцию, которые, как правило, бывают противоречивыми и требуют поиска компромисса.

Для сравнения доступных для использования, но разных материалов полезен метод характерных индексов. При проектировании летательных аппаратов и космических объектов стало стандартным сравнение таких характеристик, как E/ρ и σ/ρ (где E — модуль упругости; ρ — плотность; σ — напряжение) в качестве показателей при выборе эффективных материалов по характеристикам жесткости и прочности при минимальной массе.

Проиллюстрируем эффективность метода на следующем примере: пусть конструируется изделие, представляющее собой брус заданной длины L, нагруженный растягивающей силой F, под действием которой брус должен иметь удлинение ΔL, меньшее, чем предписанное значение.

Кроме того, конструктор должен выбрать материал, который будет минимизировать массу детали. В описании детали мы имеем заданную форму (брус), геометрические факторы (задана длина), независимую переменную (площадь S сечения бруса), ограничения (изделие должно иметь жесткость выше, чем заданная величина) и задачу оптимизации (масса детали должна быть минимальной). Метод характерных индексов может быть применен во всех случаях, когда возможны такие очевидные декомпозиции требований к детали. Остается ответить на вопрос: какой должна быть комбинация свойств? С помощью характерных индексов задача решается:

— условие требуемой жесткости можно записать в виде:

$$\frac{F}{SE} < \frac{\Delta L}{L}; \qquad (1)$$

— выражение для оптимизации массы:

$$M = \rho LS. \quad (2)$$

Исключая из этих двух уравнений свободную переменную S, получаем:

$$M > \frac{FL^2}{\Delta L}\frac{\rho}{E}. \quad (3)$$

Из условия (3) становится очевидным, что по отношению к заданным точным значениям величин F, L, ΔL из всех материалов, которые обеспечивают требуемую жесткость при минимальной массе, выбирается только тот, который имеет максимум отношения E/ρ: это отношение и определяет характерный (представительный) индекс в данной задаче.

Описанный метод позволяет оценивать пригодность различных материалов для выполнения поставленных требований. Если вместо предписанной жесткости будет установлено требование по прочности, то характерный индекс принимает вид отношения $\sigma_{0,2}/\rho$; если стержень вместо растяжения нагружается изгибом, то при заданной жесткости характерный индекс принимает вид $E^{1/2}/\rho$, а при заданной прочности — $\sigma_{0,2}^{2/3}/\rho$.

Для сравнения материалов необходимо выполнить два условия: иметь достаточно полную базу данных (БД) и способность работать со спектром требований, значимость которых может быть различной в конкретном процессе конструирования (базу знаний). Эти методы помогают конструктору, если база данных превращена в базу знаний, вытекающую из выбираемых критериев оптимизации.

В отечественную практику конструирования метод характерных индексов был введен достаточно давно при создании приборов и машин высокой точности. По М.Л. Хенкину и И.Х. Локшину (см. кн.: Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. М.: Машиностроение, 1974. 255 с.), сравнивать физико-механические свойства конструкционных материалов, используемых для изготовления высокоточных изделий, и осуществлять оптимальный выбор следует по отношению показателя сопротивления микропластическим деформациям $\sigma_г$ и модуля упругости E к плотности ρ: для конструкций высокой точности, малых размеров и массы наиболее приемлемы металлы и сплавы с высокими значениями $\sigma_г/\rho$ и E/ρ.

Для таких конструкций могут потребоваться материалы с минимальным отношением коэффициента линейного термического расширения α к теплопроводности λ. Чем меньше у материала величина α/λ, тем меньше температурные деформации и напряжения, возникающие в изделии при колебании температуры.

Рекомендуемая процедура выбора может быть проиллюстрирована примером. Необходимо выбрать материал для корпуса гироскопа, обладающий следующими физико-механическими характеристиками: $\rho < 2{,}8\,\frac{г}{см^3}$; $\alpha = (11{,}5...15)\cdot 10^{-6}\,\frac{1}{°C}$; высокой размерной стабильностью и вакуумплотностью, жесткостью, прочностью и доступностью по цене.

Для выбора создают базу данных по материалам объекта техники (ОТ) (табл. 1), которая затем трансформируется в характерные индексы, представленные в табл. 2. Последние анализируют с помощью карт выбора (рис. 1). В качестве определяющих выбраны зависимости ρ—α и $\sigma_{0,001}/\rho$—α/λ. Допускаемые интервалы значений характерных индексов, определяющих надежную работу конструкции, на картах выбора выделены штриховкой. Критерии, определившие окончательный выбор материала, представлены в табл. 3.

В современной мировой практике для этих целей разработаны компьютерные программы выбора материала и комплексные критерии выбора (см. Ashby M.F. Materials selection in mechanical design. Pergamon Press, 1992; Brechet Y., Bassetti D., Pechambert P. 5-th Materials Science Forum. 1996. Vols. 217—222). Например, компьютерная программа CMS (Кембриджский селектор для выбора материалов) решает проблему выбора материала следующим образом: материалы различных БД (общая БД, более специализированные БД по легким металлам, сталям, полимерам, композитам и т.д.) строятся в виде "карт выбора", аналогичных приведенным выше, а набор критериев выбора существенно расширен.

Выбор осуществляют графически, помещая окно или линии, ограничивающие определенную область на карте так, что последовательно можно провести несколько отборов. Принцип отбора напрямую зависит от метода характерных индексов и карт выбора, но компьютерная программа делает метод намного более гибким, поскольку позволяет пользователю нарисовать ту карту, которую он пожелает, располагая по осям те или иные характерные индексы и даже количественные оценки, такие как сопротивление коррозии в морской воде и т.п.,

1. База данных по материалам ОТ

Марка материала	Химический состав	ρ, г/см^3	α, 10^{-6} 1/°C, при 20...100 °C	λ, Вт/(м·°C)	*E*, ГПа	$\sigma_в$	$\sigma_{0,001}$	$\sigma_т$	C, у.е. за 1 кг
						МПа			
Be	99,8 % Be	1,85	11,8...12,5	146	280...300	300...500	20...30	200...365	3000
40ХНЮ-ВИ	Si, ⩽0,1 % Mn ⩽0,03 % C ⩽0,01 S, P 3,8 % Al, 0,6 % Fe 41 % Cr Ni — основа	7,85	11,6...12,4	27,8	220...230	2000...2100	55...60	905...915	3...4
САС1-400	25...30 % Si 5...7 % Ni	2,73	14,5...15,5	134	100...110	230...250	9,8...11,8	210...230	8...10
САС1-50	25...30 % Si 5...7 % Ni	2,73	14,5...15,5	125,5	100...110	250...270	10...12	220...240	9...11
КСП-15	САС1-50 + + 15 % Si_3N_4	2,7	13,1...13,5	101,5	102...103	277...304	29,4...33,4	230...250	300
АКП-1М	САС1-50 + 20 % Si	2,63	12,0...13,0	126	95...105	250...260	20...25	220...240	250
АК7ч (АЛ9)	По ГОСТ 2685—75	2,66	22,2...22,6	117	71...73	160...230	16...18	140...160	1,3...1,7
2Х13	По ГОСТ 5949—75	7,75	10,4...11,0	23,8	197...204	650...670	400...450	440...460	1,2...1,5
ВТ5	По ГОСТ	4,5	9...10	7,5	102...106	800...950	300...400	700...850	3...4

2. Характерные индексы

Марка материала	Химический состав	ρ, г/см^3	α, 10^{-6} 1/°C, при 20...100 °C	α/λ, м/Вт	*E*/ρ, ГПа·см^3/г	$\sigma_в$/ρ, МПа·см^3/г	$\sigma_{0,001}$/ρ, МПа·см^3/г	*E*/(ρ·C), ГПа·см^3/(г·у.е.)
Be	99,8 % Be	1,85	11,8...12,5	0,080...0,086	151,35...162,62	162,16...270,27	10,81...16,22	0,050...0,054
40ХНЮ-ВИ	Si, ⩽0,1 % Mn ⩽0,03 % C ⩽0,01 S, P 3,8 % Al, 0,6 % Fe 41 % Cr Ni — основа	7,85	11,6...12,4	0,417...0,446	29,05...29,30	254,78...267,51	7,01...7,64	7,26...9,76
САС1-400	25...30 % Si 5...7 % Ni	2,73	14,5...15,5	0,108...0,116	36,63...40,29	84,25...91,57	3,59...4,32	3,66...5,04
САС1-50	25...30 % Si 5...7 % Ni	2,73	14,5...15,5	0,116...0,124	36,63...40,29	91,57...98,90	3,66...4,56	3,33...4,48
КСП-15	САС1-50 + + 15 % Si_3N_4	2,7	13,1...13,5	0,129...0,133	37,77...38,15	102,59...112,59	10,89...12,37	0,125...0,127
АКП-1М	САС1-50 + 20 % Si	2,63	12,0...13,0	0,095...0,103	36,12...39,92	95,06...98,85	7,60...9,51	0,14...0,16
АК7ч (АЛ9)	По ГОСТ 2685—75	2,66	22,2...22,6	0,189...0,193	26,69...27,44	60,15...84,47	6,01...6,76	15,7...21,11
2Х13	По ГОСТ 5949—75	7,75	10,4...11,0	0,437...0,462	25,42...26,32	83,87...86,45	51,61...58,06	14,95...21,93
ВТ5	По ГОСТ	4,5	9...10	1,200...1,333	22,66...23,55	177,78...211,11	266,16...323,19	5,67...7,85

3. Критерии, определившие окончательный выбор материала

Марка материала	Химический состав	ρ, г/см^3	α, 10^{-6} 1/°C	Вакуум-плотность	Стоимость, у.е.	*E*/(ρ·C), ГПа·см^3/(г·у.е.)
Be	99,8 % Be	1,85	11,8...12,5	Хорошая	3000	0,050...0,054
КСП-15	САС1-50 + 15 % Si_3N_4	2,7	13,1...13,5	Удовлетворительная	300	0,125...0,127
АКП-1М	САС1-50 + 20 % Si	2,63	12,0...13,0	Хорошая	250	0,14...0,16

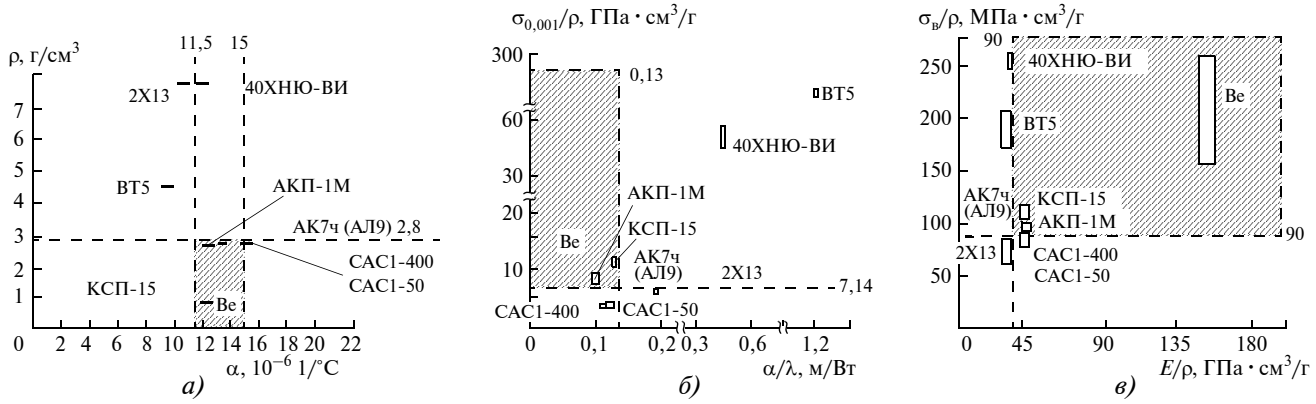


Рис. 1. Использованные карты выбора:
а — № 1; *б* — № 2; *в* —№ 3

или же булевы характеристики (пригодность к данной геометрической форме) и т.д.

По отобранным материалам, которые удовлетворяют всем требованиям, делают распечатку (файл) и также возможно извлечь из БД все их свойства. Промежуточный файл позволяет в цифрах проанализировать причины, по которым были отвергнуты некоторые материалы. Существенное продвижение вперед в методике выбора появляется тогда, когда компьютерная программа позволяет сделать выбор не только по свойствам, но и по возможности их реализовать, а также если многокритериальный выбор, включая критерий изменяющейся важности, легко реализуем.

Прямым ограничением представленного метода выбора является трудность совмещения выбора материала и выбора технологии формирования детали. Когда такая задача поставлена и установлено, какие материалы доступны, все еще сохраняется необходимость в детальном исследовании. Необходимый рациональный метод выбора технологий, когда он специализирован для конкретного класса материалов, должен полностью интегрировать в себе при выборе и технологический процесс формообразования, и свойства, и технологические характеристики материала.

Первым шагом, сделанным в этом направлении, является выбор литейных алюминиевых сплавов. Для этого способа формообразования технология, геометрия детали и свойства материала тесно связаны друг с другом, а выбор материала однозначно зависит от его характеристик до тех пор, пока нагрузки, имеющие отношение к детали, не будут приводить к обсуждаемым проблемам.

При использовании традиционных методов литья первое требование метода характерных индексов — это способность разделить свободные и связанные переменные — для отливок полностью не выполняется: так как литейная технологичность различных сплавов является величиной переменной, то и минимальная толщина стенки детали, которая ограничивает интервал свободной переменной, зависит от выбора материала. В зависимости от выбранного сплава и выбранного процесса формообразования возникает различие в достигаемой геометрии.

В общих чертах главный принцип выбора материалов с помощью компьютерной программы, специализированной для литейных алюминиевых сплавов, содержит три ключевых противоречия:

1) влияние геометрии детали и технологического процесса на возможность получения заготовки из данного сплава;

2) зависимость механических свойств от геометрии заготовки и технологии литья;

3) определение стоимости производства, зависящей от сложности детали.

В большинстве случаев возможность получения качественной литой детали оценивается с точки зрения склонности сплавов к образованию горячих трещин и сложности геометрии. Чем сложнее деталь, тем выше вероятность возникновения горячих трещин. Минимальная толщина стенки заготовки, которая может быть получена при литье, из всех требований технологичности становится определяющей для процессов литья.

Набор требований, устанавливаемый технологиями литья (определяется геометрией изделия и возможностью достижения определенных свойств), транслируется (преобразуется) в термины требований к сплаву: устанавливается, что из этого сплава нужно произвести, склонность сплава к образованию горячих трещин, на основании чего рассчитывается минимальная толщина стенки отливки, доступная для изготовления, через учет скорости затвердевания проводится коррекция механических свойств с учетом геометрии заготовки.

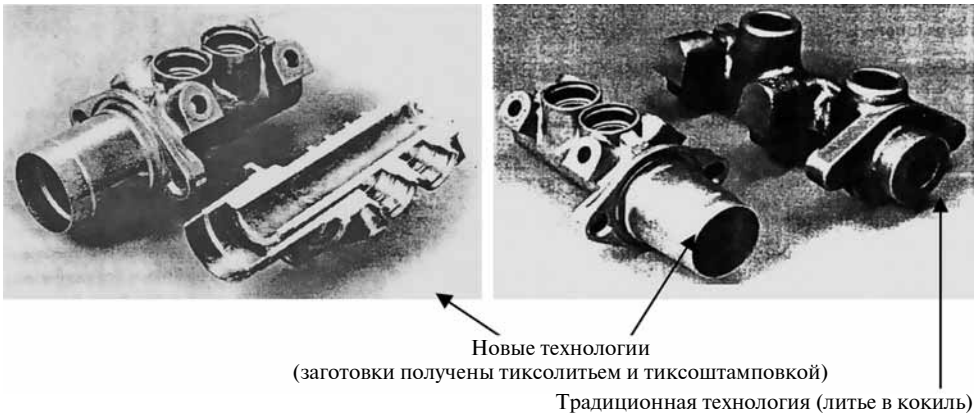


Рис. 2. Эффективность новейшего конструкторско-технологического решения

С учетом перечисленных факторов сконструирована и изготовлена отливка "корпус главного тормозного цилиндра" из алюминиевого сплава, полученная литьем в кокиль (рис. 2, отливка расположена в правой части), заменившая отливку из чугуна.

Сорок лет назад в Массачусетском технологическом институте (США) родилась принципиально новая идея управления формированием кристаллического строения отливок — идея, получившая сегодня обобщающие наименования: "тиксоформирование, Semi Solid Processing, Thixoforming". Под этими терминами объединяются тиксо- и реолитье, тиксо- и реоштамповка, тиксо- и реомолдинг, тиксопрессование, новое реолитье и др. Характеристики новых процессов и потенциальные выгоды от их использования, связанные с недендритной кристаллизацией, обобщены проф. М. Флемингсом (Behavior of metal alloy in the semi-solid state // Metallurgical Transaction A. 1991. Vol. 22A. P. 957—981).

Рассмотрим пример изделия, более "контролируемого" стоимостью, чем корпус гироскопа. Контролируемым параметром в новых процессах стала вязкость сплава, а минимальная толщина стенки детали перестала быть лимитирующим фактором технологического процесса, что привело к совершенствованию уже существующего конструктивного решения.

Корпус цилиндра привода гидравлического тормоза легкового автомобиля должен выдерживать внутреннее давление без заметной упругой деформации для того, чтобы исключить образование зазоров во время эксплуатации. Это условие необходимо выполнить при минимальной массе детали и минимальной стоимости С. Соответствующие характерные индексы — E/ρ, $E/(\rho\cdot C)$, $\sigma_в/\rho$, $\sigma_в/(\rho\cdot C)$.

В работе M.F. Ashby, применив описанную методику к базе данных легких сплавов CMS с ориентацией выбора на стоимость, установлен ряд материалов, наилучшим образом удовлетворяющих поставленным требованиям. В результате выбор делают в пользу литейных сплавов (А356, А357, российский аналог — сплав АК7), и этот выбор определен конфигурацией изделия.

Эффективность новейших конструкторско-технологических решений, опирающихся на новую технологию формообразования, подтвержденная в условиях массового производства фасонных заготовок главного тормозного цилиндра автомобиля, показана на рис. 2 (слева) и в табл. 4 [1, 2].

По всем изученным показателям качества тиксоштампованные и реолитые фасонные заготовки превосходят изготовленные традиционными методами [3]. Одновременно они конкурентоспособны по экономическим показателям. На рис. 3, *а* (данные фирмы Vforge, США) показатели качества но-

4. Характеристики и параметры качества технологического процесса

Процесс	Сплав/состояние заготовки	Масса порции, г	Минимальная толщина стенки, мм	Масса детали/потери, г/%	Негидроплотные заготовки, %	ТО	Производительность, шт./ч	Число ступеней механической обработки
Традиционный процесс (кокиль)	А356/жидкость	765	6,3	450/40	2	Т6	24	18
Новые процессы:								
тиксоштамповка	А357/реослиток ∅76 мм	450	—	390/13	0	Т5	150	—
тиксолитье	А357/МГД-слиток ∅76 мм	441	3,2	390/11,5	0	Т5	180	5

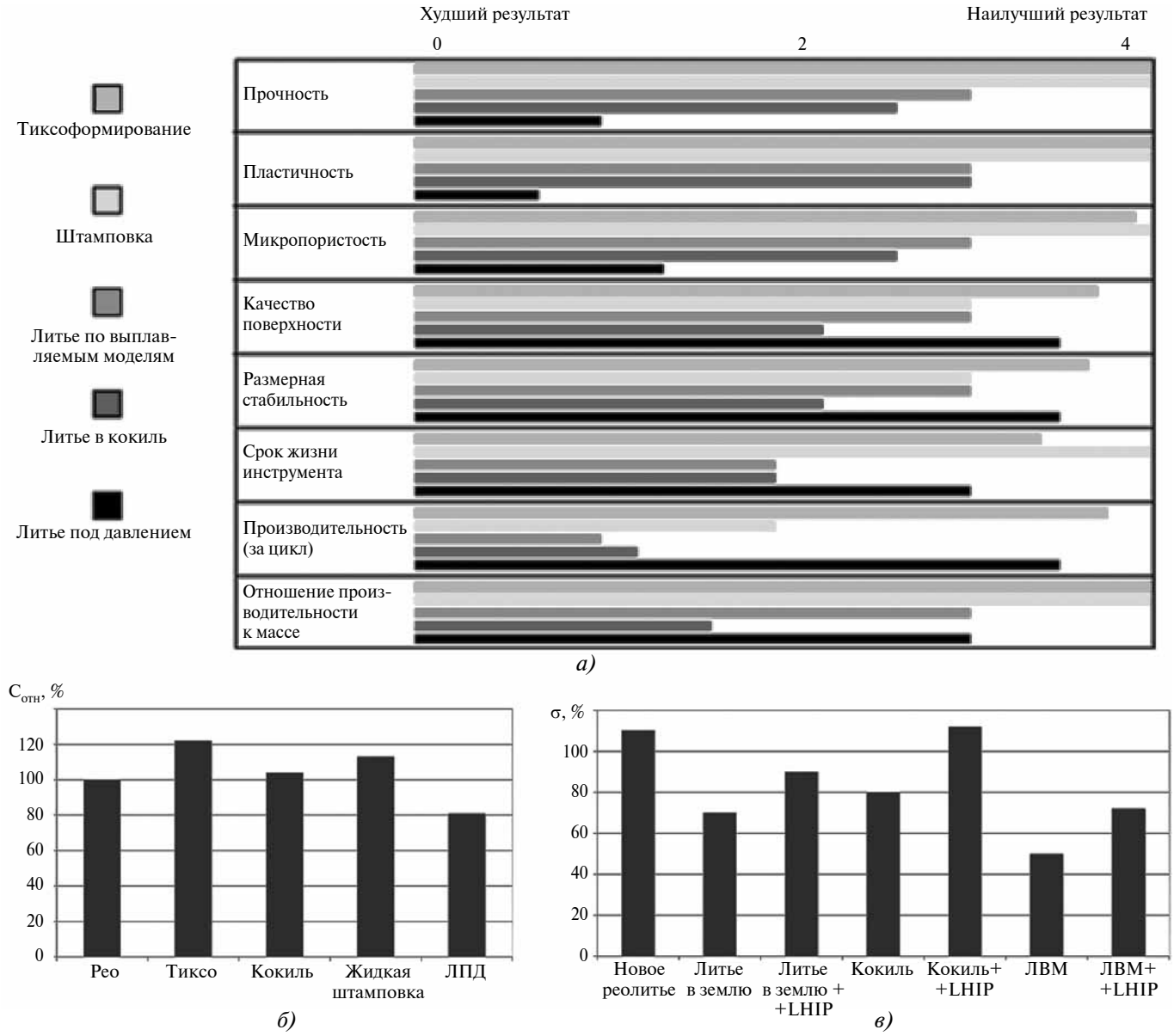


Рис. 3. Преимущества тиксоформирования в сравнении с другими технологическими процессами получения фасонных отливок:
б — относительная стоимость производства 1 кг фасонной заготовки $C_{отн}$; *в* — сопротивление усталости сплава АК7 в отливке σ

вых технологий представлены в виде, пригодном для использования в соответствующих базах данных. Выраженные в процентах относительная стоимость 1 кг фасонной заготовки (рис. 3, *б*) или сопротивление усталости конкретного сплава в отливке (АК7 на рис. 3, *в*) также позволяют ранжировать возможные технологические методы в соответствии со сформулированными выше требованиями.

Новые схемы организации технологических процессов в заготовительных производствах привлекают многократно возрастающей пластичностью сплава, высоким качеством и повышенной надежностью деталей, существенно измененными на пользу конструктора критериями технологичности проектируемых деталей. В результате их использования снижается масса детали, ниже потери металла на механическую обработку, количество штамповых операций сокращается до одной, снижаются многократно затраты энергии на изготовление детали.

В частности, эффективность технологий тиксоформирования проявляется в уменьшении толщины стенок изделия при одновременном повышении их герметичности, в снижении массы детали и одновременном росте пределов текучести и прочности, пластичности и ударной вязкости материала, уменьшении количества дефектов при сохранении высокого качества поверхности без

возрастания себестоимости производства. Очевидно, что методы и БД следует расширять именно в этом направлении.

Синергетические эффекты, возникающие при совмещении в одном монолите разнородных материалов, изготовленных по различным технологиям, хорошо известны. Сегодня это новая область знаний: механика и технологии композиционных материалов. Характеристики многих получаемых подобным образом материалов внесены в базы данных и широко используются конструкторами.

Гораздо менее известны, хотя и существуют [6—8] важные для конструктора примеры совмещения нескольких технологических процессов, осуществляемых последовательно на различном технологическом оборудовании, при производстве фасонной заготовки из одного паспортизованного и внесенного в базы данных материала.

Выше было показано, как выбор технологического процесса влияет на оптимизацию конструкторско-технологического решения при использовании литейного сплава АК7 в изделиях машиностроения. Рассмотрим, какое развитие получает идея совмещения технологий.

Управление вязкостью твердожидкого металла порождает возможность использования при производстве фасонной заготовки синергии совмещения нескольких технологических процессов в том случае, если каждый из них может привести к формированию такого кристаллического строения материала детали, которое не достижимо только одним или несколькими традиционными методами. Такой подход позволяет конструктору рассмотреть целый ряд различных конструкторско-технологических решений, основанных на разделении на несколько стадий в пространстве и времени процессов, протекающих при формировании кристаллического строения материала одной заготовки.

