

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

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

Зам. главного
редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
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., д.т.н., доц.
КОТЕНОВ В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ФИГУРОВСКИЙ Д.К., к.т.н., доц.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ОЛУНД Э., Dr. Ir.
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

Ответственные
за подготовку и выпуск
номера:
СЕРИКОВА Е.А.
ОРЛОВА А.В.

Журнал зарегистрирован
в Роскомнадзоре.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС 77-63952
от 09.12.2015

За содержание рекламных
материалов ответственность
несет рекламодатель

Журнал распространяется
по подписке, которую можно
оформить в любом почтовом
отделении (индекс по каталогу
"Пресса России" 39205)
или непосредственно
в издательстве.

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Демченко А.И., Шевяков В.Ф., Коровин В.А., Беляев С.В., Гуцин В.Н.,
Леушин И.О. Рафинирование никелевых сплавов с применением пенокерамических
фильтров 243
- Полосков С.С., Ерофеев В.А., Шолохов М.А. Моделирование формирования ван-
ны расплава и шва при наплавке плавящимся электродом с дополнительной приса-
дочной проволокой 247

Кузнечно-штамповочное производство

- Цеменко В.Н., Ганин С.В., Гиршов В.Л. Моделирование и опробование технологии
изготовления биметаллической заготовки с поверхностным слоем из порошковой
быстрорежущей стали 256
- Лавриненко В.Ю., Аюпов Т.Х. Расчет экономической эффективности промышлен-
ного использования бабы с наполнителем штамповочного молота M2140 262

Прокатно-волочильное производство

- Гурьянов Г.Н. Результаты расчета оптимального дельта-критерия формы очага
деформации при волочении круглого сплошного профиля 267

Материаловедение и новые материалы

- Луц А.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Рыбаков А.Д., Шигин С.В. Получение
легированного композиционного материала Al—Cu—Mn—TiC с повышенными
триботехническими свойствами 278
- Ворначева И.В. Влияние термической обработки по нестационарным режимам
на структуру псевдо- α -титановых сплавов для лопаток паровых турбин 283

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий
для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам
научных специальностей: 05.02.09 — Технологии и машины обработки давлением;
05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии; 05.04.11 — Атомное
реакторостроение, машины, агрегаты и технология материалов атомной
промышленности; 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов
и сплавов; 05.16.04 — Литейное производство; 05.16.05 — Обработка металлов
давлением; 05.16.06 — Порошковая металлургия и композиционные материалы;
05.16.08 — Нанотехнологии и наноматериалы и в базу данных Chemical Abstracts

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.

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee

BLANTER M.S.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
KUKHAR' V.D.
LARIN S.N.
MONASTYRSKY V.P.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
TREGUBOV V.I.
FIGUROVSKY D.K.
SHATUL'SKY A.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
ÖHLUND E.
TUTMANN T.

This issue prepared with
assistance of specialists:
SERIKOVA E.A.
ORLOVA A.V.

Journal is registered by
Roskomnadzor.
The certificate of
registration ПИ № ФС 77-63952,
December 9, 2015.

An advertiser is responsible for
the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

- Demchenko A.I., Shevyakov V.F., Korovin V.A., Belyaev S.V., Gushchin V.N.,
Leushin I.O. Refining of nickel alloys using foam ceramic filters 243
- Poloskov S.S., Erofeev V.A., Sholokhov M.A. Modeling of conditions for formation
of melted metal bath and weld during facing with consumable electrode and additional filler
wire 247

Forging and Stamping Production

- Tsemenko V.N., Ganin S.V., Girshov V.L. Modeling and testing of manufacturing
technique of bimetallic billet with surface layer from powder high-speed steel 256
- Lavrinenko V.Yu., Ayupov T.Kh. Calculation of economical efficiency of industrial
application of die-forging hammer filler ram model M2140 262

Rolling and Drawing Production

- Gur'yanov G.N. Results for calculation of optimal delta-criteria for deformation zone
shape in drawing of round solid profile 267