Приведем пример такого инновационного подхода на примере изготовления модельной фасонной детали "поршень двигателя внутреннего сгорания", рассматривая тиксоштамповку заготовки из литейного сплава АК7 в качестве базового процесса. Схемы возможной реализации первой стадии нового технологического процесса — тиксоштамповки — показаны на рис. 4.

Применяемые заготовки из выбираемого сплава должны быть специально подготовлены и характеризоваться размягчающимся при сдвиге и одновременно тиксотропным поведением, слабой склонностью к разделению жидкой и твердой фаз в процессе формообразования при высокой доле твердой фазы.

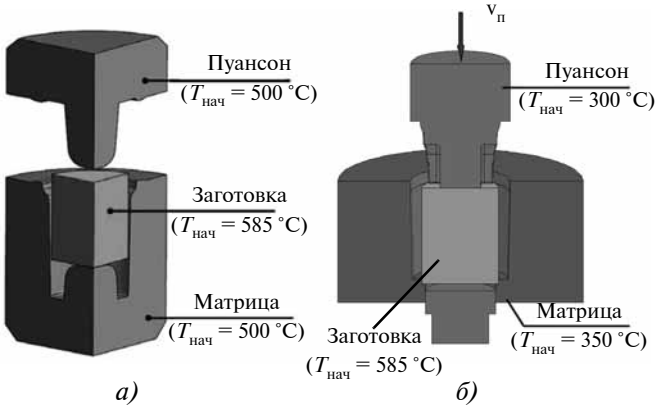


Рис. 4. Варианты тиксоштамповки детали "поршень" методом обратного выдавливания на гидропрессе:

а — в условиях, приближенным к изотермическим [8];
б — в неизотермических условиях [9, 10]

Вторая стадия предполагаемого конструкторско-технологического решения строится на использовании потенциала фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) [11, 12] в ее способности резко измельчить и изменить микроструктуру обрабатываемого участка детали, приблизив структуру сплава АК7 на обрабатываемом участке к композитной, исключить пористость и другие внутренние дефекты на локальном участке заготовки. Особенно важным является то обстоятельство, что ФПО можно применить к любому алюминиевому сплаву, независимо от того отнесен ли он к деформируемым или литейным.

На рис. 5 показан пример детали, где подобное технологическое решение привело к резкому повышению качества изделия и одновременно значительно повлияло на весовую эффективность конструкции.

Рис. 5. Поршень, головка которого подвергнута фрикционной перемешивающей обработке (после ФПО микроструктура существенно улучшена [13])

Переработка твердожидкого металла в процессе, называемом "тиксоформирование + ФПО", ставит ряд принципиально новых для технологов задач, связанных с конструированием технологической оснастки и выбором стратегий процесса, приводящих к требуемым свойствам материала в изделии.

Заключение. Показано, что на той стадии проектирования, когда необходимо одновременно осуществить выбор материала и процесса формообразования, рассмотренный метод способен выполнить функцию эффективного помощника конструктора при оценке потенциала различных материалов. При этом общие методы должны быть привязаны к конкретному классу материалов с учетом возможностей современных технологий.

В практической деятельности машиностроительных фирм осуществляется внедрение нового технологического оборудования, способного в условиях массового производства заменить традиционные методы изготовления фасонных заготовок ответственных деталей, происходит усложнение технологических схем процесса формирования фасонных заготовок.

Эти методы уже сегодня рассматривают как новые технологии производства точных отливок и штамповок из высокопрочных алюминиевых сплавов для изделий ракетно-космической техники [4], а в ближайшие годы могут стать перспективным направлением, пригодным для массового производства заготовок в тех областях машиностроения, где требуется оптимизация конструкторско-технологических решений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Young R.P., Fitze R.** Semi-solid Metal Cast Aluminium Automotive Components // Proc. of the 6-th Int. 2000. P. 153—177.
2. **Jorstad J.L.** Semi-solid Metal Processing: A Cost-Competitive Approach for High Integrity Aluminum Components // Proc. of the 6-th Int. 2000. P. 227—233.
3. **Семёнов Б.И., Куштаров К.М.** Производство изделий из металла в твердожидком состоянии. Новые промышленные технологии: учеб. пособие для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. 223 с.
4. **Капранос П.** Тиксоформинг: от автостроения до авиации и космоса // Цветные металлы. 2008. № 1. С. 95—100.
5. **Семёнов Б.И., Семёнов А.Б., Солодилов С.А.** Неустойчивые динамические состояния системы — основа новых технологий обработки металлических материалов и композитов // Труды МНТК "Прикладная синергетика". Уфа, 2004. Ч. 2. С. 58—64.
6. **Семёнов А.Б.** Алюмоматричные композиты с дисперсным керамическим наполнителем SiC в процессах и трибопарах сухого трения: дис. ... канд. техн. наук. М., 2005.
7. **Фрикционное** перемешивание — основа новой технологии обработки материалов на основе алюминия / А.Б. Семёнов, С.А. Солодилов, Б.И. Семенов, А.Е. Древаль // Труды МНТК "Фракталы и прикладная синергетика". Москва, 2005. С. 176—177.
8. **Behrens B-A., Matthias T.** Numerische Abbildung der Formgebung von Aluminium im teilflussigen Zustand // www.utfscience.de IV/2009.
9. **Экспериментальное** изучение процесса тиксоштамповки фасонной модельной детали из сплава АК7 / Б.И. Семёнов, А.Б. Семёнов, Н.А. Джиндо, Бинь Нго Тхань, И.Я. Белоусов, И.М. Койдан // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 3. С. 22—26.
10. **Семёнов Б.И., Нго Тхань Бинь, Семёнов А.Б.** Тиксоформирование фасонных деталей из алюминиевых сплавов // Инженерный журнал: наука и инновации, 2013, вып. 3. URL: http://engjournal.ru/catalog/machin/hidden/639.html.
11. **Семёнов Б.И., Корневич А.П.** Локальное повышение механических характеристик готовых изделий и полуфабрикатов на примере колесного диска большегрузного автомобиля из алюминиевого сплава 2014 // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 8. С. 8—14.
12. **Особенности** технологии сварки трением с перемешиванием / А.П. Корневич, Б.И. Семёнов, Я.В. Чуфринова, Г.В. Шилло // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 9. С. 7—14.
13. **Sarang Shah, Sabri Tosunoglu.** Friction Stir Welding: Current State of the Art and Future Prospects // The 16th World Multi-Conference on Systemics, Cybernetics and Informatics, Florida. 2012.

Алексей Борисович Семёнов, канд. техн. наук;
Борис Иванович Семёнов, д-р техн. наук,
semenovbi@bmstu.ru

УДК 621.74

А.И. Беляков *(ООО "МеталЛитМаш", г. Коломна)*

Изготовление отливок из чугуна с шаровидным графитом в различных литейных цехах

Исследована возможность получения чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) в любых литейных цехах, имеющих различное плавильное оборудование. Приведены данные по выбору модификатора в зависимости от требуемой структуры и плавильного агрегата. Даны рекомендации по производству ЧШГ и оптимизации химического состава, обеспечивающего получение преимущественно ферритного чугуна. Построены математические зависимости ЧШГ от микроструктуры и химического состава, которые проверены при изготовлении ответственного литья в независимых лабораториях в России и за рубежом.

Ключевые слова: модификатор; химический состав; шаровидный и вермикулярный графит; феррит.

The possibility of obtaining of spheroidal graphite iron in any foundry shops having different melting equipment is studied. The data on inoculant choice depending on the desired structure and the melting unit are presented. Recommendations for the production of spheroidal graphite iron and optimization of chemical composition providing receiving of predominantly ferritic iron are made. The mathematical dependence of spheroidal graphite iron on the microstructure and chemical composition, which are tested in the manufacture of responsible casting in independent laboratories in Russia and abroad are obtained.

Keywords: inoculant; chemical composition; spheroidal and vermicular graphite; ferrite.

Существует сложившееся мнение о трудности получения отливок из *чугуна с шаровидным графитом* (ЧШГ) при ваграночной выплавке. Однако спрос на отливки из ЧШГ как в России, так и за рубежом от года к году увеличивается в целях замены во многих случаях стальных отливок, деталей из ковкого чугуна, а в некоторых случаях и отливок из *чугуна с пластинчатым графитом* (ЧПГ).

В России есть ряд небольших литейных цехов, оснащенных вагранками производительностью 2...3 т/ч или индукционными печами емкостью до 400 кг. Большинство из этих цехов имеют возможность освоить технологию получения ЧШГ, что подтверждается производственным опытом следующих отечественных заводов: Камышинский завод, Черняховский ремонтный завод, ОАО "Ярославский электромашиностроительный завод", ООО "МеталЛитМаш", ОАО "Краснодарский компрессорный завод", ОАО "Майдаковский литейно-механический завод" и др.

Технологический процесс получения ЧШГ состоит и следующих этапов:

1) выбор оптимального сфероидизирующего модификатора, выпускаемого в России;

2) разработка технологии получения ЧШГ применительно к конкретному производству;

3) оптимизация химического состава необходимой марки чугуна в зависимости от толщины отливки и получаемой структуры.

1. Выбор модификатора. Наиболее известной на российском рынке и входящей в лидирующую группу поставщиков модификаторов является компания НПП Технология (г. Челябинск), которая производит широкий ассортимент модификаторов комплексных с *микрокристаллической структурой* (МКМ), позволяющих стабильно получать ЧШГ.

МКМ получают методом закалки из жидкого состояния комплексных сплавов ("чипс-процесс"). По данным НПП Технология, высокая скорость охлаждения при разливке (700...1000 °С/с) способствует измельчению модифицирующих фаз в 5—10 раз по сравнению со сплавом, разлитым и закристаллизовавшимся в изложницах. Быстрое охлаждение сплава уменьшает ликвационные процессы магния, кальция и других легких элементов, обес-

1. Сфероидизирующие модификаторы ковшевого модифицирования (ТУ 14-5-248—01)

Марка модификатора	Содержание элементов, % мас. (Fe — остальное)						Область применения
	Mg	Ca	РЗМ	Ba	Si	Al	
Сферомаг® 5212	4,7...5,5	1,5...2,0	0,5...0,8	1,8...2,2	45,0...50,0	<1,5	Для отливок с ферритной структурой; Сферомаг® 6509 применяют, при предъявлении требований по ударной вязкости
Сферомаг® 6004	5,5...6,5	<0,5	—	3,0...5,0			
Сферомаг® 6509	5,7...6,5	4,5...5,5	—	8,5...9,5	50,0...55,0		
Сферомаг® 7103	6,5...7,5	0,4...1,0	—	2,7...3,3			
Сферомаг® 7223		1,5...2,0	—	3,0...4,0	48,0...52,0		
Сферомаг® 610LSi	5,7...6,5	1,0...1,5	0,3...0,5	—	44,0...48,0		Для отливок с перлитной или перлитно-ферритной структурой
Сферомаг® 611LSi	5,7...6,4		0,8...1,2	—		0,8...1,2	
Сферомаг® 611	5,7...6,5			—	50,0...55,0	<1,5	
Сферомаг® 621LSi	5,5...6,3	1,8...2,2	0,6...0,9	—	44,0...48,0		
Сферомаг® 731	6,5...7,5	2,8...3,2	0,6...1,0	—	50,0...55,0		
Сферомакс® 921	8,5...9,5	1,5...2,0		—	45,0...49,0		Для отливок с повышенной твердостью и наличием цементита в структуре
Сферомакс® 923			2,8...3,2	—	50,0...55,0		
Сферомакс® 9104		0,8...1,2	3,7...4,5		45,0...48,0		
Сферомакс® 915			4,6...5,4	—	50,0...55,0		Получение ЧШГ вагранночной плавки с содержанием исходной серы до 0,1 %

печивает однородность химического состава модификаторов.

В табл. 1. приведен ряд сфероидизирующих модификаторов в зависимости от области их применения (классификация компании НПП Технология). Хотя, по мнению автора статьи, это разделение условное.

Производственный опыт получения ЧШГ ООО "МеталЛитМаш" и других предприятий показал, что наиболее приемлемым модификатором, обеспечивающим стабильное получение в структуре чугуна шаровидного графита, является сфероидизирующий модификатор марки Сферомаг® 611 в виде чипсов.

2. Технология получения ЧШГ. Разнообразные условия изготовления отливок из ЧШГ, требования к качеству металла, наличие большого количества модификаторов определяют тот или иной способ ввода модифицирующих присадок.

Универсального, в равной мере удовлетворяющего специфическим производственным условиям небольших цехов способа получения ЧШГ нет и быть не может, несмотря на то что цели модифицирования во всех случаях одни и те же — стабильно получать чугун требуемого качества при наименьших затратах.

Опыт ООО "МеталЛитМаш", а также небольших цехов перечисленных выше заводов, где начали изготовлять отливки из ЧШГ при производстве как небольших отливок и серий, так и крупнотоннажных и серийных количеств, наиболее приемлемым и малозатратным является ковшевой способ модифицирования, такой как ЛС-процесс (рис. 1).

ЛС-процесс основан на том, что любая мелкозернистая магнийсодержащая лигатура смешивается с мелкозернистым наполнителем (ферросилиций марок ФС75, ФС65, ФС45, железный порошок и др.).

На дне ковша *1* устанавливается перегородка *3*, размещаемая от сливного носка до противоположной стороны ковша. Высота *h* перегородки зависит

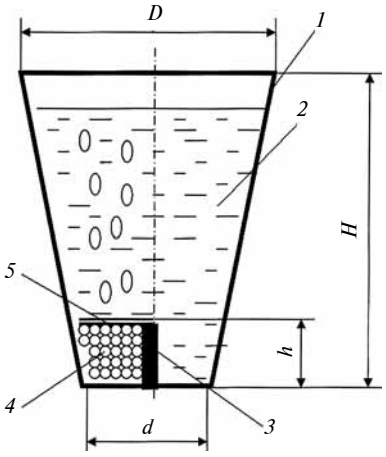


Рис. 1. Схема ЛС-процесса

от емкости ковша, количества и удельной насыпной массы модифицирующей смеси *4* (расчет представлен в работе [1]).

Сфероидизирующий модификатор (Сферомаг® 611 заводской зернистости) и дробленный наполнитель тщательно перемешиваются до однородной массы, засыпаются в один из карманов на дне ковша и прикрываются чугунной стружкой *5*, очищенной от масла, ржавчины и других загрязнений или отходами листовой стали. Куски отходов стали должны быть достаточно большими, чтобы предотвратить их всплытие и в то же время обеспечить их быстрое растворение в жидком чугуне *2*. Масса присыпки составляет 0,3...0,5 % массы заливаемого чугуна.

Способ обеспечивает равномерное растворение сфероидизирующей присадки из-за рассредоточения сфероидизирующего модификатора в присадке, прикрытие модифицирующей присадки инертной присадкой предотвращает непосредственный контакт магниевой лигатуры с расплавом в начальный момент. Процесс протекает спокойно, без выбросов металла и пироэффекта.

Можно использовать любые лигатуры с содержанием магния от 5 до 20 %. Способ обеспечивает высокое усвоение магния свыше 85...95 %. Не требуется предварительной десульфурации чугуна.

3. Оптимизация химического состава ЧШГ. На свойства ЧШГ сильное влияние оказывают содержание углерода и кремния. В технической литературе, посвященной ЧШГ, выбор оптимального соотношения углерода и кремния с учетом геометрических параметров отливок, как правило, не рассмотрен, а в отдельных работах приведены только общие рекомендации, например, что состав чугуна должен быть близок к эвтектическому.

В работах П.И. Степина приведены диаграммы (рис. 2), связывающие между собой толщину отливок, содержание углерода, кремния и остаточного магния. Линии на рис. 2, *а* ограничивают области между перлито-цементитом, перлито-ферритом и ферритом. Из рис. 2, *б* видно, что чем больше углерода в чугуне, тем легче получить чугун без цементита. На рис. 2, *в* представлена обобщенная структурная номограмма, позволяющая определить необходимое содержание углерода, кремния,

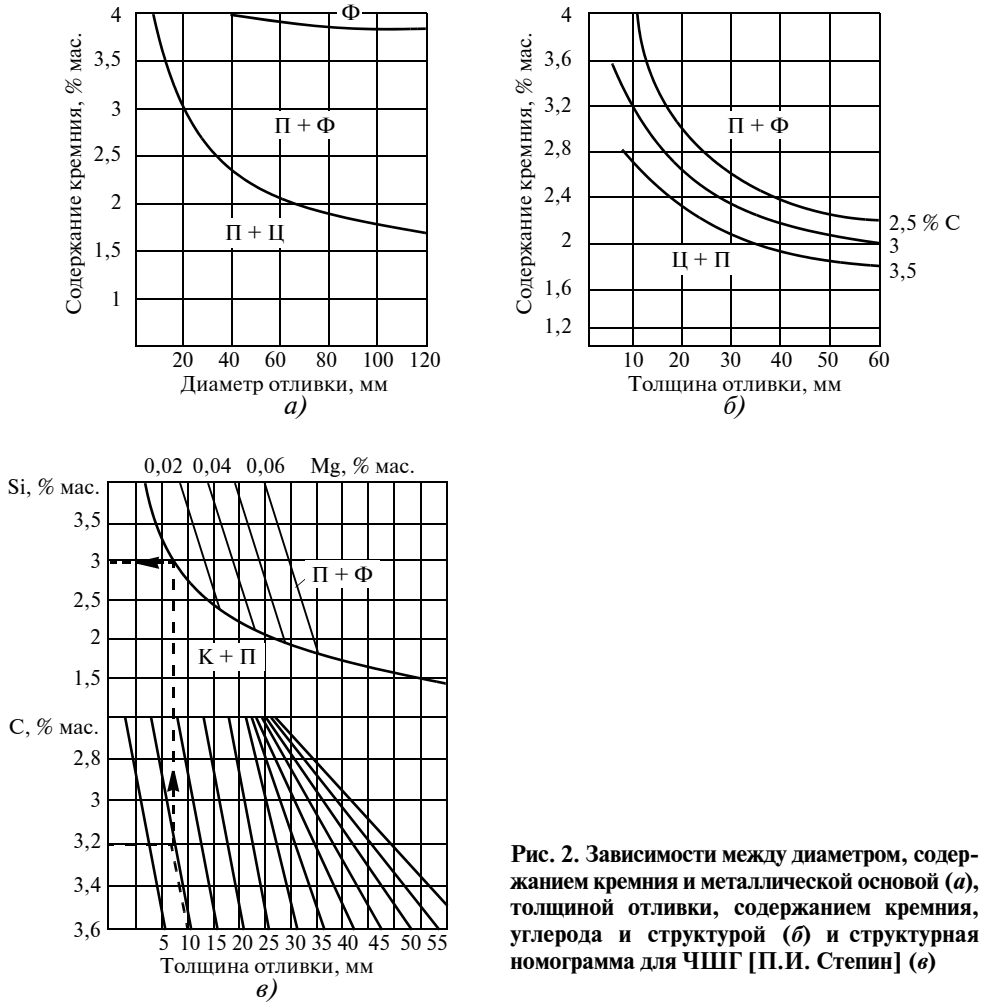


Рис. 2. Зависимости между диаметром, содержанием кремния и металлической основой (*а*), толщиной отливки, содержанием кремния, углерода и структурой (*б*) и структурная номограмма для ЧШГ [П.И. Степин] (*в*)

минимальное количество магния, необходимое для сфероидизации магния от толщины отливки и получения отливок без отбела.

На номограмме показан пример графического решения определения содержания кремния для отливки толщиной 10 мм при содержании в чугуне 3,2 % С. Как видно, для избежания отбела в отливке количество кремния должно быть не менее 3,2 %. При этом количество остаточного магния в чугуне для получения шаровидного графита должно составлять не менее 0,025 %.

По данным исследований [2], для определения соотношения, при котором ЧШГ обладал бы преимущественно ферритной структурой и достаточной вязкостью, содержание кремния с учетом известного соотношения между его концентрацией и углеродным эквивалентом, в случае тонкостенных отливок (до 8 мм) можно изменять от 2,3 до 3,5 % без существенного влияния на механические свойства материала при комнатной температуре.

В отливках с толщиной более 75 мм чугун становится очень чувствительным к содержанию кремния; его содержание должно быть в пределах 2,1...2,5 %. Для предотвращения отрицательного влияния кремния на порог хладноломкости желательно придерживаться нижних границ в установленных диапазонах.

В [2] получены следующие зависимости, связывающие содержание кремния, углерода и толщину стенки равностенных отливок при заливке чугуна в песчано-глинистые формы:

$$Si = 16{,}52 - 1{,}6744\lg s - 3{,}22C; \quad (1)$$

$$C = 4{,}3 - 0{,}46\lg s, \quad (2)$$

где Si, C — содержание кремния и углерода, %;

s — толщина стенки отливки (от 3 до 100), мм.

Уравнения (1), (2) справедливы при содержании фосфора не более 0,05 % и еще меньшем содержании карбидообразующих элементов.

По уравнению (1) построена номограмма (рис. 3), позволяющая в зависимости от толщины отливки и содержания углерода выбрать необходимое количество кремния. Выбранная комбинация по углероду и кремнию в зависимости от толщины отливки позволяет получить отливки без цементита и преимущественно с ферритной структурой.

Другим важным элементом при получении ферритного ЧШГ является содержание марганца в чугуне, который, как известно, является сильным карбидообразующим элементом. Поэтому для получения чугуна с ферритной матрицей необходим контроль его содержания. Этим можно управлять посредством введения необходимого количества кремния, рассчитанного по рис. 4.

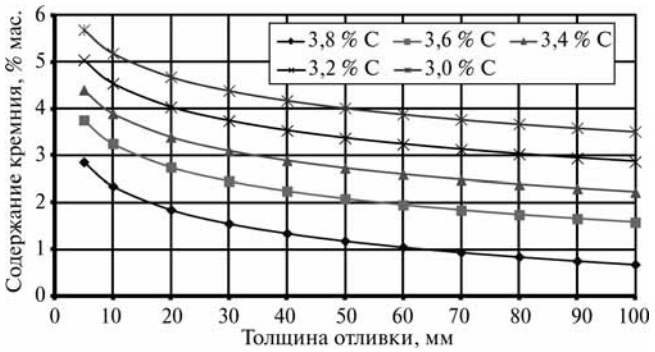


Рис. 3. Зависимость между толщиной отливки, содержанием кремния и углерода

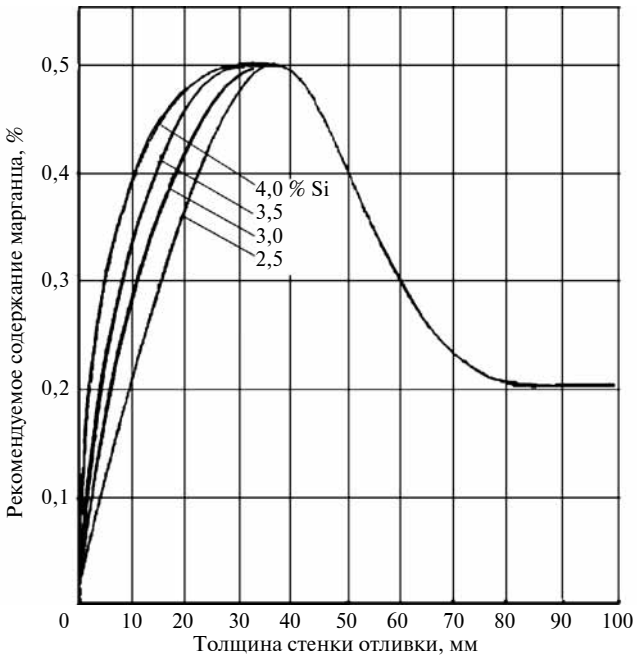


Рис. 4. Зависимость содержания марганца и кремния от толщины отливки

Согласно рис. 4, содержание марганца не зависимо от типа матрицы и необходимо только для исключения образования карбидов в отливке. Из рис. 2 следует, что в отливках с толщиной стенки около 25 мм марганец может формировать карбиды, которые можно успешно нейтрализовать путем увеличения содержания кремния в расплаве. Для отливок с толщиной стенки менее 12 мм для исключения отбела содержание кремния повышают до 2,5...2,8 %, а содержание марганца — приблизительно до 0,35 %. Для толстостенных отливок эти меры не подходят ввиду сильной ликвации марганца как в жидком расплаве, так и в процессе медленного охлаждения отливки в песчаной форме.

Верхняя граница содержания марганца должна быть не более 0,5 %, так как он стимулирует образование цементита.

Автором статьи собраны данные по механическим свойствам отливок из ЧШГ, изготовляемых в ОАО "Ярославский электромашиностроительный завод", ООО "МеталЛитМаш", ОАО "Краснодарский компрессорный завод", ОАО "Майдаковский литейно-механический завод".

Было собрано более 2500 данных производственных плавок, где условия выплавки чугуна, модифицирования, шихтовые материалы, объем сфероидизирующей обработки были различнымы. Сфероидизирующую обработку осуществляли в различных ковшах емкостью от 150 до 10 000 кг в зависимости от возможностей предприятия и массы отливаемых отливок.

Обработку производственных данных проводили с помощью программы "STATISTIKA", которая позволила получить математические зависимости, связывающие химический состав, микроструктуру и механические свойства ЧШГ в литом состоянии:

временное сопротивление при растяжении, МПа:

$$\sigma_в = 1129{,}143 - 60{,}35C(5{,}414 - C) + 57{,}644Mn(2{,}314 - Mn) - 423{,}51Cu(1 - 2{,}492\,Cu) + 446{,}182Mg - 28{,}91Si(1{,}282\,C - Si) + 3200{,}262Cr^2 + 4{,}70Гф - 1{,}374Ф - 1{,}775ВГ - 3{,}21Ц;$$
$$R = 0{,}822;\ \Delta\sigma_в = \pm 16{,}25; \qquad (3)$$

относительное удлинение, %:

$$\delta = 115{,}56 - 6{,}522C(4{,}242 - Mn - 1{,}55\,Si) - 26{,}25Mn - 34{,}20\,Si + 33{,}11Cr(1 - 21{,}48Cr) - 0{,}653Cu(19{,}987 + Cu) - 0{,}142П - 0{,}162ВГ - 0{,}438Ц;$$
$$R = 0{,}821;\ \Delta\delta = \pm 1{,}8\ \%; \qquad (4)$$

твердость, НВ:

$$HB = 61{,}925 + 41{,}363Mn(1{,}704 - Mn) + 24{,}081Si(3{,}691 - C) + 173{,}1050Cr \times (2{,}677 - C + 18{,}788Cr) - 116{,}193Cu \times (1 - 2{,}886Cu) - 1533{,}846Mg \times (1 - 10{,}387\,Mg) + 0{,}592П - 0{,}068ВГ + 1{,}843\,Ц,$$
$$R = 0{,}792;\ \Delta HB = \pm 7{,}7, \qquad (5)$$

где C, Si, Mn, Mg, Cu, Cr — содержание соответствующих химических элементов, % мас.;

Ф, П, Ц, Гф и ВГ — количество соответственно феррита, перлита, цементита, шаровидного и вермикулярного графита определенных по ГОСТ 3443—87, %;

R — коэффициент корреляции;

Δ — среднеквадратичное отклонение.

Анализ полученных зависимостей позволяет сделать вывод, что увеличение углерода от 2,9 до 3,6 % приводит к снижению $\sigma_в$ на 30 МПа, твердости — на 35 НВ, а относительное удлинение повышается от 13 до 16,5 %. При увеличении содержания кремния от 1,8 до 3,8 % $\sigma_в$ возрастает от 560 до 640 МПа. Повышение содержания марганца от 0,15 до 1,2 % увеличивает $\sigma_в$ от 540 до 610 МПа, твердость — от 180 до 200 НВ и уменьшает относительное удлинение с 17 до 10 %.

Установлено, что медь и хром влияют на металлическую основу ЧШГ. При увеличении содержания меди и хрома количество перлита в литой структуре растет, а феррита — уменьшается, что сказывается на механических свойствах.

На рис. 5 приведены графики, построенные по зависимостям (3)—(5) влияния меди и хрома на механические свойства чугуна.

Из рис. 5 видно, что более сильное влияние на механические свойства оказывает хром, даже малое его количество приводит к резкому снижению относительного удлинения из-за образования в структуре устойчивых карбидов. Поэтому при получении ЧШГ с высокими пластическими свойствами содержание хрома не должно превышать 0,05 % мас.

Исследования и анализ зависимостей (3)—(5), а также построенные по ним диаграммы (рис. 6, см. обложку), связывающие количество вермикулярного графита и феррита с временным сопротивлением при растяжении, относительным удлинением и твердостью показали, что увеличение количества вермикулярного графита в структуре ЧШГ до 50 % приводит к монотонному снижению $\sigma_в$ и твердости, после чего наступает резкое снижение всех свойств. Более интенсивно снижается относительное удлинение из-за увеличения количества вермикулярного графита в структуре чугуна.

Результаты полученных выкладок по технологии, оптимизации химического состава и математическим зависимостям были проверены при изготовлении ответственного литья для фирмы ООО "Сименс ЭП" (г. Санкт-Петербург).

Плавку осуществляли в 6-тонных печах, в качестве шихтовых материалов использовали передельный чугун, возврат собственного производства, чугунный и стальной лом. Обработку чугуна проводили сфероидизирующим модификатором марки Сферомаг® 611 в ковшах емкостью 400 и 2000 кг.

Результаты независимых исследований по механическим свойствам приведены в табл. 2.

Как видно из данных табл. 2, полученные значения по расчету согласуются с данными, полученными на различных предприятиях.

Приведенные результаты исследований и рекомендации могут быть использованы при изготовлении отливок из ЧШГ с высокими механическими свойствами.

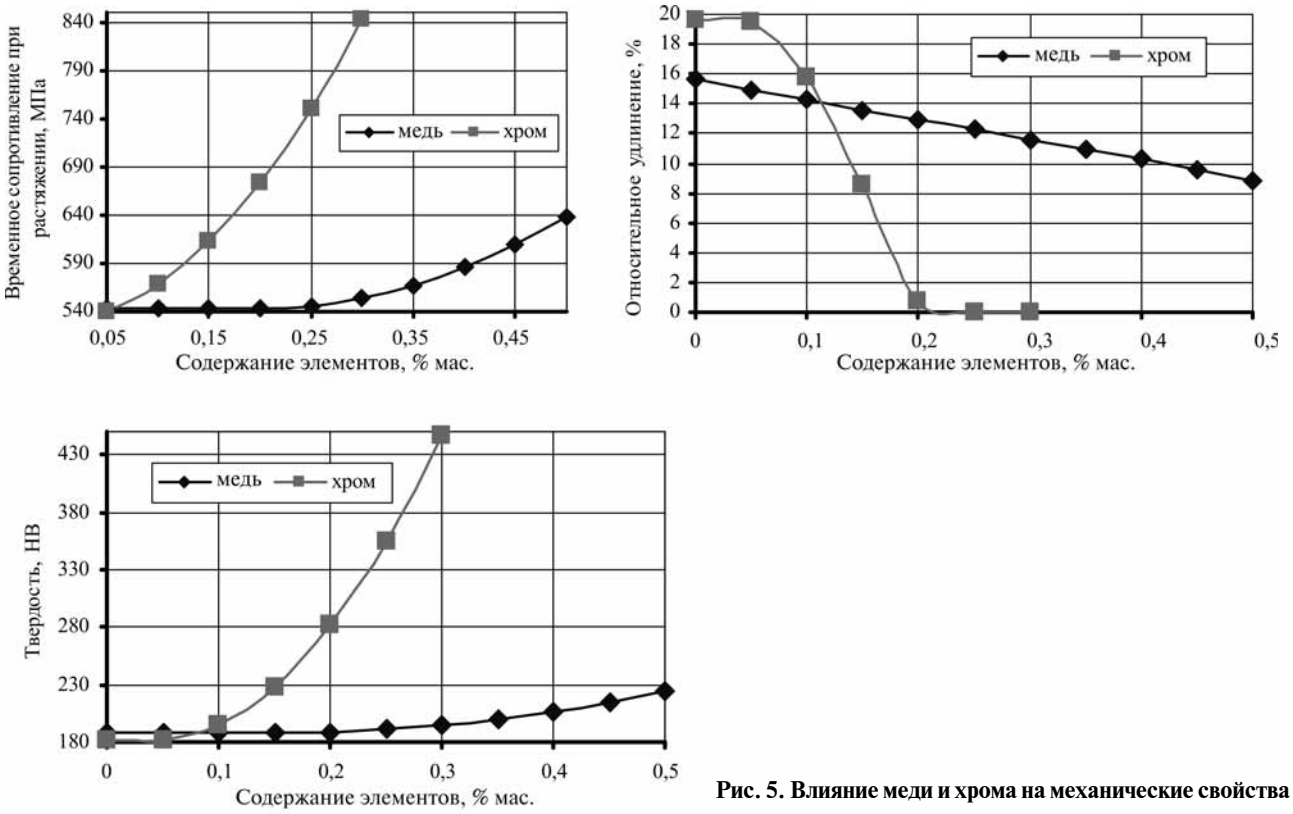


Рис. 5. Влияние меди и хрома на механические свойства

2. Результаты независимых исследований ООО "Сименс ЭП" по механическим свойствам чугуна

Предприятие	Содержание элементов, % мас.									Свойства		
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mg	Cu	Ni	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
										МПа		
ООО "МеталЛитМаш":												
расчет по уравнениям (3)—(5)	3,57	0,23	2,69	0,024	0,024	0,04	0,041	0,07	—	466	372	19,7
эксперимент										483	302	20
"Сименс" (Германия)	3,39	0,32	2,90	0,088	0,010	0,07	0,100	0,11	0,05	463	391	18
ОМЗ-Ижора	3,53	0,43	2,88	0,024	0,01	0,08	0,030	0,08	0,03	485	365	19
Значения по ГОСТ 7293—85 для марки ВЧ 40										Не менее		
										400	250	15

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Беляков А.И., Жуков А.А., Маццарелли Д., Беляков А.А.** Производство отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. М.: Машиностроение, 2010. 712 с.

2. **Мургаш М., Чаус А.С., Покусова М.** Выбор химического состава высокопрочного чугуна // Литейное производство. 1999. № 3. С. 14—17.

Алексей Иванович Беляков, канд. техн. наук,
bai49@mail.ru

Поздравляем

Алексея Ивановича Белякова,

канд. техн. наук

с 65-летием!

Алексей Иванович Беляков родился 24 сентября 1949 г. в г. Рыбинске Ярославской области.

В 1972 г. закончил Рыбинский вечерний авиационный технологический институт по специальности "Машины и технология литейного производства". После окончания института в течение двух лет работал мастером, технологом и затем начальником технологического бюро в чугунолитейном цехе Орловского машиностроительного завода им. Медведева.

В 1974 г. поступил в очную аспирантуру при НПО ЦНИИТМАШ (ныне ОАО НПО "ЦНИИТМАШ"). В 1979 г. успешно защитил кандидатскую диссертацию по специальности "Литейное производство" на тему "Исследование процесса затвердевания и питания отливок из чугуна с шаровидным графитом". С 1975 г. работал в НПО ЦНИИТМАШ. Основные этапы научно-трудовой деятельности: 1975—1981 гг. — младший научный сотрудник; 1981—1992 гг. — старший научный сотрудник; 1992—2001 гг. — ведущий научный сотрудник; 2001—2005 гг. — заведующий подразделением № 22 института.

В 1990 г. присвоено ученое звание "Старший научный сотрудник" по специальности литейное производство.

Научно-практические работы А.И. Белякова связаны с процессами затвердевания, питания, модифицирования и легирования отливок из чугунов с шаровидным графитом и специальными свойствами; по контролю качества расплава черных и цветных сплавов с помощью термографического анализа; по исследованию влияния легирования и модифицирования на физико-механические и эксплуатационные свойства чугунов.

Результаты научных работ отмечены золотыми медалями и дипломами ВВЦ, а также дипломами международных и отечественных выставок. А.И. Беляков награжден медалью "В память 850-летия Москвы", в 2012 г. — Почетной Грамотой главы городского округа Коломна — за научный вклад в совершенствование литейного производства.

В активе Алексея Ивановича Белякова свыше 30 авторских свидетельств и патентов, более 130 научных работ. В 2000 г. в издательстве "Машиностроение" вышел том II-2 энциклопедии "Стали. Чугуны". (Г.Г. Мухин, А.И. Беляков, Н.Н. Александров и др.), а в 2010 г. под редакцией А.И. Белякова вышла монография "Производство отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом".

В 2000 г. А.И. Белякову присвоено звание академика Академии проблем качества РФ. Он является членом редакционных советов журналов "Справочник. Инженерный журнал" и "Заготовительные производства в машиностроении".

Под его руководством и в качестве соруководителя защищено три кандидатские диссертации. В настоящее время является научным руководителем по подготовке аспирантов.

За создание и широкое промышленное внедрение нового класса конструкционных чугунов с высокими свойствами совместно с группой ученых ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" и ряда предприятий страны А.И. Белякову присуждена премия Правительства Российской Федерации в области науки и техники за 2003 г.

С 2005 г. по настоящее время А.И. Беляков работает первым заместителем генерального директора ООО "МеталЛитМаш" (г. Коломна Московской области), производящего чугунные отливки для различных отраслей, таких как автомобильная, атомная, станкостроительная, металлургическая, электротехническая, машиностроительная (запорная арматура) массой от нескольких килограмм до 10 т. На предприятии под его руководством создано бюро по компьютерному моделированию технологических процессов по заказам промышленных предприятий, проводятся внедрение новых технологий (например, изготовление отливок массой 12 т для транспортировки отходов ядерного топлива из чугуна ВЧ 40, корпуса выхлопной улитки из чугуна ЧН20Д2Ш для ТГУ) и технологических процессов (термографический анализ, экзотермический обогрев, внедрение прогрессивных и экологических холоднотвердеющих смесей на основе жидкого стекла с ацетатэтиленглиголями), сертификация производства по ИСО 9001—2008 и директивным материалам по обеспечению качества QR 83 фирмы ZF (Германия), Knorr-Bremse (Германия) и ООО "Сименс ЭП" (г. Санкт-Петербург). Большая работа проводится по реконструкции и модернизации литейных цехов собственного производства.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала желают Алексею Ивановичу Белякову крепкого здоровья, благополучия и дальнейшей плодотворной научной деятельности!

УДК 669.35

С.Н. Панкратов, К.Г. Семёнов, К.А. Батышев
(Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))

Влияние микролегирования на литейные свойства меди

Рассмотрено влияние малых добавок железа, никеля, кремния и олова на литейные свойства меди. Показан характер распределения усадочных раковин и пор низколегированных сплавов на основе меди.

Ключевые слова: медь; легирование; жидкотекучесть, усадка.

The effect of small additives of iron, nickel, silicon and tin on foundry properties of copper is considered. The character of the distribution of shrink holes and cavities of the low alloys on the basis of copper is shown.

Keywords: copper; alloying; fluidity, shrinkage.

Во многих отраслях промышленности применяют фасонные изделия из чистой меди с высокими значениями тепло- и электропроводности, способные длительное время выдерживать высокие температуры, тепловые удары.

Получают такие изделия в основном путем ковки, прессования и сварки. При этом коэффициент использования металла небольшой, а трудоемкость изготовления высокая. Замена ковано-сварных изделий на литые снижает затраты на производство и трудоемкость изготовления.

В настоящее время фасонные отливки из меди находят все более широкое применение в электротехнике, металлургии и других отраслях промышленности. Медь с высокой теплопроводностью используют для изготовления кристаллизаторов при непрерывном и полунепрерывном литье металлов, водоохлаждаемых изложниц. Из меди получают отливки фурм для кислородных конвертеров и доменных печей и токопроводящих фасонных изделий в электроаппаратах.

Получение качественных фасонных отливок из чистой меди связано со значительными трудностями вследствие низких литейных свойств меди. Для реализации этой проблемы разработаны сплавы на основе меди с небольшими добавками различных элементов, которые, существенно не снижая тепло- и электропроводность, повышают механические и эксплуатационные свойства.

В то же время литейные свойства низколегированных медных сплавов мало изучены. В данной работе исследовано влияние малых (до 1 %) добавок Sn, Si, Ni и Fe на литейные свойства меди.

Плавку металла проводили в индукционной печи ИСТ-006 в графитошамотном тигле под слоем прокаленного древесного угля. В качестве исходных шихтовых материалов использовали чистые металлы (медь катодная М1, олово О1) и лигатуры (Cu—10 % Si, Cu—10 % Fe, Cu—30 % Ni).

Медный расплав перед введением легирующих компонентов раскисляли фосфористой медью в количестве 0,05 % от массы шихты. Сплавы заливали в технологические пробы при температуре 1150 °С.

Жидкотекучесть определяли по длине стандартной спиральной пробы, заливаемой в песчаную форму. Свободную линейную усадку определяли по методике (см. кн.: Корольков А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. М.: Наука, 1979. 199 с.) на образцах длиной 200 мм и сечением 20×30 мм, заливаемых в песчаные формы. Температуру образца в процессе усадки измеряли в центре хромель-алюмелевой термопарой с открытым спаем.

Кинетику изменения усадки в зависимости от температуры регистрировали с помощью электронного записывающего потенциометра. Склонность сплавов к образованию концентрированной усадочной раковины определяли по конусной видоизмененной технологической пробе.

Рекомендуемая конструкция не позволяла получать открытую усадочную раковину для меди и низколегированных медных сплавов, потому что вследствие их высокой теплопроводности у верхнего холодильника сразу после заливки образовывалась прочная корка твердого металла, препятствующая образованию открытой усадочной раковины. Для обеспечения направленной кристаллизации и получения открытой усадочной раковины верхний холодильник был выполнен в виде кольца, в центральной части которого установлен песчаный стержень.

Зависимость жидкотекучести меди от концентрации легирующих элементов показана на рис. 1. При легировании меди оловом, кремнием и никелем до 0,1 % жидкотекучесть несколько увеличивается. Это можно связать с изменением теплофизических свойств расплава, о чем свидетельствует небольшое снижение электро- и теплопроводности. Также на увеличение жидкотекучести оказывает

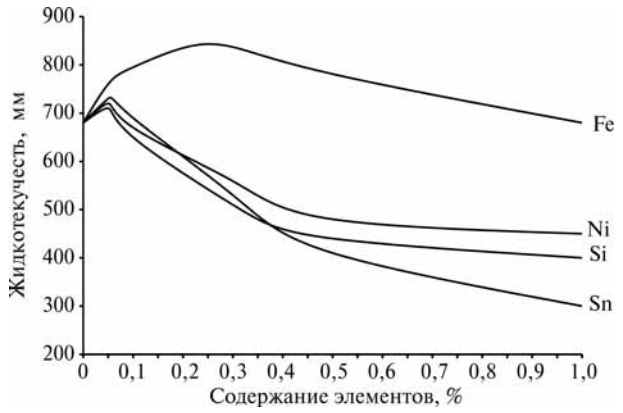


Рис. 1. Жидкотекучесть низколегированных медных сплавов

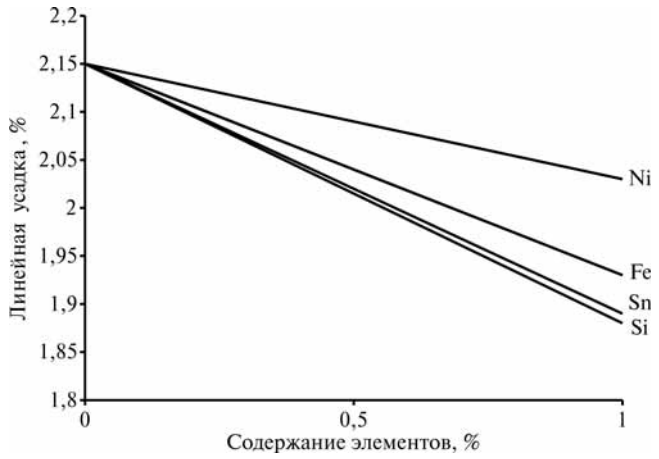


Рис. 2. Зависимость линейной усадки меди от концентрации легирующих элементов

влияние изменение характера кристаллизации по сравнению с чистой медью.

Вместе с тем возможно более полное раскисление расплава меди при легировании поскольку даже небольшое количество кислорода в меди приводит к значительному снижению жидкотекучести. При дальнейшем увеличении содержания этих элементов жидкотекучесть снижается в 1,5—2 раза, что связано с расширением интервала кристаллизации и изменением характера кристаллизации. В большей степени это сказывается при легировании меди оловом, так как значительно расширяется интервал кристаллизации, способствуя образованию разветвленных дендритов, снижающих жидкотекучесть.

Железо до 1 % не снижает жидкотекучесть меди. Легирование меди железом до 0,3 % увеличивает жидкотекучесть на 80 мм. Повышение содержания железа до 1 % приводит к снижению жидкотекучести до уровня значения жидкотекучести чистой меди.

Наибольшее влияние на свободную линейную усадку меди оказывает олово и кремний (рис. 2). Это связано с резким снижением температуры солидуса на 40...50 °С и наличием интервала кристаллизации.

Коэффициент термического сжатия кремния значительно ниже, чем у меди, что также оказывает некоторое влияние на снижение свободной линейной усадки. В меньшей степени снижают линейную усадку меди никель и железо.

Сопоставляя полученные результаты диаграммами состояния, небольшое снижение свободной линейной усадки меди, легированной никелем и железом, обусловлено наличием небольшого интервала кристаллизации (2...3 °С) и незначительным изменением температуры солидуса. Небольшое влияние на линейную усадку меди, легированной никелем, и железом оказывают также близкие значения к меди коэффициентов термического сжатия этих элементов.

Исследуемые легирующие элементы оказывают неоднозначное влияние на величину и характер объемной усадки меди (рис. 3). В большей степени на объемную усадку меди эти элементы влияют в интервале концентраций от 0,05 до 0,3 %. Легирование меди железом практически не изменяет объемную усадку. При этом также не изменяется и величина открытой концентрированной раковины.

Медь, легированная железом, не склонна к образованию рассеянной усадочной пористости. При увеличении содержания железа до 1 % рассеянная пористость не изменяется и близка к нулю.

Кремний также не влияет на объемную усадку, но приводит к изменению характера ее проявления. Так, при повышении содержания кремния до 0,3 % значительно увеличивается объем рассеянных пор и уменьшается величина концентрированной усадочной раковины.

Дальнейшее повышение содержания кремния не оказывает значительного влияния на объемную усадку меди. Легирование меди оловом увеличивает ее объемную усадку до 5,6 %, в том числе — рассеянную пористость до 1,4 %. Увеличение рассеянной пористости обусловлено появлением значительного интервала кристаллизации при повышении содержания олова и изменением характера кристаллизации с образованием разветвленных дендритов, затрудняющих питание отливки.

Никель существенно снижает общую объемную усадку и объем концентрированной усадочной раковины меди, незначительно повышая при этом объем рассеянных пор. Никель уменьшает объемную усадку меди в меньшей степени, чем

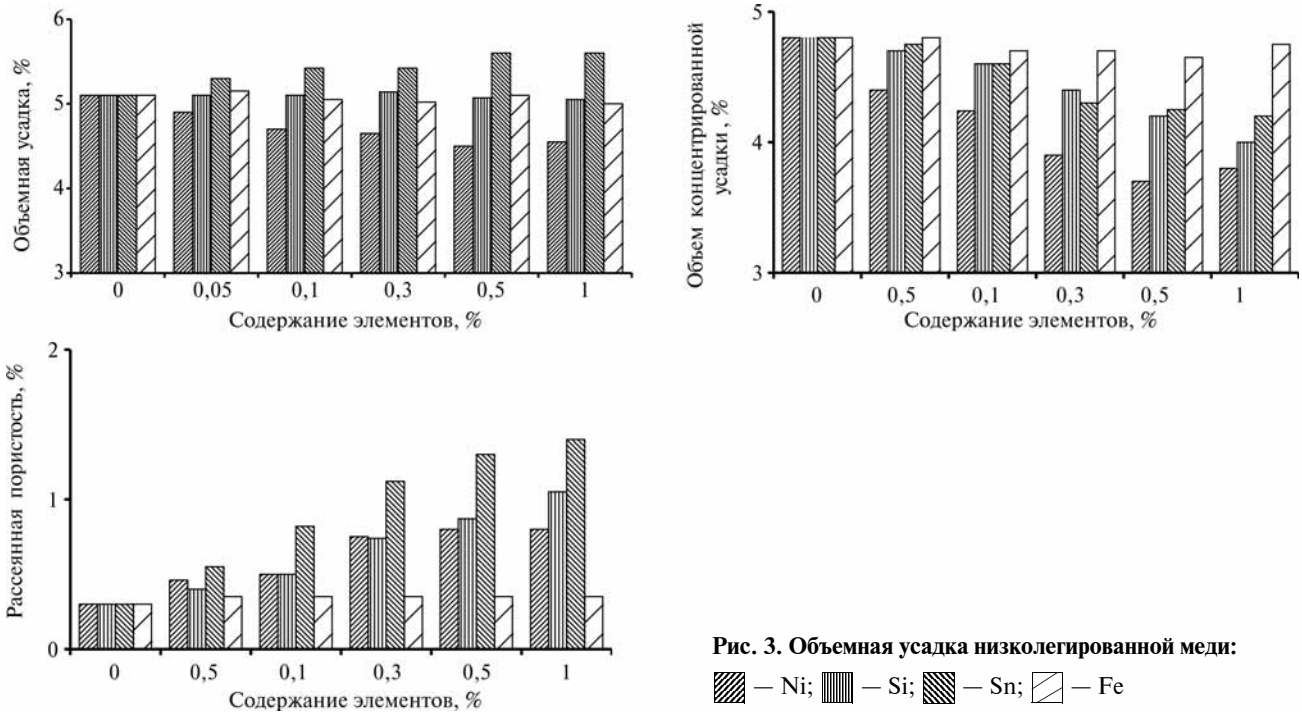


Рис. 3. Объемная усадка низколегированной меди:
— Ni; — Si; — Sn; — Fe

другие элементы, влияет на линейную усадку и жидкотекучесть меди.