Physical Metallurgy and New Materials

- Luts A.R., Amosov A.P., Latukhin E.I., Rybakov A.D., Shigin S.V. Obtaining of doped
composite material Al—Cu—Mn—TiC with enhanced tribological properties 278
- Vornacheva I.V. Effect of heat treatment on non-stationary modes on structure
of pseudo- α -titanium alloys used for steam turbine blades 283

*Journal is included into the list of the Higher Examination Board
for publishing of competitors for the academic degrees theses in groups of scientific
specialties: 05.02.09 — technologies and forming machines; 05.02.10 — welding, related
processes and technologies; 05.04.11 — nuclear reactor engineering, machines, units
and materials technology of nuclear industry; 05.16.01 — physical metallurgy and heat
treatment of metals and alloys; 05.16.04 — foundry; 05.16.05 — plastic metal forming;
05.16.06 — powder metallurgy and composite materials; 05.16.08 — nanotechnologies
and in Chemical Abstracts database*

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



УДК 669.018.44

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-6-243-246

А.И. Демченко, В.Ф. Шевяков (ПАО "Русполимет", г. Кулебаки),
В.А. Коровин, С.В. Беляев, В.Н. Гущин, И.О. Леушин
(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева)

Рафинирование никелевых сплавов с применением пенокерамических фильтров

Показано, что фильтрация никелевого сплава с помощью пенокерамических фильтров является эффективным способом снижения количества неметаллических включений. Исследованы особенности фильтрационного рафинирования сплава ХН45МВТЮБР. Изучено влияние фильтрационного рафинирования на микроструктуру и химический состав исследуемого сплава. Показана перспективность применения пенокерамических фильтров для улучшения микроструктуры сплава ХН45МВТЮБР.

Ключевые слова: пенокерамический фильтр; фильтрация металлов; неметаллические включения.

It is shown that filtration of nickel alloy by ceramic foam filters is effective way to reduce the number of non-metallic inclusions. Features of filtration refining of KhN45MVTYuBR alloy are studied. The effect of filtration refining on the microstructure and the chemical composition of the alloy is studied. The prospects for application of ceramic foam filters to improve the microstructure of the alloy KhN45MVTYuBR are shown.

Keywords: ceramic foam filter; metal filtration; non-metallic inclusions.

Введение. Современное производство высококачественных ответственных металлических изделий предъявляет повышенные требования к качеству применяемых сплавов. Качество сплавов определяется в первую очередь уровнем механических свойств и, кроме того, количеством растворенных газов, неметаллических включений и общим состоянием микроструктуры. Повышение качества требует улучшения перечисленных показателей [1–4].

Эффективным способом улучшения качества сплава является фильтрация расплава через *пенокерамические фильтры* (ПКФ). Фильтрация металлических расплавов обеспечивает осаждение на фильтрующей поверхности суспензированных в жидком металле неметаллических включений и газовых пузырьков.

Состояние вопроса. Фильтры на основе диоксида циркония изготавливают нанесением керамического шликера на вспененный по-

лимер с последующим обжигом и выгоранием полимера. ПКФ представляют собой фильтры с разветвленной внутренней фильтрующей поверхностью и благодаря своей структуре, в отличие от двумерных фильтров, они способны задерживать неметаллические и газовые включения широкой гаммы размеров до микронных. На рис. 1 представлен образец пенокерамического фильтра.

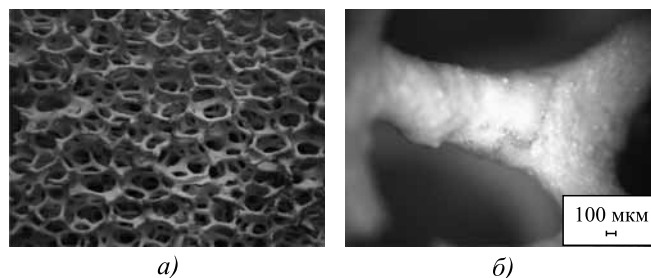


Рис. 1. Пенокерамический фильтр (а) и его структура (б)

1. Химический состав сплава по ТУ 14-1-3905—85, % мас.