На литейные свойства отливок из медных сплавов значительное влияние может оказывать использование в процессе их производства специальных видов литья (например, литья с кристаллизацией под давлением) [1, 2] и расчетов затвердевания (САПР) [3].

Таким образом, легирование меди небольшими добавками кремния, никеля, железа и олова оказывает существенное влияние на ее литейные и эксплуатационные свойства.

Железо значительно повышает жидкотекучесть меди при легировании до 0,5 % и не приводит к появлению рассеянной пористости в отливках.

Кремний и олово при содержании до 1 % снижают линейную усадку меди на 12...15 %, замедляя при этом темп изменения усадки в начальный период охлаждения, что уменьшает вероятность образования горячих трещин.

Полученные результаты позволили разработать ряд низколегированных медных сплавов для производства фасонных отливок, применяемых в металлургии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Батышев К.А.** Литье с кристаллизацией под давлением алюминиевых сплавов. Ч. 2 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 2. С. 3—10.

2. **Изготовление** герметичных отливок из силуминов / К.А. Батышев, В.И. Безпалько, А.И. Батышев, А.А. Смолькин // Литейное производство. 2012. № 1. С. 29—30.

3. **Смыков А.Ф., Моисеев В.С., Бережной Д.В.** Системный подход к оптимизационному проектированию технологических процессов литья // Литейщик России. 2009. № 6. С. 40—43.

Сергей Николаевич Панкратов;
Константин Геннадьевич Семёнов, канд. техн. наук;
Константин Александрович Батышев, д-р техн. наук,
Hiplmgvmi@mail.ru

УДК 621.793.74

О.Г. Быковский, А.В. Фоменко, А.Н. Лаптева, Н.П. Пасько
(Запорожский национальный технический университет),
А.В. Чечет *(АО "Мотор—Сич", г. Запорожье)*

О температуре и строении частиц при плазменном напылении порошкообразных материалов

Установлено, что при плазменном напылении порошкообразных материалов ПЦПК 63Н30, ПКХТН 30 и ПРЛ 63, используемых в авиамоторостроении для получения покрытий со специальными свойствами, температура частиц превышает температуру кипения, так что часть их переносится в парообразном состоянии. Эта доля зависит от теплофизических свойств материалов и составляет: для ПЦПК 63Н30 — 12 %, для ПКХТН 30 — 24 % и для ПРЛ 63 — 33 %. Опытным путем установлено, что плазменное покрытие формируется на 90 % из частиц размером 0,068; 0,05 и менее 0,05 мм, причем преобладает более мелкая фракция по сравнению с исходным фракционным составом. Показано, что более крупные частицы имеют произвольную форму с оплавлеными краями, а более мелкие — правильную сферическую.

Ключевые слова: плазменное покрытие; фракционный состав; плазменная струя; калориметр; температура и размер частиц.

It's established that during plasma spraying of powdered materials PTsPK 63N30, PKKhTN 30, PRL63 used in aircraft engine for obtaining of coatings with special properties, the particles temperature exceeds the boiling point, so that some of them transferred by the vapor state. This percentage depends of the thermophysical properties of materials amounts respectively to PTsPK 63N30 — 12 %, PKKhTN 30 — 24 %, PRL — 33 %. Experiment is showed that plasma coating is formed on 90 % by particles 0.068; 0.05 and less than 0.05 mm, moreover finer fraction is predominant compared with the initial fraction composition. It's shown that the larger particles have arbitrary shape with fusion edges, and smaller — regular spherical.

Keywords: plasma coating; fractional composition; plasma jet; calorimeter; particles temperature and size.

Для повышения рабочих характеристик и эффективности работы изделий особенно в высокотемпературной области применяют теплозащитные покрытия, получаемые плазменным напылением порошкообразных тугоплавких материалов в виде оксидов алюминия, циркония, карбидов титана, хрома в сочетании с материалами — связками (никелем, кобальтом, медью и т.п.).

При этом важно, чтобы в процессе плазменного напыления тугоплавкие составляющие многокомпонентных порошков не сублимировали и не претерпевали интенсивного разложения. Последнее обстоятельство зависит от условий теплообмена с напыляемыми порошковыми материалами и является результатом теплового и силового воздействия высокотемпературной плазменной струи.

Приведенные в работе [1] сведения относительно нагрева частиц порошковых материалов в плазменной струе получены путем аналитических расчетов и моделирования процесса, но не имеют экспериментального подтверждения.

Используя методику и расчетные формулы, приведенные в работе [1], авторами статьи проведено прямое измерение температуры и строения частиц распыляемых порошкообразных материалов с учетом одновременного воздействия плазмы с распыляемым материалом, а также определена температура чистой плазменной струи без порошка.

Распыление материалов разного состава проводили с использованием установки и плазмотрона фирмы Metco 9MC в калориметр в течение 20 с на параметрах режима, приведенных в табл. 1.

Исследовали порошкообразные материалы, которые используются в авиамоторостроении: порошок ПЦПК 63Н30 наносится в качестве теплозащитного покрытия на детали из стали ЭИ961, порошок ПКХТН 30 — в качестве теплозащитного покрытия на детали из титанового сплава ВТ6, а порошок ПРЛ 63 — в качестве материала для приработки на сталь ЭИ961.

Необходимые для тепловых расчетов теплофизические характеристики веществ и элементов приведены в табл. 2.

Расчетные константы (удельная теплоемкость c, скрытая теплота плавления $q_{пл}$, теплота испарения $q_{исп}$) для порошкообразных смесей были приняты согласно закону кратных отношений Неймана—Коппа путем аддитивного сложения этих величин входящих компонентов, причем величины теплоемкостей были взяты при максимальных температурах (табл. 3).

Поскольку температура капель не может превышать температуру кипения соответствующих материалов при атмосферном давлении, можно считать, что часть металла переносится в парообразном состоянии.

1. Состав порошков, газов и параметры режимов их распыления в калориметр

Марка порошка, его состав и плазмообразующие газы	Параметры режима						
	$I_{св}$, А	$U_д$, В	Порошок		Расход газов, л/мин		
			Размер фракций, мкм	Расход, г/мин	плазмообразующих		транспортирующего
					Ar	N_2	Ar
ПЦПК 63Н30, 70 % ZrO_2 + 30% Ni	560	53	60...100	41,5	38	10,6	9,5
ПКХТН 30, 30 %(TiC + Cr_3C_2) + 70 % Ni	600	50	60...100	47	38	10,6	9,5
ПРЛ 63, 63 % Cu + 37 % Zn	410	35	40...100	53	36	—	9,5
Ar + N_2	580	50	—	—	38	10,6	—
Ar	410	35	—	—	36	—	—

2. Теплофизические характеристики веществ и элементов, входящих в состав порошкообразных смесей

Показатель	ZrO_2	TiC	Cr_3C_2	Ni	Cu	Zn	Ar	N_2
Удельная теплоемкость, кДж/ (кг · °С)	0,63	0,9	0,88	0,586	0,53	0,389	0,52	1,038
Удельная теплота, кДж/кг:								
плавления	708	1090	412	303	205	111	—	—
испарения	5200	8804*	6580*	7207	5410	1830	28,1	28,8
Температура, °С:								
плавления	2900	3260	1900	1455	1083	420	—	—
кипения	4300	4300	3800	3000	2360	906	—	—
Плотность, кг/м^3	—	—	—	—	—	—	0,588	0,268

* Приведены значения для чистых элементов Ti и Cr.

3. К расчету тепловых характеристик распыленных порошков и газов

Марка порошка, плазмообразующие газы	c, кДж/(кг · °С)	Удельная теплота, кДж/кг		Масса вещества в калориметре, г	Температура, °С				$Q_к$, кДж	γ, %
		плавления	испарения		кипения вещества	разность в калориметре	плазмы с металлом	плазмы без металла		
ПЦПК 63Н30	0,617	587	5802	13,12	3910	5,7	6035	—	56,54	12
ПКХТН 30	0,677	437	7357	15,15	3315	7,9	6662	—	78,37	24
ПРЛ 63	0,478	170	4085	17,37	1822	4,9	3110	—	48,61	33
Ar + N_2	0,62	—	28	8,018	—	4,3	—	8535	38,69	—
Ar	0,64	—	28	6,696	—	3,9	—	8640	48,61	—

Обозначения: $Q_к$ — количество теплоты, поступившей в калориметр; γ — доля металла, перенесенного в парообразном состоянии.

Тогда энтальпия металла, собранного в калориметр, составит:

$$H - H_0 = \frac{Q_к}{m_м}\frac{\eta_м}{\eta} = [c_м(t_{кип} - t_{кал}) + q_{пл} + \gamma q_{исп}],$$

где H, H_0 — энтальпия металла при рассматриваемой и комнатной температуре соответственно, кДж/кг; $m_м$ — масса расплавленного металла, собранного в калориметре, кг; $Q_к = (m_в c_в + m_б c_б)\Delta t$ — количество теплоты, поступившей в калориметр, кДж; $\frac{\eta_м}{\eta}$ — соотношение КПД нагрева калориметра металлом к общему КПД, принято равным 0,85; $c_м$ — удельная теплоемкость расплавленного металла, кДж/(кг · °С); $t_{кип}$ — температура кипения металла.

Отсюда для каждого материала можно вычислить долю металла, перенесенного в калориметр в виде пара:

$$\gamma = \frac{1}{q_{исп}}\left[\frac{Q_к}{m_м}\cdot 0{,}85 - c_м(t_{кип} - t_{кал}) - q_{пл}\right].$$

Как видно из табл. 3, четкой связи температуры плазменной струи с металлом и долей испарившегося материала для порошкообразных смесей ПЦПК 63Н30 и ПКХТН 30 не прослеживается, хотя качественно последняя коррелирует с температурой кипения этих веществ. В то же время для смеси ПРЛ 63 доля испаренного материала составляет 33 %, что связано со значительным содержанием легкоиспаряющегося элемента — цинка. Температура плазменной струи с металлом близка к показателям, полученным при распылении токоведущей проволоки марок М1 и БрКМц3-1 [1].

Температуры плазменной струи состава Ar + N_2 и Ar близки к значениям, приведенным в работе [2], когда при атмосфероном давлении в плазменном разряде электронная и газовая составляющие достигают примерно одной величины.

Фракционный состав порошков до и после распыления в калориметр определяли с помощью прибора 028 М.

Установлено, что исходный фракционный состав (рис. 1) и фракционный состав распыленных в калориметр порошков (рис. 2) практически на 100 % состоит из частиц размером 0,068; 0,05 и <0,05 мм. После распыления в калориметр массовая доля частиц размером 0,068 мм уменьшилась примерно в 7 раз для ПЦПК 63Н30 и в 2 раза для ПКХТН 30, в то время как массовая доля частиц размером <0,05 мм увеличилась в 8 раз для ПЦПК 63Н30 и в 5 раз для ПКХТН 30.

Как видно, плазменное покрытие формируется из фракций меньшего размера по сравнению с исходными (во всех случаях велика доля частиц, имеющих размер менее 0,05 мм — 40...50 %). Это объясняется тем, что перегретые более крупные частицы, находящиеся в плазменной струе в неравновесном состоянии, при соударении друг с другом, а также при ударе о подложку диспергируют на более мелкие. Частицы порошка, переносимые в парообразном состоянии, при конденсации также образуют мелкую фракцию.

Более крупные частицы имеют неправильную форму с частично оплавленными краями, по-видимому, это связано с их неполным расплавлением за короткое время пребывания в плазменной струе и последующей деформацией при ударе (рис. 3), что нашло подтверждение ранее в работе В.В. Кудинова, В.М. Иванова (Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. М.: Машиностроение, 1981. 192 с.).

Частицы размером 0,05 мм расплавились полностью и приобрели наиболее энергетически выгодную форму — сферическую. То же относится и к самой мелкой фракции, которая была перенесена в парообразном состоянии и, сконденсировавшись, образовала мелкие шарики материала.

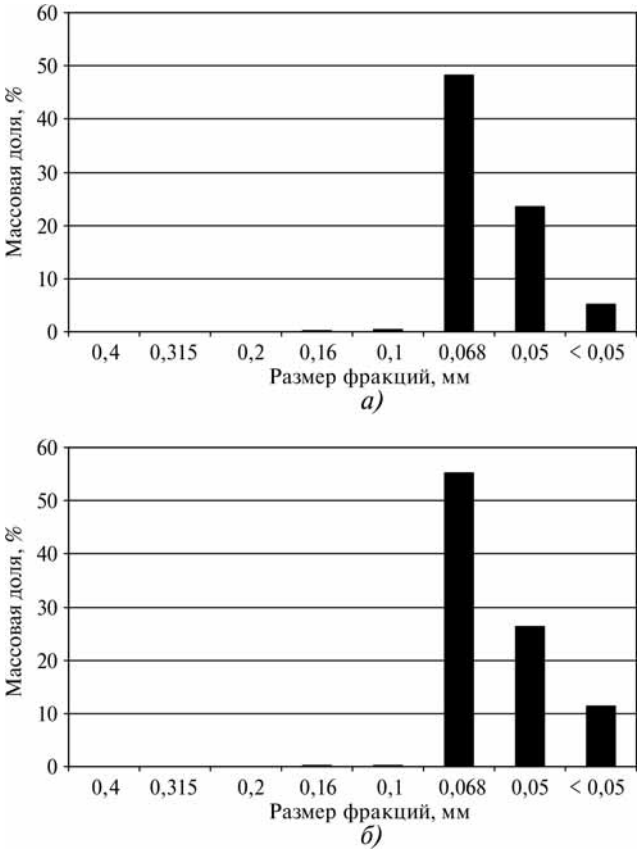
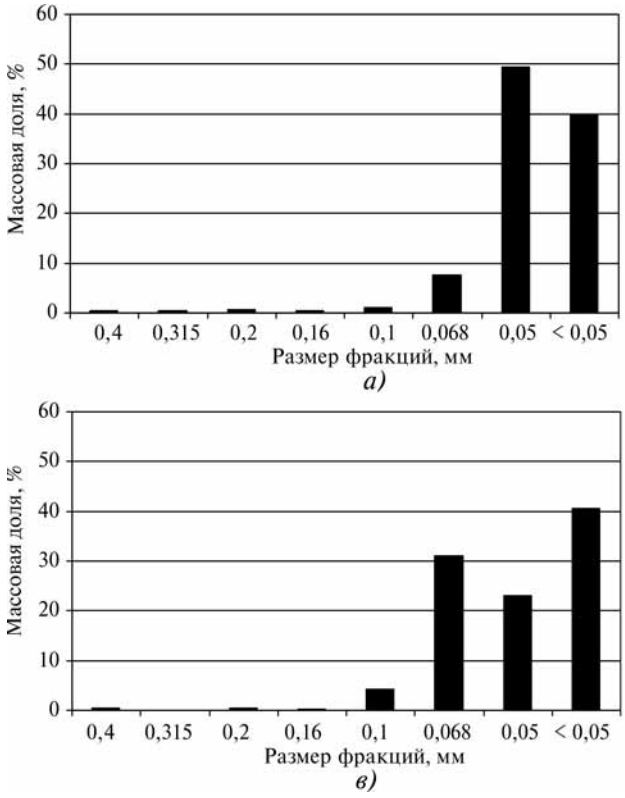


Рис. 1. Исходный фракционный состав порошков:
а — ПЦПК 63Н30; *б* — ПКХТН 30



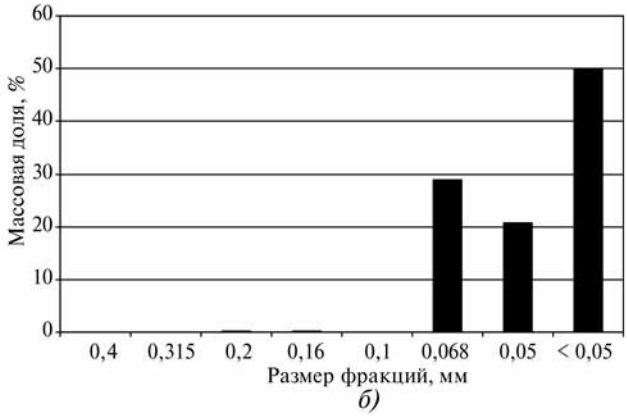


Рис. 2. Фракционный состав порошков, распыленных в калориметр: *а* — ПЦПК 63Н30; *б* — ПКХТН 30; *в* — ПРЛ 63

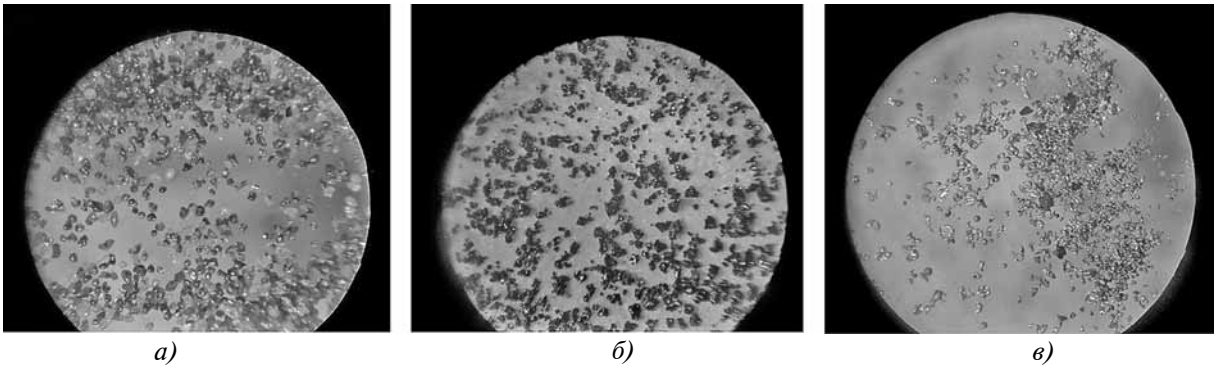


Рис. 3. Внешний вид частиц, распыленных в калориметр, порошком ПЦПК 63Н30 (*а*), ПКХТН 30 (*б*) и ПРЛ 63 (*в*). ×90

Выводы

1. Температура плазменных струй с порошкообразными частицами превышает температуру кипения этих материалов, а доля испарившегося вещества зависит от химического и фракционного состава порошка.

2. Часть фракций размером 0,1 мм и более, по-видимому, не успевает расплавиться полностью и переносится в твердожидком состоянии, в то время как более мелкие фракции переносятся в перегретом и парообразном состоянии.

3. В процессе взаимодействия с плазменной струей происходит диспергирование исходных частиц, так что напыленный слой формируется почти на 100 % из фракций размером 0,068 и менее, причем доля частиц с размером менее 0,05 мм составляет 40...50 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Определение** температуры частиц при плазменном напылении токоведущей проволокой // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 5. С. 12—14.

2. **Andreas Schütze, James Y. Leong, Steven E. Babayan et al.** The Atmospheric — Pressure Plasma Jet: A Review and Comparison to Other Plasma Sourses. IEEE Transactions on Plasma Science. Vol. 26. № 6. December 1998. P. 1685—1694.

Олег Григорьевич Быковский, д-р техн. наук,
fom08@bk.ru;
Артем Владимирович Фоменко;
Анна Николаевна Лаптева;
Николай Петрович Пасько;
Александр Владимирович Чечет

УДК 621.981

А.В. Кочетков
(Пермский национальный исследовательский политехнический университет),
В.Б. Гнитько
(ООО "Научно-технический центр технического регулирования", г. Саратов),
В.И. Ермолаев, В.В. Ермолаева
(Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А.)

Расчет пружинения детали при гибке с растяжением с учетом дополнительных пластических деформаций при разгрузке

Предложена модернизация аналитического решения процесса гибки с растяжением изделий авиастроения с учетом связи растягивающей силы с силой, развиваемой гидроцилиндром на автоматизированной профилегибочной машине. Проведен расчет пружинения детали, обработанной методом гибки с растяжением с учетом появления при разгрузке дополнительных пластических деформаций.

Ключевые слова: гибка с растяжением; авиастроение; деформирование; кривизна; измерение.

Modernization of analytical decision of flexible with stretching of aircraft engineering products taking into account communication of stretching force with force developed by hydrocylinder on automated forming machine is offered. Calculation of deviation of detail processed by flexible with stretching taking into account occurrence due to unloading of additional plastic deformations is rerformed.

Keywords: flexible with stretching; aircraft engineering; deformation; curvature; measurement.

В конструкциях современных летательных аппаратов широко применяют криволинейные профильные детали, изготовленные методом гибки с растяжением. Отличительные особенности требований и условий для гибки таких заготовок в авиастроении характеризуются разнообразием типов и размеров, относительно малой серийностью (несколько десятков, единичное производство), довольно высокой требуемой точностью (допустимые погрешности ±0,5 мм на один метр длины).

Основными отличительными чертами рассматриваемых процессов формообразования являются: приложение растягивающих сил, выводящих материал заготовки в зону пластических деформаций, и использование шаблона или пуансона, задающих требуемый контур детали. Гибка с растяжением позволяет значительно (на порядок) снизить негативный эффект пружинения детали по сравнению с гибкой без растяжения.

Цель работы — повышение точности формообразования партии сложно-профильных деталей на технологических работах гибки с растяжением типа ПГР-6АД за счет обеспечения требуемых системных свойств и совершенствования конструкции манипулятора в реальных условиях значительных изменений размерно-механических параметров.

Стандартная методика расчета процессов гибки с растяжением предполагает, что в процессе разгрузки детали дополнительных пластических деформаций не возникает, однако существуют случаи, когда такое предположение оказывается ошибочным. Необходимо учитывать, что при изменении последовательности проведения процесса снятия нагрузок может измениться характер пассивных деформаций разгрузки.

Рассмотрим случай разгрузки в следующей последовательности: первыми снимаются растягивающие силы (при этом принято, что заготовка остается прижатой к шаблону), а затем снимаются изгибающие силы. В этом случае по сечению разгружаемого образца могут возникнуть дополнительные пластические деформации, появление которых зависит от соотношения высоты сечения заготовки и кривизны изгиба [1, 2]. На рис. 1 приведены графики распределения напряжений по высоте сечения изгибаемого образца в процессе изгиба и разгрузки для описанного выше способа разгружения.

Как видно, на этапе 3 (при снятии растягивающих сил) появляются пластические деформации сжатия: зона *A—B*. Для сравнения на рис. 2 представлен подобный график для случая разгрузки путем одновременного постепенного снятия рас-

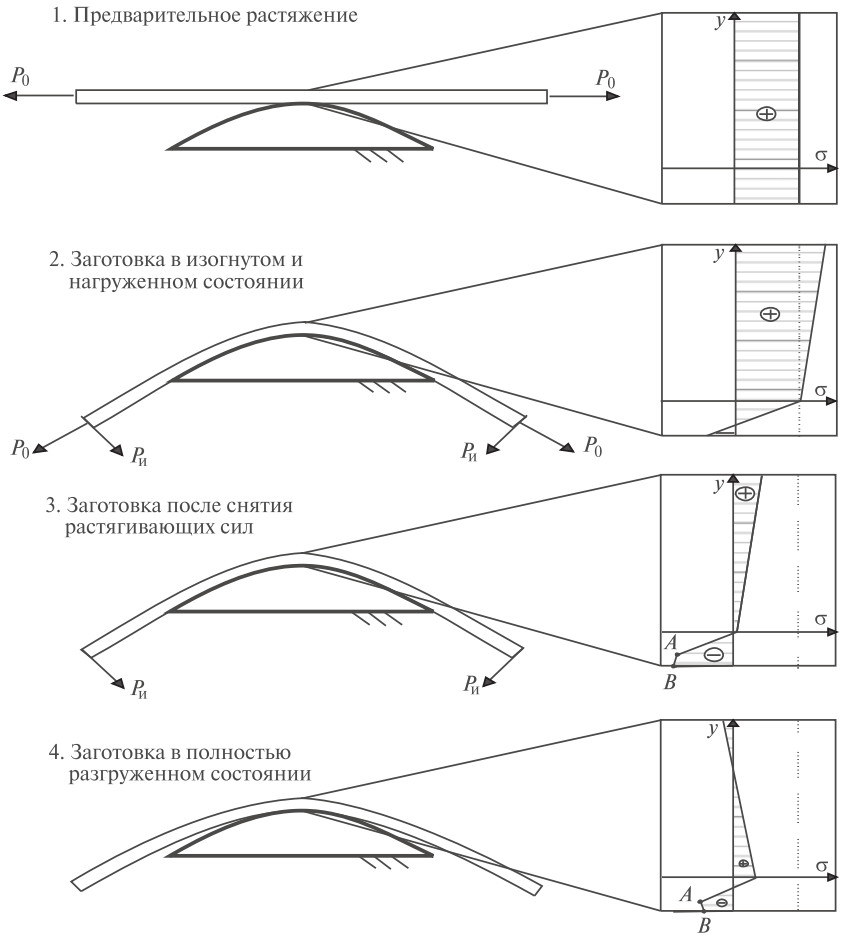


Рис. 1. Распределение напряжений по высоте сечения изгибаемого образца в процессе изгиба и разгрузки для нового способа разгружения

тягивающих и изгибающих сил (либо в случае малой кривизны изгиба).

Рассмотрим условие появления при разгрузке пластических деформаций сжатия.

Определим условие возникновения при разгрузке участка пластических деформаций сжатия. Предположим, что на этапе снятия растягивающих сил пластические деформации не возникают, тогда максимальное напряжение сжатия, возникающее на нижней грани сечения заготовки:

$$\sigma_{н.г} = \sigma_0 + EkY_{н.г} - E\varepsilon_{разгр},$$

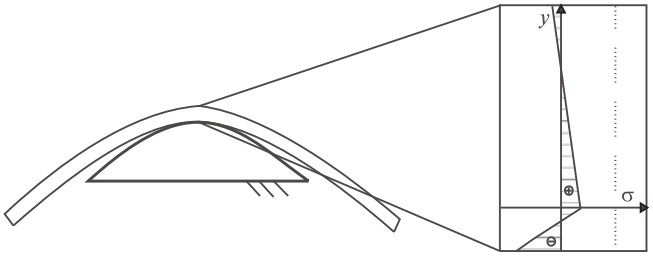


Рис. 2. График для случая разгрузки путем одновременного постепенного снятия растягивающих и изгибающих сил

где σ_0 — напряжение предварительного растяжения; E — модуль упругости; k — кривизна изгиба заготовки, $k = 1/\rho$; $Y_{н.г}$ — координата нижней грани сечения заготовки относительно центра поворота сечений при изгибе; ρ — радиус кривизны; $\varepsilon_{разгр}$ — пассивная деформация сжатия при разгрузке.

При отсутствии дополнительных пластических деформаций при разгрузке для заготовки прямоугольного сечения $b \times h$ имеем:

$$Y_{н.г} = Y_n - h = h\frac{E - \sqrt{EB}}{E - B} - h =$$

$$= -h\frac{\sqrt{B}}{\sqrt{E} + \sqrt{B}}, \quad \varepsilon_{разгр} = \frac{\sigma_0}{E},$$

где Y_n — расстояние от начала координат до верхней грани сечения; $B = \dfrac{\sigma_v - \sigma_t}{\varepsilon_v - \varepsilon_t}$ — параметр аппроксимации, используется при линейной аппроксимации участка пластических деформаций диаграммы "напряжение—деформация" ($\sigma = = B\varepsilon + C$); σ_t, ε_t — результирующее напряжение и деформации, соответствующие пределу пропорциональности; ε_v, σ_v — деформация и напряжение, соответствующие пределу прочности; C — параметр аппроксимации; b, h — ширина и высота сечения заготовки.

Тогда из условия отсутствия пластических деформаций сжатия, напряжения на нижней грани не должны превышать предела упругости:

$$\sigma_{н.г} = -Ekh\frac{\sqrt{R}}{\sqrt{E} + \sqrt{B}} \geqslant -\sigma_t,$$

откуда получаем критический радиус изгиба для заготовки прямоугольного сечения, при гибке на радиусы меньше которого появляются дополнительные пластические деформации сжатия:

$$\rho_{кр} = \frac{\sigma_t\left(\sqrt{E} + \sqrt{B}\right)}{E\sqrt{B}}h.$$

Для алюминиевого сплава Д16АТ $\rho_{кр} \approx 33h$.

Расчет деформаций изогнутой заготовки при последовательной разгрузке. При снятии растягивающих сил под действием внутренних сил производится пассивная деформация сжатия, характеризуемая величиной ε_r, на которую сожмется заготовка. Тогда

уравнение равновесия внутренних и внешних сил после снятия растягивающих сил имеет вид:

$$P_r = b\left(\int_0^{Y_n}(B(\varepsilon_0 + yk) + C - E\varepsilon_r)dy + \int_{Y_A}^{0}(\sigma_0 + Eky - E\varepsilon_r)dy + \right.$$

$$\left. + \int_{Y_n - h}^{Y_A}\left(B\left(\frac{\sigma_0}{E} + ky - \varepsilon_r\right) - C\right)dy\right) = 0,$$

где ε_0 — однородная деформация; y — ордината волокна в принятой системе координат; Y_A — координата начала зоны пластических деформаций сжатия (т. A на рис. 1)

$$Y_A = \frac{E\varepsilon_r - \sigma_0 - \sigma_t}{Ek}.$$

Решая данное уравнение, получаем:

$$\varepsilon_r = E^2hk + CE - hEk\sqrt{EB} + E\sigma_0 + BEkh - B\sigma_0 -$$

$$-\left(-2\sigma_t^2EB + \sigma_t^2B^2 + \sigma_t^2E^2 - 2\sigma_tCE^2 + 2E^3k^2h^2B + \right.$$

$$+ 2B\sigma_tCE - 2E^3k^2h^2\sqrt{EB} + C^2E^2 +$$

$$\left. + 2CE^3hk + E^4h^2k^2\right)^{\frac{1}{2}} \Big/ (-B + E)E.$$

При снятии изгибающих сил внутренние силы оказываются неуравновешенными и производят деформацию волокон элемента в пределах линейной зависимости σ—ε. Этот процесс сопровождается уменьшением кривизны заготовки вследствие действия момента внутренних сил, вызывающего поворот сечений относительно оси, проходящей через их центр тяжести. Такое уменьшение кривизны носит название "эффект пружинения" и характеризуется величиной k_r, разницей между кривизной заготовки в нагруженном и разгруженном состояниях.

Уравнение равновесия моментов в этом случае имеет вид

$$M_r = b\left(\int_0^{Y_n}(B(\varepsilon_0 + yk_c) + C - E[\varepsilon_r + k_r(y - Y_{ц.т})])(y - Y_{ц.т})dy + \right.$$

$$+ \int_{Y_A}^{0}(Eyk_c + \sigma_0 - E[\varepsilon_r + k_r(y - Y_{ц.т})])(y - Y_{ц.т})dy +$$

$$\left. + \int_{Y_n - h}^{Y_A}\left[B\left(yk_c - \varepsilon_r + \frac{\sigma_0}{E}\right) - C - Ek_r(y - Y_{ц.т})\right](y - Y_{ц.т})dy\right) = 0,$$

где k_c — кривизна слоя, проходящего через ось поворота сечений при нагружении; $Y_{ц.т}$ — центр тяжести сечения.

Решая данное уравнение, получаем:

$$k_r = 2(E^6h^3k^3 + 2\psi\sigma_t^2B^2 + 2\psi C^2E^2 + 2\psi\sigma_t^2E^2 -$$

$$- 2\sigma_t^3B^3 + 2\sigma_t^3E^3 - 2C^3E^3 + 6\sigma_tE^3C^2 - 6\sigma_t^3BE^2 +$$

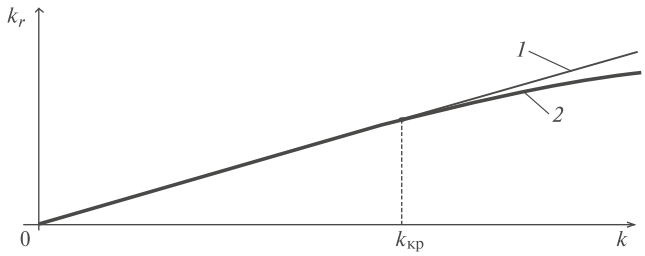


Рис. 3. Зависимость параметра k_r от кривизны изгиба k:

1, *2* — соответственно без учета и с учетом появления при разгрузке дополнительных пластических деформаций сжатия при $k > k_{кр}$

$$+ 6\sigma_t^3B^2E - 6\sigma_t^2E^3C - \psi E^4k^2h^2 + 3CE^5k^2h^2 -$$

$$- 7h^3E^4k^3\sqrt{EB}\,B + 5h^3E^4k^3B^2 + 8h^3E^5k^3B -$$

$$- 3h^3E^5k^3\sqrt{EB} + 3h^2E^4k^2BC - 2\psi E^3khC +$$

$$+ 2h^2E^3k^2\sqrt{EB}\,\varphi - 5h^2E^3k^2B\psi + 12\sigma_t^2BCE^2 -$$

$$- 6\sigma_t^2B^2CE - 6\sigma_tBC^2E^2 - 4\psi\sigma_t^2EB + 4\psi B\sigma_tCE -$$

$$- 4\psi\sigma_tCE^2)/(E^4k^2h^3(E - B)^2),$$

где

$$\psi = \left(E^4k^2h^2 + \sigma_t^2B^2 + \sigma_t^2E^2 - 2\sigma_t^2EB + 2E^3khC - \right.$$

$$\left. - 2\sigma_tCE^2 + 2E^3k^2h^2B + 2B\sigma_tCE - 2h^2E^3k^2\sqrt{EB} + C^2E^2\right)^{\frac{1}{2}}.$$

На рис. 3 приведена зависимость параметра k_r от кривизны изгиба k.

Заключение. Появление при разгрузке пластических деформаций сжатия уменьшает негативный эффект пружинения заготовки. Данный способ снятия заготовки после операции формообразования удобен для операций гибки с растяжением на оборудовании ПГР-6, ПГР-7 с ручным управлением, а также при реализации программного управления на ПГР-6АД.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ермолаев В.И.** Повышение эффективности управления на автоматизированных профилегибочных машинах за счет уточнения математической модели процесса формообразования и оперативной коррекции управляющих программ: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Саратов, 2004. 16 с.

2. **Гнитько В.Б.** Исследование технологических роботов для гибки с растяжением: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Санкт-Петербург, 2004. 16 с.

Андрей Викторович Кочетков, д-р техн. наук,
soni.81@mail.ru;
Владимир Борисович Гнитько, канд. техн. наук;
Вячеслав Иванович Ермолаев, канд. техн. наук;
Вероника Викторовна Ермолаева, канд. техн. наук

УДК 621.762

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

Пути совершенствования конструкций контейнеров промышленных газостатов

Рассмотрены особенности конструкции и эксплуатации контейнеров газостатов. Особое внимание уделено изучению их напряженно-деформированного состояния. Проанализированы напряжения, деформации и перемещения, возникающие при силовом нагружении контейнеров различных конструктивных исполнений. Даны рекомендации по проектированию контейнеров промышленных газостатов рациональной конструкции и выполнению обмотки контейнера переменной толщины.

Ключевые слова: газостат; контейнер; обмотка; втулка; давление.

Constructive and operating peculiarities of gas-extruder container are revealed. Special consideration is given to its stressed-and-deformed state investigation. Tensions, deformations and translations occurring under operating power of different container constructions are analyzed. Practical recommendations of industry gas-extruders of rational construction designing and making container winding of variable thickness are delivered.

Keywords: gas-extruder; container; winding; bushing; pressure.

Развитие технологий получения изделий промышленного назначения путем газостатического прессования металлических, керамических и композиционных нанопорошков требует постоянного увеличения рабочего давления и объема рабочей камеры — контейнера [1]. В связи с этим проектирование контейнеров рациональной конструкции, обеспечивающих надежную и долговечную эксплуатацию, является важной задачей при создании промышленных газостатов.

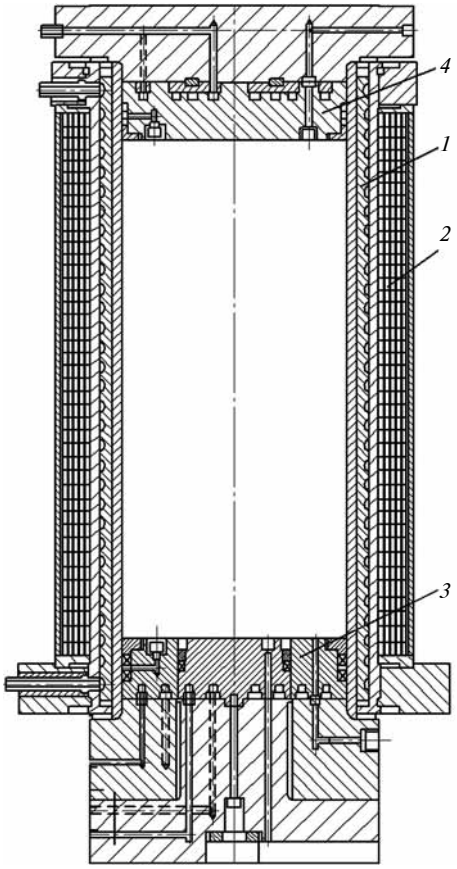


Рис. 1. Конструкция контейнера промышленного газостата

Контейнеры промышленных газостатов являются ответственными тяжелонагруженными узлами, воспринимающими изнутри силовое воздействие со стороны факторов технологического процесса.

Традиционно контейнеры промышленных газостатов имеют следующие особенности конструкции (рис. 1):

— непосредственно контейнер состоит из набора вставленных одна в другую полых тонкостенных трубчатых втулок (оболочек) *1*, в средней из которых выполнены каналы для подвода охлаждающей жидкости;

— многослойная ленточная обмотка *2* охватывает наружную поверхность контейнера;

— снизу и сверху контейнер закрыт толстостенными герметичными крышками *3* и *4*, перемещение которых ограничено в вертикальных направлениях элементами станины газостата.

Для определения путей совершенствования и подтверждения правильности закладываемых в конструкцию контейнера параметров необходимо оценить его *напряженно-деформированное состояние* (НДС), возникающее под действием рабочего технологического нагружения. При этом в качестве базового выбран промышленный газостат с контейнером описанной ранее конструкции и следующими техническими параметрами:

Осевая сила со стороны контейнера, МН. . . 80
Рабочее давление, МПа 200

Максимальная рабочая температура, °С . . . 2025
Рабочий газ . . . . . Азот
Габаритные размеры рабочего пространства, мм:
диаметр 320
высота 700

НДС оценивали с помощью программного продукта Simulation Xpress для Solid Works — 2012. На рис. 2 приведена схема нагружения базового контейнера.

Для выполнения сравнительного анализа для данного промышленного газостата разработана новая конструкция обмотки, отличающаяся переменной толщиной слоев с увеличением их толщины к периферии контейнера (рис. 3).

В обоих случаях (см. рис. 1 и 3) обмотка выполнялась в виде ленты из стали 65 Г. Однако в первом случае (см. рис. 1) обмотка представляла собой 45 слоев ленты толщиной 2 мм, во втором случае (см. рис. 3) — 20 слоев толщиной 1 мм и 14 слоев толщиной 5 мм. При этом суммарная толщина обмотки оставалась постоянной.

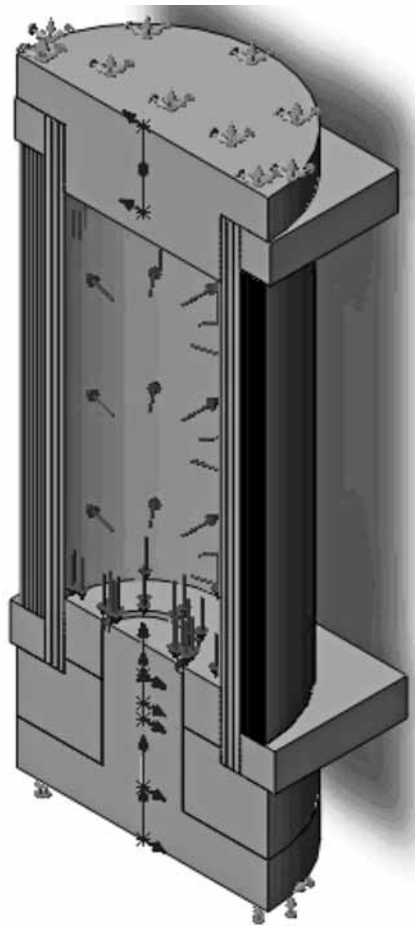


Рис. 2. Схема нагружения контейнера

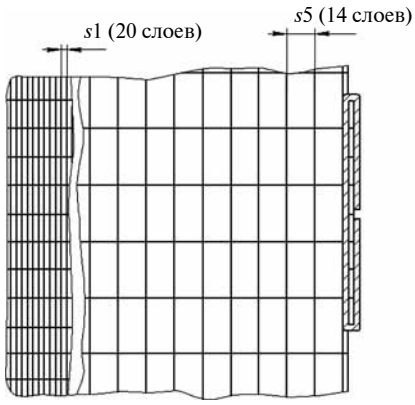


Рис. 3. Обмотка контейнера переменной толщины

Результаты оценки НДС контейнеров с обмотками двух конструктивных исполнений приведены на рис. 4 и 5 (см. обложку).

При анализе НДС необходимо отметить следующее. Значениями рассматриваемых параметров, возникающими по нижнему и верхнему краям крышек, пренебрегаем, так как поверхности их контакта с поверхностями станины принимаются неподвижными (см. рис. 2). При дальнейшем анализе эти значения не будут учтены.

Ввиду симметрии конструкции контейнера и характера прилагаемых нагрузок рассматривали только половину контейнера, содержащую все рассмотренные выше конструкционные элементы.

Приведенная схема нагружения (см. рис. 2) и конструктивное исполнение верхней и нижней крышек не вызывают необходимости исследовать их НДС, поэтому в последующем анализе они учитываться не будут.

Анализ напряжений (см. рис. 4 и 5, *а*). В первом случае (см. рис. 4, *а*) максимальные напряжения 250 МПа концентрируются на центральной внутренней поверхности контейнера и плавно снижаются:

— в осевом направлении вверх и вниз, уменьшаясь до 80...100 МПа, а в местах крепления оболочек контейнера к крышкам достигают значений около 200 МПа;

— в радиальном направлении к периферии от внутренней поверхности оболочки к наружной поверхности последнего слоя обмотки, достигая на последней поверхности значения 225 МПа, что является недопустимым (учитывая особенности эксплуатации контейнера и газостата) и ведет к неизбежному разрушению обмотки и оболочек контейнера.

Во втором случае (см. рис. 5, *а*) общий уровень возникающих напряжений в центральной части контейнера на 50...70 МПа ниже, чем в первом случае (см. рис. 4, *а*). На наружной поверхности пос-

леднего слоя обмотки максимальное напряжение составляет около 130 МПа, что не превышает допустимого значения с учетом минимального коэффициента запаса прочности, равного 3.

Анализ перемещений и возникающих деформаций (см. рис. 4 и 5, *б*, *в*). Наибольшим перемещениям подвержена центральная часть контейнера. В первом случае (см. рис. 4, *б*) максимальное перемещение составляет 1,5 мм, во втором (см. рис. 5, *б*) — почти вдвое меньше — 0,85 мм.

Уровень возникающих деформаций (см. рис. 4 и 5, *в*) также отличается почти вдвое. При этом в первом случае сконцентрированные в центральной зоне деформации (см. рис. 4, *в*) превышают уровень упругих и переходят в разряд пластических, вызывая скорое появление усталостных трещин. Значительные деформации возникают не только на внутренней поверхности оболочки, но и по всей толщине контейнера, включающей все оболочки и слои обмотки.

Во втором случае (см. рис. 5, *в*) деформации распределяются более равномерно по внутренней поверхности без образования зон ярко выраженной концентрации (как в первом случае) и имеют допустимые величины в объеме металла.

Таким образом, в результате анализа НДС установлено следующее:

— применение обмотки постоянной толщины ведет к неизбежному ее разрушению, а также разрушению оболочек контейнера ввиду недопустимо повышенных напряжений на поверхности последних наружных витков ленты обмотки;

— использование для контейнера газостата обмотки переменной толщины существенно улучшает его НДС, делая конструкцию более долговечной и надежной.

Основные рекомендации по выполнению обмотки контейнера переменной толщины следующие:

— перед намоткой ленты замерить внутренний диаметр контейнера в двух взаимно-перпендикулярных плоскостях на расстоянии 150...200 мм от торцов фланцев и посредине контейнера;

— намотку вести с постоянным натяжением ленты 3,0...3,5 кН для тонких внутренних слоев и 2,5...3,0 кН для более толстых наружных слоев, непрерывно наращивая ленту путем сварки встык с последующей термической обработкой и зачисткой места сварки, а натяжение в месте стыка на длине двух витков снижать на 50 %;

— пустоты, образующиеся у фланцев контейнера при переходе от слоя к слою, заполнять клиновыми закладками из этой же отожженной ленты, форма и размеры которых определяются по месту;

— при намотке обеспечить плотное, без зазоров прилегание боковых кромок витков ленты между собой;

— для предотвращения размотки в случае обрыва ленты необходимо предусмотреть фиксацию витков во время намотки;

— при намотке ленту пропускать через фетровый протир (грязесъемник) со смазкой, обеспечив равномерное без пропусков, нанесение смазки на ленту;

— намотку двух последних слоев вести с натяжением не более 1,0 кН, конец ленты отжечь и загнуть под углом 180° на скобу, витки последнего слоя также скрепить между собой скобами, расположенными по винтовой линии со смещением 40...50 мм через 90°;

— поверхность ленты после намотки покрыть смазкой;

— после окончания намотки замерить внутренний диаметр контейнера в местах, указанных в первой рекомендации, при этом уменьшение диаметра не должно превышать 2,0...2,5 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **60 лет** научно-конструкторской и производственной деятельности ВНИИМЕТМАШ. М.: Наука, 2005. С. 451—464.

Елена Сергеевна Корчак, канд. техн. наук,
helen_korchak@ukr.net;
Ольга Александровна Ковалёва

УДК 621.778.014

Г.Н. Гурьянов, С.И. Платов
(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова)

Осевое напряжение и прирост средней температуры в проходе волочения с противонатяжением при различных моделях упрочнения материала проволоки

Предложены аналитические зависимости для расчета осевого напряжения волочения при сложных законах упрочнения материала круглого сплошного профиля. Приведены результаты расчета осевого напряжения и прироста средней температуры в проходе волочения проволоки с противонатяжением. Показана эффективность применения противонатяжения для снижения температуры волочения.

Ключевые слова: волочение; проволока; методика расчета; осевое напряжение; температура; противонатяжение; деформационное упрочнение; коэффициент трения.

The analytical dependences for calculation of axial stress due to drawing at difficult laws of hardening of round solid profile material are offered. Results of calculation of the axial stress and increase the average temperature in drawing with back-pull pass of wire are given. The efficiency of application of back-pull for decrease of drawing temperature.

Keywords: drawing; wire; method of calculation; axial stress; temperature; back-pull; strain hardening; coefficient of friction.

Температура волочения определяет эксплуатационную стойкость волок, качество проволоки и проволочных изделий, производительность волочильных станов [1, 2]. Для оценки температурного режима волочения выполняют расчет прироста средней температуры в очаге деформации.

Например, Р.Б. Красильщиков (см. кн.: Деформационный нагрев и производительность волочильного оборудования. М.: Металлургия, 1970. 168 с.) приводит многочисленные практические данные о температуре волочения без противонатяжения и эмпирическую формулу для расчета прироста средней температуры при единичном обжатии стальной проволоки

$$\Delta t = 0{,}45\delta\sigma_{в}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{в}$ — временное сопротивление разрыву при растяжении; δ — относительное обжатие.

Формула получена при допущении, что 85 % мощности силы волочения идет на повышение температуры деформирования.

Необходимо отметить для расчета прироста средней температуры формулу Зибеля и Гудремона

$$\Delta t = \frac{P}{F}\frac{1}{Ic\gamma}, \qquad (2)$$

где P — сила волочения; F — площадь сечения проволоки после обжатия; I — механический эквивалент теплоты; c — удельная теплоемкость; γ — плотность.

Формула (2) отражает связь напряженного состояния и прироста средней температуры в процессе деформирования.

Для уточнения расчета прироста температуры Δt по формуле (2) А.И. Басс предложил ввести в нее поправочный коэффициент 0,60...0,70. Однако введение поправочного коэффициента не обеспечивает по этой формуле обоснованного расчета прироста Δt при волочении с противонатяжением.

Рост силы волочения P от приложения противонатяжения согласно формуле (2) должен привести к повышению прироста средней температуры в очаге деформации. В действительности от приложения противонатяжения снижается температура волочения.

В отечественной литературе недостаточно теоретических и экспериментальных исследований, направленных на установление характера зависимости прироста средней температуры в проходе волочения от конкретных параметров деформации (напряжения противонатяжения, длины калибрующего пояска, исходного предела текучести и формы кривой упрочнения для материала проволоки) и осевого напряжения.

Цель работы — показать характер зависимостей осевого напряжения и прироста средней температуры в проходе волочения от прочностных свойств проволочной заготовки и основных параметров деформации.

Рассмотрены следующие модели упрочнения материала проволочной заготовки:

$$\sigma_s = \sigma_{s0}\mu^k; \quad (3)$$

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + m\varepsilon^n = \sigma_{s0} + m(Ln\mu)^n, \quad (4)$$

где σ_{s0} — предел текучести металла на входе рабочего конуса волоки; k — коэффициент упрочнения (4); $\mu = (r_0/r_k)^2$ — коэффициент вытяжки; r_0, r_k — радиус заготовки до и после деформации; m, n — эмпирические коэффициенты модели (2); $\varepsilon = Ln\mu$ — степень деформации.

Зависимость (4) позволяет представлять более сложные формы кривых упрочнения, чем степенная функция (4), так как включает в себя три постоянных коэффициента, а первая эмпирическая формула (4) — два. Напряженное состояние и температуру рассчитывали при конкретных значениях коэффициентов упрочнения моделей (3) и (4):

$$\sigma_{s1} = 1000\mu^{0,55}; \quad (5)$$

$$\sigma_{s2} = 1000 + 500(Ln\mu)^{0,767}; \quad (6)$$

$$\sigma_{s3} = 1000\mu^{1,37}; \quad (7)$$

$$\sigma_{s4} = 1000 + 1250(Ln\mu)^{0,25}; \quad (8)$$

$$\sigma_{s5} = 500\mu^{1,37}; \quad (9)$$

$$\sigma_{s6} = 500 + 1250(Ln\mu)^{0,25}. \quad (10)$$

На рис. 1 приведены кривые упрочнения при моделях упрочнения (5)—(10). Кривые упрочнения *1* и *2* пересекаются при коэффициенте вытяжки $\mu = 1,50$, а кривые *3* и *4* — при $\mu = 1,699$. В заданном интервале изменения коэффициента вытяжки кривые *5* и *6* при исходном пределе текучести 500 МПа не пересекаются.

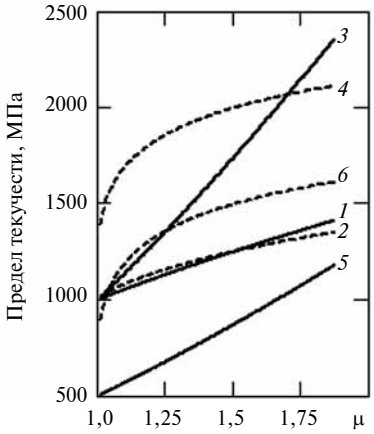


Рис. 1. Зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки для моделей упрочнения (3) и (4):
1 — (5); *2* — (6); *3* — (7); *4* — (8); *5* — (9); *6* — (10)

Прирост средней температуры в течение адиабатического процесса деформирования определяли из уравнения

$$\Delta t = \eta Э/(c\gamma V_d), \quad (11)$$

где Э — энергия (работа), идущая на пластическое формоизменение и сдвиговую деформацию металла за время его нахождения в рабочем канале волоки объемом V_d, а также на уравновешивание силы контактного трения в рабочей зоне, включая калибрующий поясок; $\eta = 0,8$ (80 %) — доля механической работы Э, которая идет на повышение тепловой энергии в виде прироста температуры; $\gamma = 7,8$ г/см^3; $c = 0,565$ кДж/(кг · К) (0,135 кал/(г · °С)). Принятые значения γ и c характерны для углеродистой стали.

Доля работы Э силы волочения идет на пластическую деформацию и преодоление напряжений контактного трения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки. Другая часть работы (мощности) силы волочения идет на уравновешивание прироста силы волочения от действия противонатяжения и не влияет на прирост температуры в проходе волочения.

Но при этом противонатяжение снижает давление на поверхности волоки и силу контактного трения, что уменьшает работу Э и прирост температуры от трения. Здесь проявляется полезное действие противонатяжения на процесс волочения. Однако прирост силы волочения от приложения противонатяжения требует дополнительную энергию для осуществления процесса волочения.

Для расчета энергосиловых показателей и прироста температуры в проходе волочения при конической форме рабочего канала волоки использованы следующие аналитические зависимости.

На выходе рабочего конуса осевое напряжение σ_k рассчитывали по формуле

$$\sigma_k = \sigma_{Z1} + \sigma_{Z2} + \sigma_{Z3}, \quad (12)$$

где σ_{Z1} — прирост осевого напряжения в рабочем конусе; σ_{Z2} — прирост от действия напряжения противонатяжения σ_q; σ_{Z3} — прирост напряжения на деформацию сдвига металла.

Для модели упрочнения (1) имеем следующие составляющие напряжения σ_k [3—5]:

$$\sigma_{Z1} = \sigma_{s0}(\mu^k - 1)(1 + f\mathrm{ctg}\alpha)/k; \quad (13)$$

$$\sigma_{Z2} = \sigma_q\left[1 - \frac{f}{\mathrm{tg}\alpha}\left(\frac{\mu^k - 1}{k}\right)\right]; \quad (14)$$

$$\sigma_{Z3} = \frac{2\sigma_{s0}\mathrm{tg}\alpha\left(1 + \mu^k\right)}{3\sqrt{3}}. \quad (15)$$

Для модели(5) получены аналогичные зависимости:

$$\sigma_{Z1} = (\sigma_{s0}Ln\mu + m(Ln\mu)^{n+1}/(n+1))(1 + f\mathrm{ctg}\alpha); \quad (16)$$

$$\sigma_{Z2} = \sigma_q\left[1 - \frac{f}{\mathrm{tg}\alpha}\left(Ln\mu - \frac{m(Ln\mu)^{n+1}}{\sigma_{s0}(n+1)}\right)\right]; \quad (17)$$

$$\sigma_{Z3} = \frac{2\mathrm{tg}\alpha(2\sigma_{s0} + m(Ln\mu)^n)}{3\sqrt{3}}. \quad (18)$$

Прирост осевого напряжения в пояске длиной L и с радиусом r_k определяли по формуле [6]

$$\sigma_{Z4} = 2fL(\sigma_{sk} - \sigma_k)/r_k = 2\sigma_{sk}fL(1 - \sigma_k/\sigma_{sk})/r_k, \quad (19)$$

где σ_{sk} — предел текучести металла на выходе рабочего конуса волоки.

Осевое напряжение на выходе волоки:

$$\sigma_Z = \sigma_k + \sigma_{Z4}. \quad (20)$$

Прирост осевого напряжения от контактного трения вычисляли по формуле

$$\Delta\sigma_f = \sigma_Z - \sigma_Z(f = 0), \quad (21)$$

где $\sigma_Z(f = 0)$ — осевое напряжение при отсутствии контактного трения.

Диаметр d_0 проволочной заготовки перед волочением приняли равным 2,0 мм. На выходе волоки скорость v_k проволоки 1 м/с. Угол рабочего конуса волоки α = 4 и 10°, коэффициент вытяжки μ: 1,15; 1,50 и 1,699. При заданных значениях коэффициента вытяжки и исходного диаметра заготовки 2,0 мм на выходе волоки диаметр проволоки соответственно равен 1,86; 1,63 и 1,53 мм.

Длина калибрующего пояска равна половине величины его диаметра. Также расчеты выполнили при отсутствии пояска и равенстве длины и диаметра пояска.

Осевое напряжение (20), прирост осевого напряжения от противонатяжения (14) и (17) и прирост осевого напряжения от действия контактного трения (21) построены в зависимости от напряжения противонатяжения (рис. 2). На рис. 2 также приведены зависимости осевого напряжения при отсутствии трения (линии *1* и *2*). Сплошными линиями показаны зависимости при степенных моделях упрочнения (5) и (7), штриховыми линиями — при моделях (6) и (8).

Осевое напряжение и прирост этого напряжения от действия трения больше при модели упрочнения (8), а прирост от действия противонатяжения несколько ниже при этой модели, чем при степенной кривой упрочнения (7).

Линии *1—4* на рис. 2 сходятся, что обусловлено снижением с ростом напряжения противонатяжения значимости влияния коэффициента трения на осевое напряжение. Кривые *5* и *6* для прироста осевого напряжения от контактного трения сближаются, а *7* и *8* для прироста напряжения от противонатяжения расходятся с ростом напряжения противонатяжения.

Таким образом, снижается влияние формы кривой упрочнения на прирост напряжения от трения и усиливается ее влияние на прирост от противонатяжения.

Зависимости рис. 2, *а—е* при коэффициенте трения 0,05 и отсутствии пояска (*а*, *б*), длине пояска $L_n = 0{,}5d_n$ (*в*, *г*) и $L_n = d_n$ (*д*, *е*) показывают значимость влияния длины пояска на прирост осевого напряжения от контактного трения и противонатяжения. С увеличением длины L_n повысился прирост от действия трения, что показывает заметное увеличение расстояния между линиями *5* и *6* (зависимости *д*, *е* в сравнении с аналогичными зависимостями *а*, *б*). При этом заметно удалены друг от друга в вертикальном направлении линии *1—4* для осевого напряжения при отсутствии и малых значениях напряжения противонатяжения. Но при увеличении длины пояска снизился прирост напряжения от противонатяжения, и мало изменилось расстояние между линиями *7* и *8* для прироста напряжения от противонатяжения.

Рост коэффициента трения от 0,05 до 0,15 привел к существенному повышению прироста напряжения от трения (см. рис. 2, линии *5* и *6*) и уменьшению прироста от действия противонатяжения (линии *7* и *8*). Это дает сравнение соответствующих зависимостей рис. 2, *а*, *б* и рис. 2, *ж*, *з* при отсутствии пояска и рис. 2, *в*, *г* и рис. 2, *и*, *к* при длине пояска $L_n = 0{,}5d_n$.

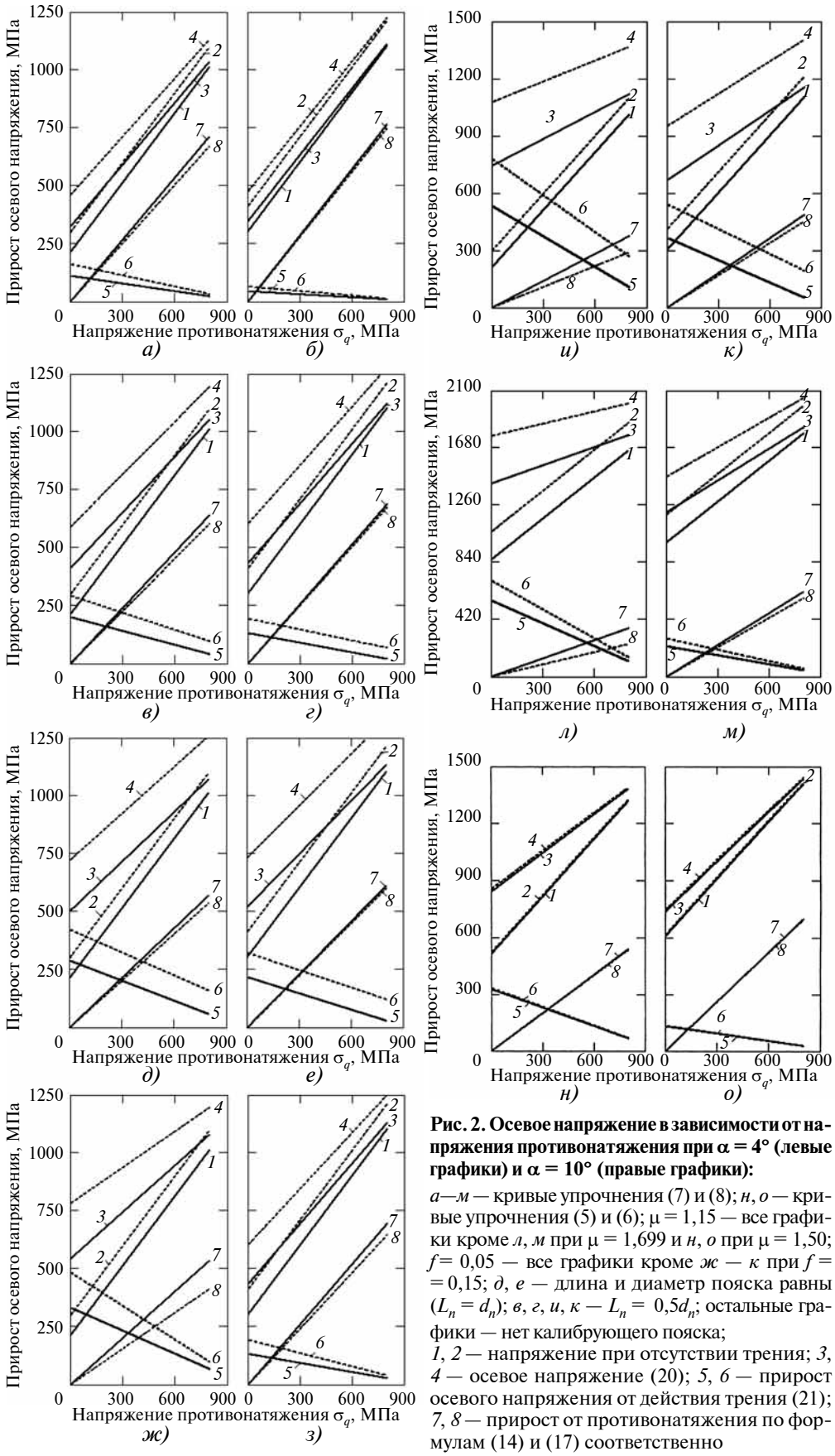


Рис. 2. Осевое напряжение в зависимости от напряжения противонатяжения при α = 4° (левые графики) и α = 10° (правые графики):

а—м — кривые упрочнения (7) и (8); *н*, *о* — кривые упрочнения (5) и (6); μ = 1,15 — все графики кроме *л*, *м* при μ = 1,699 и *н*, *о* при μ = 1,50; *f* = 0,05 — все графики кроме *ж* — *к* при *f* = = 0,15; *д*, *е* — длина и диаметр пояска равны ($L_п = d_п$); *в*, *г*, *и*, *к* — $L_п = 0{,}5d_п$; остальные графики — нет калибрующего пояска;
1, *2* — напряжение при отсутствии трения; *3*, *4* — осевое напряжение (20); *5*, *6* — прирост осевого напряжения от действия трения (21); *7*, *8* — прирост от противонатяжения по формулам (14) и (17) соответственно

При коэффициенте трения 0,15 (см. рис. 2, *ж—к*) значительно усилилась значимость влияния вида кривой упрочнения на прирост напряжения от противонатяжения. Это показывает значительно большее расстояние между линиями *7* и *8* при *f* = = 0,15 в сравнении с тем же расстоянием при *f* = = 0,05 (*а—г*). С увеличением угла от 4 до 10° при коэффициенте трения 0,15 более высокая степень снижения прироста напряжения от трения и более интенсивное повышение прироста напряжения от противонатяжения.

Увеличение коэффициента вытяжки от 1,15 до 1,699 привело к существенному росту осевого напряжения и прироста напряжения от трения. При этом значительно снизился прирост напряжения от противонатяжения, что показывают соответствующие зависимости рис. 2, *а*, *б* и *л*, *м*.

При μ = 1,699 равны значения предела текучести при моделях упрочнения (7) и (8). Это показывают кривые упрочнения *3* и *4* рис. 1. Если расчет осевого напряжения при μ = 1,699 был выполнен по формулам, включающим усредненный предел текучести в очаге деформации, то значения осевого напряжения при кривых упрочнения (7) и (8) были бы одинаковыми, а линии *1* и *2* при отсутствии трения, линии *3* и *4* при коэффициенте трения 0,05 на рис. 2, *л*, *м* попарно бы слились.

Зависимости рис. 2, *н*, *о* даны при кривых упрочнения (5) и (6) и коэффициенте вытяжки 1,50. При μ = 1,50 равны значения предела текучести при этих моделях упрочнения (см. рис. 1). Поскольку близка форма кривых упрочнения при изменении коэффициента вытяжки от 1 до 1,50 при кривых упрочнения (5) и (6), то осевое напряжение и значения прироста напряжения от трения и противонатяжения существенно не отличаются.

Зависимости суммарного прироста средней температуры в проходе волочения (от пластической деформации и контактного трения) и прироста температуры от трения в рабочем конусе и калибрующем пояске показаны на рис. 3. Приняты модели упрочнения (7) и (8), кроме графиков рис. 3, *н*, *о*, построенных при моделях упрочнения (5) и (6). Данные рис. 3, *ж*, *з* получены при f = 0,15, а остальные зависимости (*а*—*е*, *и*—*о*) — при f = 0,05.

С ростом напряжения противонатяжения прирост температуры снижается независимо от значений коэффициентов вытяжки и трения, угла α, длины пояска и формы кривой упрочнения (см. рис. 3). Суммарный прирост температуры (левые графики) и прирост температуры от действия трения (правые графики) больше при моделях упрочнения (7) и (8), так как предел текучести на выходе волоки при этих моделях больше, чем при моделях (5) и (6).

Прирост температуры от контактного трения (правые графики) снижается при росте угла α волочения независимо от формы кривой упрочнения и значений коэффициента трения и напряжения противонатяжения. С повышением напряжения противонатяжения меньше влияние угла α и закона упрочнения на прирост температуры. Поэтому линии для прироста температуры от трения сближаются при повышении напряжения противонатяжения.

Значимость влияния угла α на общий прирост в проходе волочения с повышением напряжения противонатяжения может снижаться и усиливаться в зависимости от формы кривой упрочнения и значений коэффициентов вытяжки и трения. Поэтому линии с разными значениями угла α расходятся или сходятся.

При повышенном напряжении противонатяжения суммарный прирост температуры в отличие от аналогичного прироста температуры от трения больше при $\alpha = 10^\circ$ (линии *5* и *6*). При отсутствии пояска (см. рис. 3, *а*, *б*) и длине пояска $L_n = 0{,}5d_n$ (см. рис. 3, *в*, *г*) расстояние между линиями для разных моделей упрочнения существенно меньше, чем при длине пояска $L_n = d_n$ (см. рис. 3, *д*, *е*).

При f = 0,15 (см. рис. 3, *ж*, *з*) более интенсивно снижается прирост температуры при повышении напряжения противонатяжения, чем при f = 0,05 (см. рис. 3, *в*, *г*), т.е. применение противонатяжения для снижения температуры волочения более эффективно при неблагоприятных условиях граничного трения.

Изменение коэффициента вытяжки от 1,15 до 1,699 привело к значительному повышению суммарного прироста температуры и прироста температуры от трения. Это дает сравнение расположения соответствующих линий рис. 3 для зависимостей (*а*—*г*) и (*и*—*м*). При μ = 1,699 значительно снизилось влияние пояска на прирост температуры, особенно при высоком напряжении противонатяжения. Такой вывод следует из сравнения расположения соответствующих линий рис. 3, *и* и *л* для общего прироста температуры.

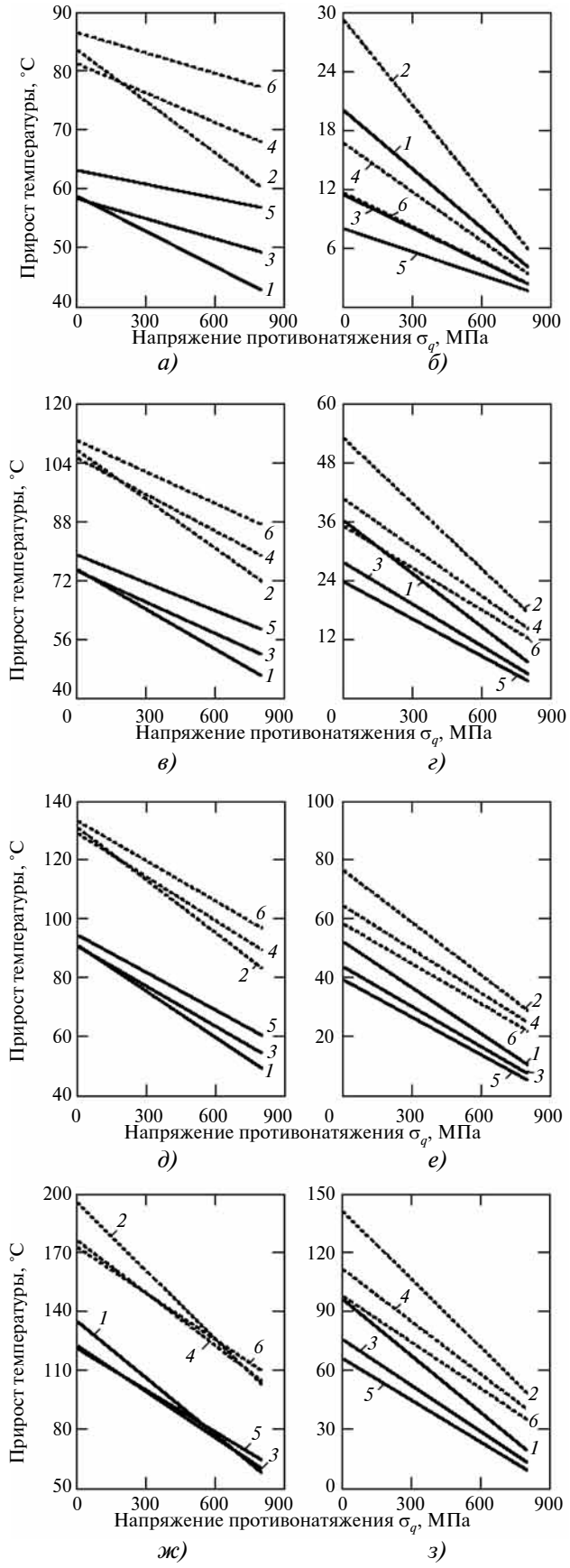
Близость кривых упрочнения *1* и *2* рис. 1 для моделей упрочнения (5) и (6) является причиной незначительного различия общего прироста температуры (см. рис. 3, *н*) и прироста средней температуры от трения (см. рис. 3, *о*). Малое расстояние между парой кривых *1* и *2*, *3* и *4*, *5* и *6* для трех значений угла α обусловлено также одинаковым среднеарифметическим значением предела текучести при μ = 1,5, при котором построены зависимости рис. 3, *н*, *о*.

При незначительном напряжении противонатяжения прирост температуры значительно больше при $\alpha = 4^\circ$ (см. рис. 3, линии *1* и *2*). Однако при высоком уровне напряжения противонатяжения при этом значении угла α суммарный прирост температуры меньше (см. рис. 3, *н*). Это обусловлено влиянием сдвиговой деформации в рабочем конусе волоки на суммарный прирост температуры. При больших значениях напряжения противонатяжения прирост температуры от действия контактного трения (см. рис. 3, *о*) остался выше при меньшем значении угла α, равном 4°.

При коэффициенте вытяжки 1,699 (см. рис. 3, *и*—*м*) одинаковый средний предел текучести в очаге деформации при моделях упрочнения (7) и (8), что показывают соответствующие кривые упрочнения *3* и *4* рис. 1.

Расчеты с применением формул (13)—(19) показали, что при μ = 1,699 не наблюдается равенства значений осевого напряжения. Если осевое напряжение рассчитать по формулам, включающим в себя усредненный предел текучести, то при этом значении коэффициента вытяжки наблюдалось бы равенство осевого напряжения при кривых упрочнения (7) и (8).

Неравенство напряженного состояния при μ = = 1,699 вызвало отличие прироста средней температуры при этих кривых упрочнения (см. рис. 3, *и*—*м*): на этих графиках штриховые линии для модели (8) лежат выше сплошных линий для модели (7) при



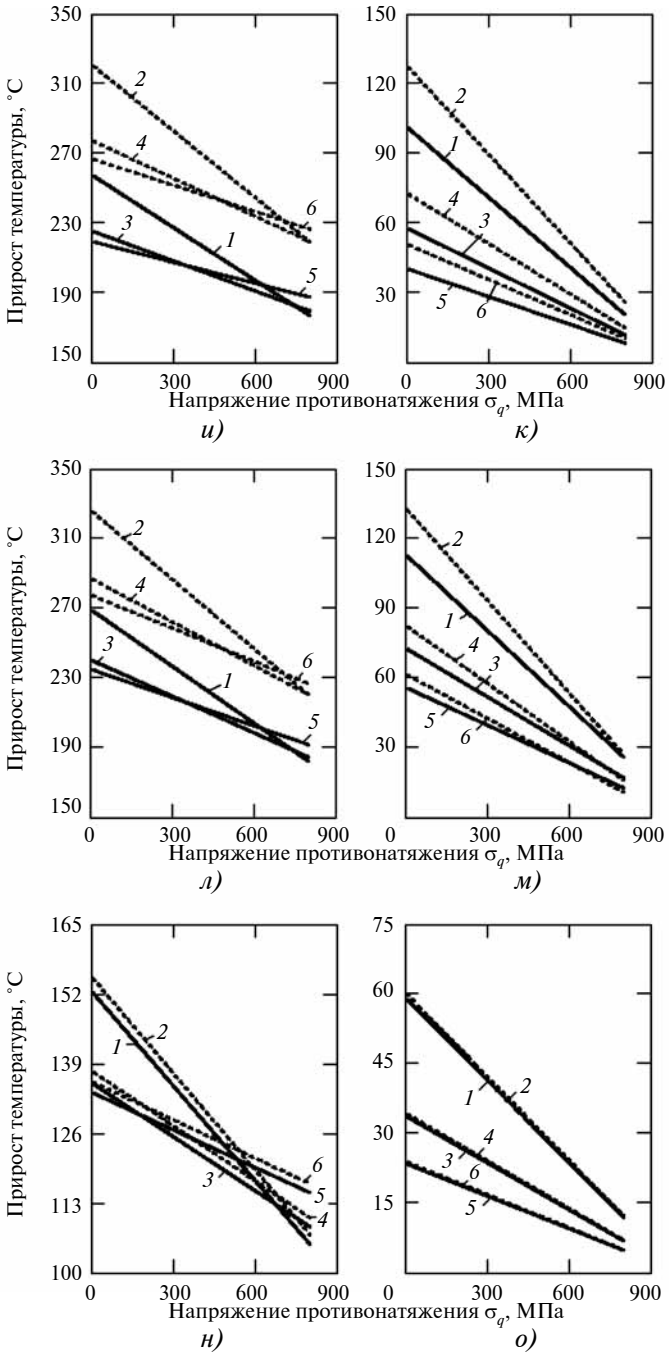
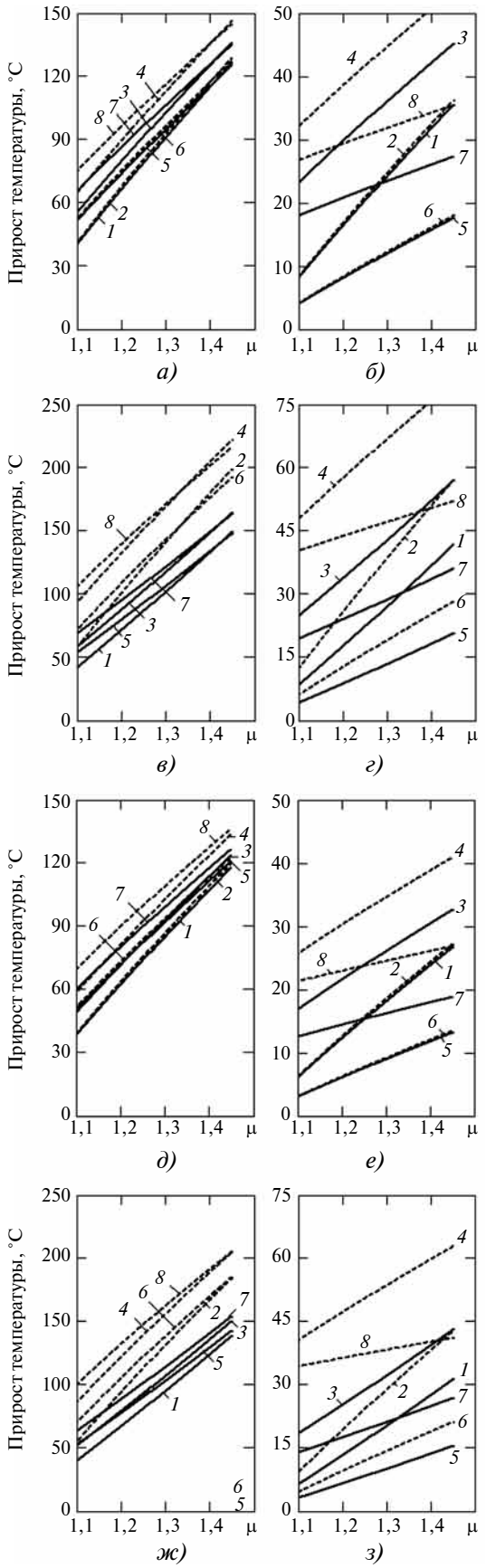


Рис. 3. Прирост средней температуры в проходе волочения (левые графики) и прирост температуры от контактного трения (правые графики) в зависимости от напряжения противонатяжения:

а—з — $\mu = 1{,}15$; *и—м* — $\mu = 1{,}699$; *н*, *о* — $\mu = 1{,}50$; *ж*, *з* — $f = 0{,}15$; остальные графики при $f = 0{,}05$; *а*, *б*, *и*, *к*, *н*, *о* — нет пояска; *в*, *г*, *ж*, *з*, *л*, *м* — $L_n = 0{,}5d_n$; *д*, *е* — $L_n = d_n$;

1, *2* — $\alpha = 4°$; *3*, *4* — $\alpha = 7°$; *5*, *6* — $\alpha = 10°$; нечетные номера кривых (сплошные линии) — модели упрочнения (5) и (7); четные номера кривых (штриховые линии) — модели упрочнения (6) и (8); *а—м* — модели (7) и (8); *н*, *о* — модели (5) и (6)



различных значениях напряжения противонатяжения и угла α. Отмеченное относится и к зависимостям рис. 3, *н*, *о*, построенным при μ = 1,5, при котором одинаковый средний предел текучести в очаге деформации при моделях упрочнения (5) и (6). При μ = 1,5 не наблюдается равенства осевого напряжения и прироста средней температуры при расчете по приведенным зависимостям. Снижение линий графиков рис. 3 с ростом напряжения противонатяжения обусловлено уменьшением внешней мощности и энергии на преодоление контактного трения, что показывают зависимости *5* и *6* на рис. 2.

Влияние коэффициента вытяжки на прирост средней температуры и ее прирост от действия трения при $f = 0{,}05$ показано на рис. 4. Приняты кривые

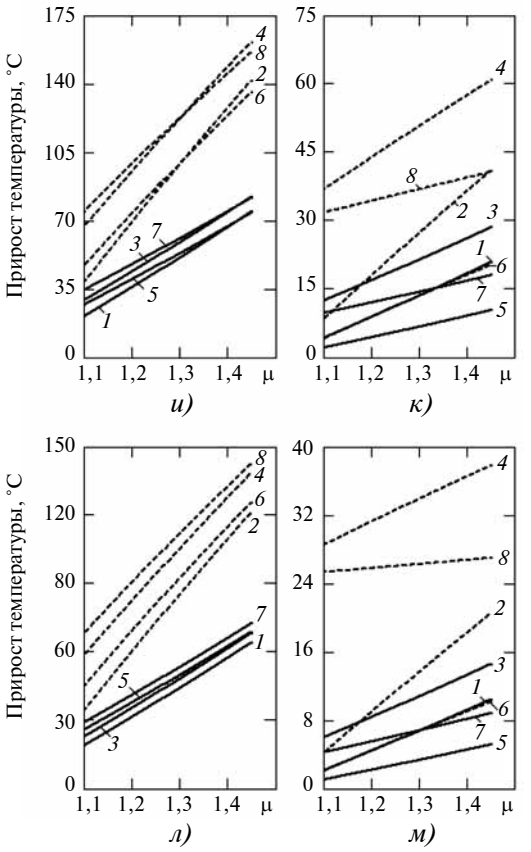


Рис. 4. Прирост средней температуры в проходе волочения (левые графики) и прирост температуры от контактного трения (правые графики) при коэффициенте трения 0,05 в зависимости от коэффициента вытяжки:

а—з — σ_{s0} = 1000 МПа; *и—м* — σ_{s0} = 500 МПа; *а—г*, *и*, *е* — $\sigma_q = 0$; *д — з*, *л*, *м* — σ_q = 250 МПа; *а*, *б*, *д*, *е* — модели упрочнения (5) и (6); *в*, *г*, *ж*, *з* — модели упрочнения (7) и (8); *и—м* — модели (9) и (10); нечетные номера кривых (сплошные линии) — модели упрочнения (5), (7) и (8); четные номера кривых (штриховые линии) — модели упрочнения (6), (8) и (10);
1—4 — α = 6°; *5—8* — α = 12°; *1*, *2*, *5*, *6* — нет пояска; *3*, *4*, *7*, *8* — $L_n = 0{,}5d_n$

упрочнения (5) и (6), что отражают зависимости *а*, *б*, *д*, *е* и модели упрочнения (7) и (8) для зависимостей *в*, *г*, *ж*, *з*, модели (9) и (10) для кривых *и—м* рис. 4.

Влияние интенсивности упрочнения на прирост средней температуры при отсутствии противонатяжения дает сравнение соответствующих зависимостей рис. 4, *а*, *б* (при кривых упрочнения *1* и *2* рис. 1) и *в*, *г* (при кривых упрочнения *3* и *4*), а при напряжении противонатяжения 250 МПа — зависимостей рис. 4, *д*, *е* (кривые упрочнения *1* и *2* рис. 1) и *ж*, *з* рис. 4 (кривые упрочнения *3* и *4*).

При более интенсивном упрочнении (см. рис. 4, *в*, *г*, *ж*, *з*) значительно выше общий прирост температуры при повышенной степени деформации ($\mu > 1{,}3$), особенно при модели упрочнения (8). При $\mu = 1{,}5$ оптимальный угол $\alpha_{опт}$ при модели (8) равен 10,47° (см. рис. 4, *в*), который ближе к углу 12°, при котором построена кривая *8*. Поэтому при $\mu = 1{,}5$ кривая *8* находится ниже кривой *4*, построенной при $\alpha = 6°$. При модели (7) и $\mu = 1{,}5$ угол $\alpha_{опт} = 9{,}1°$. Это значение $\alpha_{опт}$ также ближе к углу 12°, чем к углу 6°. Сплошные линии *1* и *3* рис. 4 при $\alpha = 6°$ несколько выше соответственно кривых *5* и *7* при $\alpha = 12°$ и $\mu = 1{,}5$ (*в*).

При напряжении противонатяжения 250 МПа и $\mu = 1{,}5$ (см. рис. 4, *ж*) угол $\alpha_{опт} = 7{,}90$ и 9,09° соответственно при моделях (7) и (8). Сплошные линии для модели (7) рис. 4, *ж* не пересекаются, так как угол 6° ближе к оптимальному углу 7,90°, чем угол 12°, а значение $\alpha_{опт} = 9{,}09°$ при модели (8) является почти среднеарифметическим значением 6 и 12°. Поэтому штриховые линии *2* и *6*, *4* и *8* рис. 4 соответственно при $\alpha = 6$ и 12° и $\mu = 1{,}5$ имеют почти одинаковые ординаты (*ж*).

Таким образом, *чем ближе значение угла α к его оптимальному значению $\alpha_{опт}$, тем меньше прирост средней температуры при заданных параметрах деформации*.

При отсутствии пояска (см. рис. 4, линии *1*, *2*, *5*, *6*) и при моделях упрочнения (5) и (6) с менее интенсивным упрочнением (см. рис. 4, *а*, *б*, *д*, *е*) прирост температуры мало отличается, что показывает близость кривых *1* и *2*, *5* и *6*.

Зависимости *и—м* рис. 4 построены при исходном пределе текучести 500 МПа и моделях упрочнения (9) и (10). При отсутствии противонатяжения (см. рис. 4, *и*, *к*) и $\mu = 1{,}5$ общий прирост (*и*) и прирост от трения (*к*) выше, при модели упрочнения (10), $\alpha = 6°$, а волока имеет калибрующий поясок (штриховая кривая *4*). При $\mu = 1{,}1$ и модели (10), наоборот, общий прирост температуры выше при $\alpha = 12°$, чем при $\alpha = 6°$ (см. рис. 4, *и*).

При моделях упрочнения (9) и (10) с исходным пределом текучести 500 МПа более существенное различие общего прироста температуры при повышенных степенях деформации, чем при моделях (7) и (8). Это показывает сравнение соответствующих зависимостей *в* и *и* рис. 4 при отсутствии противонатяжения и *ж* и *л* при напряжении противонатяжения 250 МПа. Для объяснения характера расположения линий для зависимостей рис. 4, *и — м* необходимо отметить оптимальные значения угла $\alpha_{опт}$, равные 9,1 и 11,0°, при отсутствии противонатяжения соответственно при моделях (9) и (10) и 6,5 и 7,8° при действии напряжения противонатяжения 250 МПа соответственно при тех же моделях упрочнения.

Прирост температуры от контактного трения больше при $\alpha = 6°$ и наличии пояска (см. рис. 4, линия *4*) независимо от напряжения противонатяжения (правые графики рис. 3). При равных значениях угла α, коэффициентов вытяжки и трения, напряжения противонатяжения и длины пояска прирост температуры от трения выше при моделях упрочнения (8) и (10), чем при моделях (7) и (9).

Уменьшение исходного предела текучести привело к снижению прироста температуры от действия трения, что дает сравнение зависимостей *г* и *к*, *з* и *м* рис. 4. Приложение напряжения противонатяжения (см. рис. 4, *л*, *м*) вызвало более заметное снижение прироста температуры при повышенных обжатиях.

В работе Р.Б. Красильщикова отмечено, что *"механические свойства проволоки в значительной мере зависят от средней температуры, при которой проволока находится относительно большее время, в течение которого развитие процессов старения может привести к снижению пластичности. Поэтому средняя температура при волочении не должна превышать 200...250 °С"*.

Прирост средней температуры больше 200 °С при исходном пределе текучести 1000 МПа, модели упрочнения (8), наличии пояска, отсутствии противонатяжения и коэффициенте вытяжки больше 1,4 (см. рис. 4, *в*, кривые *4* и *8*). При этом $f = 0{,}05$ и $\alpha = 6$ и 12°. При указанных параметрах деформирования проволоки наступает неблагоприятное условие для формирования механических свойств проволоки согласно рекомендации Р.Б. Красильщикова.

Если будут другие параметры деформации, например, исходный предел текучести 500 МПа или (и) модели упрочнения (5)—(7), или (и) отсутствует поясок, или (и) напряжение противонатяжения 250 МПа, то прирост средней температуры (см. рис. 4) меньше 250 °С при условии, что температура перед волокой не превышает 50 °С и приняты те же значения угла α и коэффициента трения.

Заключение. Предложены аналитические зависимости (17)—(19) для модели упрочнения (5). Прирост температуры в калибрующем пояске волоки рассчитан с учетом напряженного состояния и предела текучести проволоки на выходе рабочего конуса по формуле (20). Поэтому напряжение и температура в пояске зависят также от параметров деформации в рабочем конусе.

Показан характер зависимостей для прироста средней температуры от формы кривой упрочнения, определяемой исходным пределом текучести σ_{s0} и коэффициентами упрочнения k для модели (4), m и n для модели (5). При равном среднеарифметическом значении предела текучести в очаге деформации и одинаковых других параметров деформации возможно существенное отличие осевого напряжения и прироста средней температуры на выходе волоки, если отличаются формы кривых упрочнения.

С уменьшением степени деформации в проходе волочения повышается доля прироста осевого напряжения и температуры в калибрующем пояске и усиливается с ростом интенсивности деформационного упрочнения.

Показано существенное снижение прироста средней температуры в проходе волочения от приложения противонатяжения. Противонатяжение снижает радиальное напряжение, мощность напряжений контактного трения и прирост температуры в рабочем конусе и пояске волоки. Однако при этом повышается осевое напряжение и сила волочения, поэтому при волочении с противонатяжением отсутствует прямая связь прироста средней температуры и напряжения волочения (силы волочения), как при волочении без противонатяжения.

Результаты расчетов подтвердили целесообразность применения оптимальных углов волочения не только для снижения осевого напряжения (силы волочения), но и прироста средней температуры в рабочем канале волоки.

Учет формы кривой упрочнения материала проволочной заготовки позволяет выполнять более обоснованные расчеты энергосиловых параметров и прироста температуры в проходе волочения. Для ограничения верхней температуры деформирования более эффективно применять противонатяжение, чем ограничение скорости волочения и частных обжатий, которое уменьшает производительность процесса волочения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.
2. **Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** Температура волочения как определяющий фактор управления качеством проволоки ответственного назначения // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. М.В. Чукина. 2012. Вып. 38. С. 89—102.
3. **Гурьянов Г.Н.** Вариационный метод поиска рациональной геометрии рабочего канала волоки для волочения круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 7. С. 35—40.
4. **Гурьянов Г.Н.** Особенности оценки напряжений и деформаций при волочении круглого сплошного профиля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. № 10. С. 56—60.
5. **Гурьянов Г.Н.** К оценке эффективности применения противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30—38.
6. **Гурьянов Г.Н.** Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки// Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34—36.

Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,
ggnbelorhome@rambler.ru;
Сергей Иосифович Платов, д-р техн. наук

УДК 669.71.884:620.181

Ю.М. Боровин, В.В. Овчинников, Е.В. Лукьяненко, С.А. Лищук
(Московский государственный индустриальный университет)

Износостойкость деталей из стали 30ХГСН2А, подвергнутых ионной имплантации после ультразвуковой обработки

Представлены результаты испытаний на износ стали 30ХГСН2А после ультразвуковой обработки и последующей ионной имплантации. Определены параметры подачи индентора и скорости вращения при ультразвуковой обработке, позволяющие получать максимальную микротвердость для данных условий обработки.

Ключевые слова: ультразвуковая обработка; индентор; скорость подачи; ионная имплантация; микротвердость; износостойкость.

The results of tests on the wear of steel 30KhGSN2A after ultrasonic treatment and subsequent ion implantation are presented. The parameters of the indenter feed and the rotation speed due to ultrasonic treatment allowing to obtain the maximum microhardness for data conditions of processing.

Keywords: ultrasonic processing; indentor; feed rate; ion implantation; microhardness; wear resistance.

Введение. Ионную имплантацию применяют в высокотехнологичных отраслях промышленности, так как она является достаточно эффективным методом повышения эксплуатационных характеристик рабочих поверхностей деталей машин путем внедрения в их поверхностный слой ионов газов, металлов и неметаллов, обеспечивающих требуемые эксплуатационные характеристики.

Уровень свойств рабочих поверхностей деталей после имплантации определяется технологическими параметрами самого процесса имплантации (сорт и зарядность ионов в пучке; ток пучка; ускоряющее напряжение; доза имплантации) и применяемой технологией доимплантационной подготовки поверхности деталей. При этом доимплантационная обработка во многом определяет уровень свойств поверхности деталей, подвергнутых имплантации.

На качество имплантированного слоя деталей первостепенное влияние оказывает метод подготовки поверхности мишени. В настоящее время в промышленности распространены термические и механические методы.

К термическим методам относится и скоростной нагрев поверхности лазерным излучением, обеспечивающий достаточную твердость поверхностного слоя за счет высоких скоростей охлаждения и фиксации метастабильных структур.

К механическим методам подготовки поверхности мишени относятся: методы механической обработки (точение и фрезерование), поверхностное упрочнение в результате обработки металлической дробью, поверхностное пластическое деформирование и др.

Несмотря на их известные преимущества многим методам доимплантационной обработки поверхности мишени свойственны следующие недостатки: снижение усталостной и циклической прочности изделий; шаржирование абразивных частиц; низкая производительность, невозможность применения при нанесении тонких покрытий.

Разработка новых методов подготовки, способных устранить перечисленные выше недостатки, является важной научно-технической проблемой.

В этом отношении актуальным является исследование ультразвуковой обработки [1, 2] как способа подготовки поверхности деталей из стали 30ХГСН2А под ионную имплантацию. *Цель работы* — отработка режимов поверхностного упрочнения образцов стали 30ХГСН2А, основанного на комплексной обработке, включающей в себя ультразвуковую обработку и последующую ионную имплантацию.

Поскольку сталь 30ХГСН2А применяют для изготовления деталей, основным видом деградации которых является износ, исследовали поведение образцов данной стали после комплексной обработки в условиях трения и износа.

Материал и методика исследований. Экспериментальные исследования выполняли в лабораторных условиях и включали в себя изучение влияния технологических режимов ультразвуковой обработки на свойства стали 30ХГСН2А и параметры микрорельефа поверхности.

Характер модификации поверхностного слоя при различных режимах поверхностного упрочнения оценивали путем измерения микротвердости на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на пирамидку Виккерса 0,981 Н (100 гс), а также путем травления.

Испытания проводили на образцах стали 30ХГСН2А в форме параллелепипеда $7\times7\times10$ мм^3 по схеме "вал—колодка".

Контртело диаметром 62 мм изготовляли из стали ШХ15. Испытания на трение осуществляли при начальной нагрузке на образец 25,8 Н и скорости вращения вала 150 об/мин. Время нагружения 70 мин. Интенсивность изнашивания оценивали путем измерения ширины дорожки трения по оптическим изображениям, записывавшимся с помощью оптического микроскопа Stemi 2000 C фирмы Carl Zeiss.

Ионную имплантацию образцов из стали 30ХГСН2А выполняли с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника ИГМИ-50, формирующего полиэнергетический пучок ионов, при ускоряющем напряжении 30 кВ. Амплитуда тока ионного пучка 0,1...1 А, частота импульсов 50 Гц при длительности 300 мкс. Остаточное давление в вакуумной камере $8\cdot10^{-4}$ Па. Температура нагрева образцов в процессе имплантации не превышала 80 °С. Облучение ионными пучками Cu–Pb–Sn выполняли при дозе 10^{17}ион/см^2.

Материалом катода имплантера служил монотектический сплав $Cu_{64}Pb_{36}$, дополнительно легированный Sn. Для получения многоэлементного катода на основе несмешивающихся компонентов был выбран способ контактного легирования, описанный ранее в работах [3—6].

Выбор сорта имплантируемых ионов основывался на практике применения антифрикционных металлических покрытий, снижающих коэффициент трения в высоконагруженных парах трения скольжения. Известно, что одними из лучших антифрикционных покрытий являются свинцовые и медно-оловянистые сплавы. Они обладают низким коэффициентом трения, хорошей прирабатываемостью и высокой антикоррозионной стойкостью во многих агрессивных средах.

Результаты эксперимента и их обсуждение. На рис. 1 представлено распределение микротвердости по глубине образцов исследуемой стали после ультразвуковой обработки. Глубина проработки структуры составляет до 400 мкм. Упрочнение поверхности определяли по приросту микротвердости. Монотонное убывание микротвердости обусловлено изменениями макро-, микро- и субмикроструктуры стали, а также характером изменения остаточных сжимающих напряжений.

Исследование влияния основных технологических параметров ультразвуковой обработки на микрорельеф и микротвердость и параметры микрорельефа обрабатываемых деталей проводили на следующих режимах: диаметр сферы индентора 5 мм; сила прижатия индентора к обрабатываемой поверхности 60 Н; частота колебаний индентора 25 кГц; мощность обработки 250...300 Вт; подача индентора 0,03...0,30 мм/об; окружная скорость вращения заготовки 15...60 мм/мин.

Результаты исследования приведены на рис. 2 .

Анализ полученных зависимостей показал, что увеличение подачи индентора сопровождается линейным снижением микротвердости обработанного образца (см. рис. 2, *а*).

Повышение линейной скорости вращения обрабатываемой детали в диапазоне 10...22 м/мин сопровождается ростом микротвердости, которая при дальнейшем увеличении скорости вращения детали более 25 м/мин начинает заметно снижаться (см. рис. 2, *б*).

Увеличение подачи индентора при обработке приводит к линейному росту параметра шероховатости *Rz* обработанной поверхности (см. рис. 2, *в*). Аналогично наблюдается рост *Rz* и при повышении скорости ее вращения при обработке, только в этом случае зависимость имеет нелинейный характер (см. рис. 2, *г*).

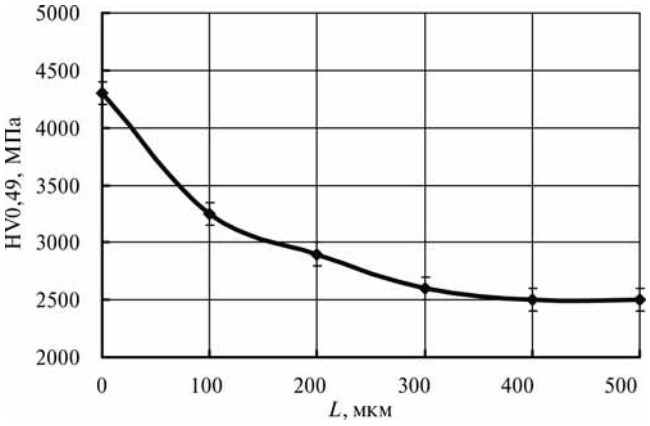


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине после ультразвуковой обработки стали 30ХГСН2А

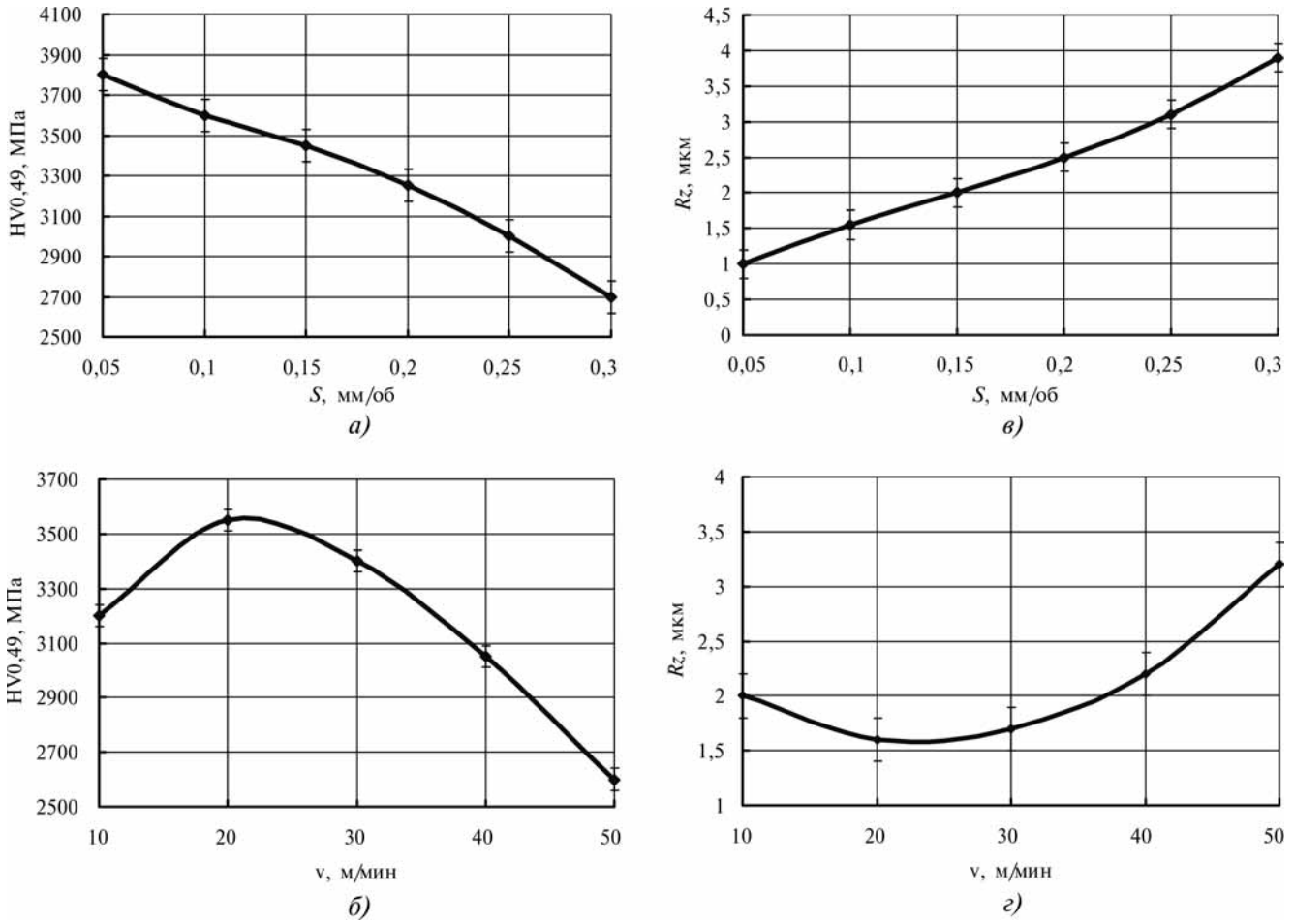


Рис. 2. Влияние подачи индентора *S* (*а*, *в*) и окружной скорости образца v (*б*, *г*) на микротвердость и параметр шероховатости поверхности стали 30ХГСН2А после ультразвуковой обработки:
а, *в* — v = 21 м/мин; *б*, *г* — *S* = 0,15 мм/об

Изменение параметра шероховатости и микротвердости поверхности обусловливается двумя основными факторами. Первый фактор связан со степенью перекрытия деформационных канавок в зоне воздействия индентора. С увеличением степени перекрытия деформационных канавок снижается параметр шероховатости обработанной поверхности, но возрастает ее микротвердость.

Вторым фактором является число ударов индентора, приходящееся на единицу поверхности. Графики (см. рис. 2, *б, г*) содержат максимумы, соответствующие значению скорости обработки детали, обеспечивающие минимальный параметр шероховатости при максимальной микротвердости.

На основе математической обработки результатов экспериментов в исследованном значении параметров режима обработки параметр шероховатости поверхности и микротвердости можно представить в виде эмпирических зависимостей:

$$Rz = 10{,}65S + 0{,}466; \quad (1)$$

$$Rz = 0{,}003v^2 - 0{,}091v + 2{,}755; \quad (2)$$

$$HV = -4255S + 4020; \quad (3)$$

$$HV = -0{,}611v^2 + 20{,}091v + 3033{,}6. \quad (4)$$

При испытаниях на износ при трении установлено, что в течение первых 5 мин испытаний на рабочей части образцов стали 30ХГСН2А в исходном состоянии сформировалась дорожка трения шириной ≈2,7 мм (рис. 3, кривая *1*).

При испытаниях образцов с предварительно обработанным ультразвуковой обработкой поверхностным слоем за первые 5 мин на рабочей поверхности сформировалась дорожка трения шириной 2,2 мм. При дальнейшем нагружении (за 70 мин испытаний) ширина дорожки трения возросла до 3,5 мм (рис. 3, кривая *2*). За первые 5 мин работы

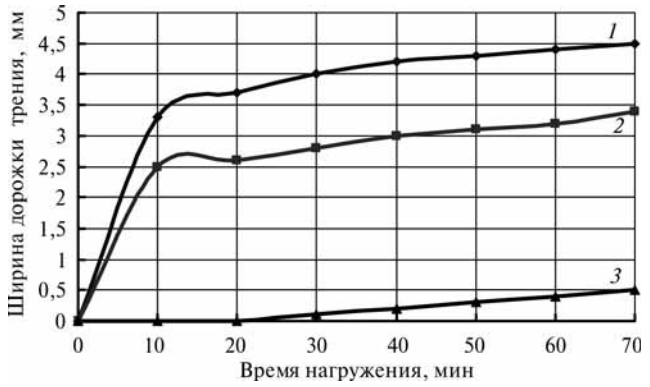


Рис. 3. Зависимости ширины дорожки трения от времени нагружения образцов стали 30ХГСН2А при различном состоянии поверхностного слоя:

1 — исходное состояние; *2* — ультразвуковая обработка; *3* — ультразвуковая обработка с последующей ионной имплантацией

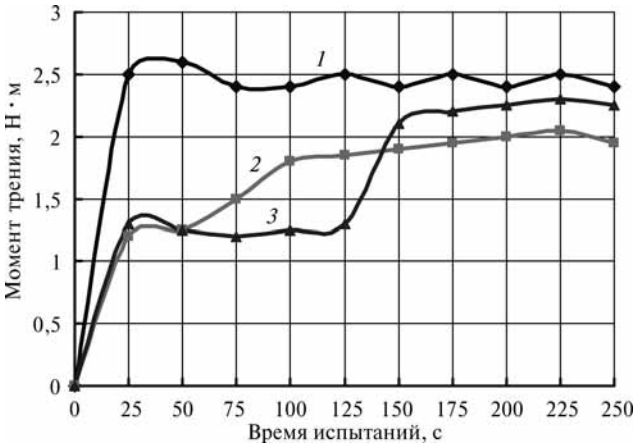


Рис. 4. Зависимости момента трения от времени испытаний образцов стали 30ХГСН2А без обработки поверхности (*1*), с ионной имплантацией (*2*), с комбинированной обработкой (*3*)

значение коэффициента трения $f_{тр}$ снижается с 0,12 до 0,06 и не изменяется до конца испытаний.

Испытания образцов, подвергнутых ультразвуковой обработке с последующей имплантацией ионов меди, свинца и олова при использовании катода имплантера из сплава системы Cu—Pb—Sn, показали, что эти образцы не проявили заметных следов износа (см. рис. 3, кривая *3*). Одновременно предварительная ультразвуковая обработка поверхностного слоя в сочетании с последующей ионной имплантацией позволили увеличить толщину слоя с максимальной микротвердостью до 100 мкм.

За время испытаний 70 мин на поверхности этих образцов не было обнаружено следов износа, проявляющихся в виде образования дорожки трения: заметны только небольшие "потертости". Коэффициент $f_{тр}$ изменяется практически подобно всем рассмотренным выше образцам: в начале испытания его значение равно 0,08, а через 15 мин трения — 0,04 и остается постоянным до конца испытаний.

Износостойкость образцов стали 30ХГСН2А в исходном состоянии и с упрочненным поверхностным слоем исследовали при нагрузке 4000 Н. Скорость вращения контртела при испытаниях покрытий данного типа была снижена и составляла 100 об/мин. При этом в образцах в исходном состоянии практически с самого начала нагружения момент трения составлял $M \approx 2{,}8$ Н · м.

В случае ионной обработки образцов без предварительной ультразвуковой обработки поверхностного слоя существенное увеличение момента трения (соответствовавшего срыву упрочненного слоя) получено при времени испытаний ≈70 с, в то время как в образцах с комбинированной обработкой резкое повышение момента трения зафиксировано только после ≈150 с испытаний (рис. 4).

Таким образом, использование предварительной ультразвуковой обработки приповерхностных слоев и последующей ионной имплантации поверхности позволяет в данном диапазоне нагрузок в значительной степени увеличить износостойкость стали 30ХГСН2А. Данный результат, по мнению авторов статьи, связан не только с увеличением толщины упрочненного поверхностного слоя, но и с градиентным характером изменения прочностных характеристик по глубине.

Модификацию поверхностного слоя проводили на большую глубину, что и позволило получить эффекты не только повышения микротвердости, но и увеличения износостойкости.

В рамках настоящей работы не удалось выявить, происходит ли в результате применявшихся комплексных обработок формирование неплоской границы раздела модифицированный поверхностный слой—мишень, что могло бы частично объяснить наблюдавшийся эффект повышения износостойкости. Данная задача является объектом дальнейших исследований.

Заключение. Экспериментально показано, что предварительная ультразвуковая обработка поверхностного слоя и последующая ионная имплантация образцов стали 30ХГСН2А при небольших величинах нагрузки в условиях трибонагружения исключают формирование на поверхности трибоконтакта дорожки трения.

Предварительная ультразвуковая обработка образцов стали 30ХГСН2А при комбинированной обработке позволяет значительно повысить износостойкость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В. и др.** Ультразвуковое модифицирование поверхности и его влияние на свойства покрытий // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. Специальный выпуск. Ч. 2. С. 157—160.
2. **Влияние** ультразвуковой обработки основы на формирование слоя покрытия при денатоционном напылении / В.А. Клименов, Ж.Г. Ковалевская, В.Ю. Ульяницкий, К.В. Зайцев, В.Ю. Борозна // Технология машиностроения. 2008. № 7. С. 22—26.
3. **Лукьяненко Е.В., Овчинников В.В., Боровин Ю.М.** Влияние контактного легирования монотектического сплава Cu—Pb, используемого в качестве катода имплантера, на нанотвердость стали 30ХГСН2А // Технология металлов. 2013. № 2. С. 30—34.
4. **Влияние** контактного легирования монотектического сплава Cu—Pb, применяемого для изготовления катода имплантера, на распределение имплантируемых ионов в поверхностном слое стали 30ХГСН2А / Е.В. Лукьяненко, В.В. Овчинников, Ю.М. Боровин, С.В. Якутина // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. № 2. С.3—8.
5. **Овчинников В.В., Серикова Е.А., Якутина С.В.** Влияние имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на износостойкость стали 30ХГСН2А // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 4. С. 27—31.
6. **Влияние** имплантирования ионов меди и свинца на свойства стали 30ХГСН2А / В.В. Овчинников, Д.А. Козлов, С.В. Якутина, А.С. Немов // Машиностроение и инженерное образование. 2010. № 4. С. 38—45.

Юрий Михайлович Боровин, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;
Елена Владимировна Лукьяненко, канд. техн. наук;
Святослав Алексеевич Лищук

УДК 669.018.4:621.762

Бочарова А.А. *(ОАО "Всероссийский институт легких сплавов", Москва)*

Изготовление биметаллических дисков газотурбинных двигателей горячим изостатическим прессованием

Показана принципиальная возможность изготовления заготовок биметаллических дисков из комбинации двух сплавов. Исследован уровень механических характеристик, а также характеристики долговечности материала диска в зоне ступицы, обода и переходной зоны между сплавами.

Ключевые слова: биметаллический диск; никелевые жаропрочные сплавы; гранулы; горячее изостатическое прессование.

The possibility of manufacturing of as-HIP bimetallic disks from a combination of the two superalloys is shown. Level of mechanical properties and durability characteristics of the disk material in the bore, rim and transition regions is studied.

Keywords: bimetallic disk; Ni-base superalloys; powder; hot isostatic pressing.

Для двигателей вновь создаваемых перспективных изделий специальной авиакосмической техники требуются новые материалы, по своим характеристикам существенно превосходящие существующие и отличающиеся по комплексу эксплуатационных свойств от материалов, применяемых в коммерческих двигателях. Различный выбор материалов для одинаковых деталей в этих классах двигателей связан с более жестким профилем эксплуатации для военных систем.

На ближайшие десятилетия ведущая роль в дисковых материалах все еще будет оставаться за жаропрочными никелевыми сплавами, которые активно развиваются в последнее время в связи с совершенствованием технологии их производства, к тому же появление новых материалов, таких как керамические и интерметаллиды, еще больше подстегивает темпы развития и совершенствования жаропрочных сплавов.

Метод металлургии гранул с его уникальными возможностями по изготовлению деталей сложных форм из сложнолегированных сплавов, деталей, близких по форме к окончательному изделию, комбинированных деталей из двух или нескольких сплавов — это та платформа, на которой в ближайшие годы будут развиваться жаропрочные никелевые сплавы для дисков ГТД различного назначения.

Поэтому вопрос создания новых гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов и новых технологий изготовления из них заготовок дисков с функционально необходимым комплексом высоких механических свойств в настоящее время является актуальным.

На каждом следующем этапе развития жаропрочных никелевых сплавов становится все труд-

нее достигать повышения уровня механических свойств путем дальнейшего усложнения легирования, так как приближается допустимый предел по содержанию упрочняющей γ'-фазы и увеличивается вероятность образования топологически плотноупакованных охрупчивающих фаз.

Несмотря на это требования конструкторов к материалам постоянно растут, и одновременно расширяется спектр необходимых высоких механических и служебных характеристик. В частности, в качестве одного из основных требований, предъявляемых к сплавам для дисков ГТД, является низкая *скорость распространения усталостной трещины* (СРТУ).

Однако получить на одном структурном состоянии одного сплава одновременно высокую жаропрочность, низкую СРТУ и максимально возможную высокую прочность невозможно, так как эти свойства обеспечиваются различными значениями одних и тех же структурных характеристик.

В последнее время развиваются новые тенденции в развитии технологий производства, позволяющие изготовлять изделия с функционально-градиентными механическими свойствами, наиболее полно отвечающими реальным условиям эксплуатации, что связано с различными условиями работы диска ГТД в радиальном направлении.

В частности, для дисков турбины газотурбинных двигателей оптимальной является конструкция диска, обод которого изготовлен из сплава, обладающего высокими характеристиками длительной прочности при рабочей температуре и низкой СРТУ, а ступица и полотно — из сплава, обладающего высокими характеристиками кратковременной прочности и малоцикловой усталости.

Одним из перспективных направлений получения изделий с функционально-градиентными свойствами является технология изготовления биметаллических заготовок дисков. Суть данной технологии заключается в соединении в единую деталь различных гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов методом *горячего изостатического прессования* (ГИП), которая обладает оптимальным сочетанием механических характеристик при комнатной и рабочей температурах в ободной и ступичной частях диска.

На начальной стадии проведения исследования производства биметаллического диска необходимо было решить ряд проблем, связанных с выбором компромиссного ГИП и термической ообработки, с состоянием переходной зоны между сплавами, а также с разработкой специальной технологической оснастки для обеспечения заданных геометрических параметров заготовки, включая границу раздела сплавов.

При разработке инновационной технологии производства полноразмерных заготовок биметаллических дисков с функционально-градиентными свойствами для авиационных ГТД нового поколения из мелкодисперсных гранул жаропрочных никелевых сплавов класса ВВП были исследованы и реализованы две технологические схемы:

1) "компакт+гранулы" — метод соединения гранул с заранее компактированной ободной или ступичной частью заготовки диска из одного сплава, с помощью проведения повторной операции ГИП с гранулами другого сплава (рис. 1, *а*);

2) "гранулы+гранулы" — горячее изостатическое прессование предварительно засыпанных в разные части капсулы гранул с заданной границей раздела материалов, определяемой конструкцией готовой детали (рис. 1, *б*).

Найдено техническое решение обеспечения фиксированной границы раздела в схеме "гранулы+гранулы".

При подборе пары сплавов для изготовления биметаллического диска необходимо было получить требуемую разницу в свойствах по сечению диска, а также обеспечить компромиссные режимы термической обработки и ГИП для выбранной пары материалов. Для этого рассматривали новые жаропрочные гранулируемые сплавы класса ВВП, разработанные в ОАО "ВИЛС" и наиболее полно отвечающие заявленным требованиям. Также они обладают запасом технологичности по основным параметрам ГИП и термической обработки, а именно, по температуре окончательной выдержки при ГИП, температуре и времени нагрева под закалку, а также температурно-временным парамет-

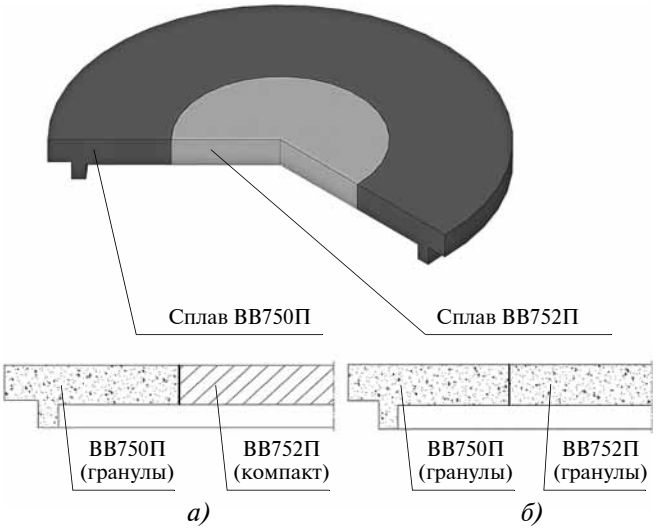


Рис. 1. Технологическая схема изготовления заготовки биметаллического диска:
а — схема "компакт + гранулы"; *б* — схема "гранулы + гранулы"

рам ступенчатого старения для возможности их осуществления по компромиссным режимам.

Анализ уровня механических характеристик дисковых материалов класса ВВП показал, что оптимальным вариантом для создания биметаллического диска являются новые перспективные никелевые сплавы — высокожаропрочный сплав ВВ750П и высокопрочный сплав ВВ752П.

Сплав ВВ750П обладает высоким уровнем длительной прочности до температуры 800 °С и подходит для ободной части диска, а сплав ВВ752П, имеющий высокие показатели кратковременной прочности при комнатной температуре и сопротивления малоцикловой усталости при температуре 650 °С, — для ступичной части диска.

Для разработки компромиссных режимов ГИП и термической обработки сплавы должны иметь близкие температурные значения критических точек. Сплавы ВВ752П и ВВ750П имеют несущественное различие в значениях температур полного растворения упрочняющей интерметаллидной γ'-фазы, составляющее ~5 °С, что позволило разработать режимы ГИП и термической обработки таким образом, чтобы максимально сохранить структурные параметры, а следовательно, и заявленные механические характеристики выбранных сплавов.

Следует отметить, что схема "гранулы+гранулы" для производства биметаллического диска была реализована впервые в отечественной практике. Для этого было разработано оригинальное техническое решение, которое позволило осуществить указанную технологическую схему.

При разработке конструкции капсулы необходимо было обеспечить фиксированную границу раздела двух сплавов, заданную чертежом-нормалью и перемещение ее в определенное положение после операции ГИП, что было успешно реализовано при создании такой заготовки.

Результаты исследования, полученные при проведении экспериментов, позволили разработать компромиссные режимы прессования и термической обработки.

Разработанный режим термической обработки обеспечил максимально возможный уровень жаропрочности на сплаве ВВ750П, используемом для обода, с формированием достаточно крупной γ'-фазы и выделением вторичных карбидов по границам зерен, а также наиболее высокий уровень механических характеристик ступицы из сплава ВВ752П.

В результате исследований предложена и доказана принципиальная возможность изготовления заготовок биметаллических дисков методом прямого ГИП из гранул разных сплавов с разным уровнем механических свойств и фиксированной границей раздела сплавов.

На биметаллических дисках диаметром 510 мм, изготовленных по двум схемам соединения с применением компромиссных режимов ГИП и термической обработки, получены функционально-градиентные свойства — на ободе высокая жаропрочность 750 МПа при $T = 750$ °С, а в ступице высокая прочность $\sigma_в \geqslant 1550$ МПа и сопротивление малоцикловой усталости на базе 10 000 циклов при $\sigma = 1160$ МПа и температуре 650 °С.

Переходная зона в дисках, изготовленных по двум разработанным схемам, обладает достаточной прочностью и не является местом разрушения при всех видах испытания, где проявляются разные значения характеристик соединяемых сплавов.

Применение биметаллических дисков с функционально-градиентными свойствами для тяжелонагруженных деталей газотурбинных двигателей позволит повысить эффективность работы различных зон комбинированных дисков и, как следствие, снизить массу и повысить КПД двигателя, что очень важно для конструкторов — разработчиков перспективных двигателей нового поколения.

Александра Александровна Бочарова,
alexandra_bocharova@oaovils.ru

ИЗДАТЕЛЬСТВО
МАШИНОСТРОЕНИЕ

О.Е. Осинцев

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ

учебное пособие

2014 г. Объем 156 с. Формат 60x88 1/16
ISBN 978-5-94275-720-5

ЦЕНА 400 р.

Изложены основные положения металловедения и термической обработки тугоплавких металлов и сплавов на их основе. Систематизированы и обобщены физико-химические основы взаимодействия тугоплавких металлов с элементами различных групп Периодической системы, особое внимание уделено взаимодействию их с элементами IIIA—VIIIA групп и с элементами внедрения. Рассмотрены современные представления о природе высокой прочности межатомной связи тугоплавких металлов с позиции электронного строения. Приведены данные о их кристаллической структуре, физических, химических и механических свойствах. Рассмотрены природа хладноломкости и методы повышения пластичности сплавов на основе вольфрама, молибдена и ниобия. Рассмотрена химическая стойкость тугоплавких металлов в растворах реагентов, взаимодействие их с газами воздуха в широком интервале температур и способы защиты этих материалов от окисления. Изложены физико-химические принципы разработки жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлов и подчеркивается особая роль двойных и многокомпонентных диаграмм состояния при создании сплавов с твердорастворным, дисперсионным и дисперсным упрочнением. Рассмотрены структура, физические, химические, механические, технологические свойства и области применения современных сплавов на основе ниобия, тантала, молибдена и вольфрама.

Для студентов магистерской системы обучения, специализирующихся в области материаловедения и технологии новых материалов, а также других технологических специальностей. Может быть полезна технологам, металлургам, инженерам, имеющим дело с обработкой и применением тугоплавких металлов и сплавов на их основе.

ПРИОБРЕСТИ КНИГУ В ИЗДАТЕЛЬСТВЕ можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4;
по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

Поздравляем

Виктора Алексеевича Дёмина,

д-ра техн. наук, профессора

с 65-летием!

Виктор Алексеевич Дёмин родился 4 сентября 1949 г. в Москве.

В 1966 г. после окончания школы Виктор Алексеевич поступил в Завод-втуз при автозаводе им. И.А. Лихачева (сейчас Московский государственный индустриальный университет) по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением". Одновременно работал на ЗИЛе контролером отдела технического контроля, а затем старшим техником-технологом в цехе холодной штамповки.

В 1972 г. после окончания института был распределен на работу в Завод-втуз в должности ассистента.

С 1975 г. обучался в целевой аспирантуре МГТУ им. Н.Э. Баумана, где в 1979 г. защитил кандидатскую диссертацию.

В 1981 г. Виктору Алексеевичу присвоено ученое звание доцента. В 2003 г. после защиты докторской диссертации присвоено звание профессора.

В МГИУ В.А. Дёмин занимал должности ассистента, доцента, профессора, заведующего кафедрой "Графика", декана Вечернего и Общенаучного факультетов, проректора, ректора. В настоящее время занимает должность главного научного сотрудника.

В своей работе в университете особое внимание уделял пропаганде и развитию интегрированной формы обучения в вузах Российской Федерации, внедрению в учебный процесс дистанционных технологий обучения инженеров. В рамках Федеральной целевой программы развития образования Виктор Алексеевич является одним из создателей на базе университета Межвузовского ресурсного центра коллективного пользования "Технологии 21 века". Это позволило в режиме удаленного доступа объединить ресурсы ряда вузов и промышленных предприятий в подготовке инженерных кадров.

В.А. Дёмин проводит большую работу по пропаганде последних достижений науки и техники, являясь действительным членом Российской академии транспорта, Международной академии менеджмента и Академии проблем качества. Является главным редактором журнала "Известия МГИУ", заместителем председателя редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении" и председателем диссертационного совета при МГИУ.

Виктор Алексеевич – известный специалист в области теории обработки металлов давлением, автор разработки новых технологических процессов высокоскоростной и толстолистовой штамповки. Им опубликованы более 140 научных и учебно-методических работ, в том числе 12 монографий, 19 учебных пособий и 10 авторских свидетельств. Его монография "Проектирование процессов толстолистовой штамповки на основе прогнозирования технологических отказов" широко используется в учебном процессе и научных разработках в МГИУ, МАМИ, Тульском государственном университете и других российских вузах.

Виктор Алексеевич награжден орденом Дружбы (2000 г.), медалями "За трудовое отличие" (1996 г.), "В память 850-летия Москвы" (2000 г.), ему присвоено звание "Почетный работник высшего профессионального образования", в 2011 г. – почетное звание "Заслуженный работник высшей школы Российской Федерации" и присуждена премия Правительства Российской Федерации в области образования (за научно-практическую разработку "Научно-учебно-педагогический комплекс по подготовке кадров высшей квалификации в области инновационных и высоких технологий обработки металлов давлением".

Коллектив редакции и редакционный совет журнала желают Виктору Алексеевичу здоровья, благополучия, новых профессиональных достижений и успехов на благо России!

ООО «Издательство **Машиностроение**», 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефон редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 08.07.2014. Подписано в печать 03.09.2014. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.