C	S	P	Mn	Cr	Si	Ni	Fe
≤0,1	≤0,01	≤0,015	≤0,6	14...16	≤0,3	43...47	Остальное
Al	B	Ti	Mo	Nb	W	Ce	Zr
0,9...1,4	≤0,008	1,9...2,4	4...5,2	0,8...1,5	2,5...3,5	≤0,1	≤0,02

В жаропрочных никелевых сплавах легирующие элементы, упрочняющие твердый раствор, обеспечивают дисперсионное упрочнение сплавов и защиту поверхности от окисления. В сплавах также присутствуют вредные примеси, газы и микродобавки полезных элементов, которые специально вводят в металл в контролируемом количестве [5—10].

Наряду с химическим составом примеси и микродобавки являются одним из существенных факторов, определяющих структуру, механические свойства и, соответственно, качество готового металла. Химический состав исследуемого сплава ХН45МВТЮБР (ЭП718-ИД) приведен в табл. 1.

Современная технология получения высококачественных жаропрочных сплавов должна предусматривать использование фильтрации расплава с применением ПКФ при разливке. Использование этой технологии позволит:

- уменьшить интервалы легирования;
- обеспечить низкое содержание вредных примесей и газов;
- повысить физико-механические свойства сплава.

В качестве фильтрующего элемента необходимо использовать ПКФ, изготовленные из огнеупорных материалов, обладающих высокой способностью адсорбировать неметаллические включения, которые могут образовываться в жидком металле. Фильтрующий элемент должен обладать высокой устойчивостью к термоударам и механической прочностью при температурах до 1700 °С.

Исследовательская часть. Экспериментальные исследования проведены в ПАО "Русполимет". В качестве объекта исследования выбран жаропрочный никелевый сплав ХН45МВТЮБР, при-

меняемый для изготовления деталей авиационной техники и отличающийся повышенным качеством. Механические свойства сплава: $\sigma_B \geq 780$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 345$ МПа; $\delta_5 \geq 25$ %; $\psi \geq 18$ %; $KCU \geq 34,32$ Дж/см².

Выплавку проводили в вакуумно-индукционной печи ВИП-3,0 емкостью 3 т. В качестве шихтовых материалов использовали марочные отходы в количестве 25 % от массы завалки, остальное — чистые материалы. При расплавлении и легировании поддерживали уровень вакуума 0,5...2,5 Па.

Разливку осуществляли в среде аргона при давлении 8...10 кПа, через специальное разливочное устройство — промковш, изготовленный из керамики с содержанием корунда более 85 %. Разливочное устройство подогревали до температуры 1200 °С для исключения "замерзания" металла. Время от окончания нагрева до начала разливки составляет менее 15 мин. В стандартном исполнении перед раз-

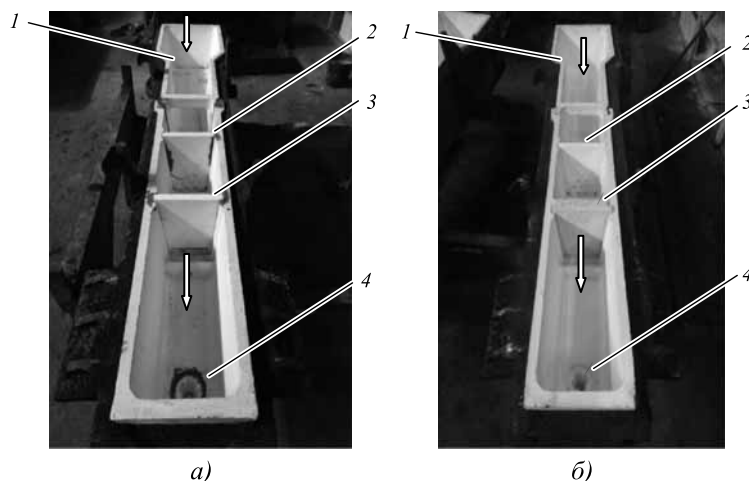


Рис. 2. Разливочное устройство:

a — без ПКФ: 1 — приемная чаша промковша; 2 — керамический фильтр грубой очистки; 3 — керамическая перегородка; 4 — разливочный стаканчик; *б* — с ПКФ: 1 — приемная чаша промковша; 2 — керамический фильтр грубой очистки; 3 — двухслойный пенoкeрaмичeский фильтр пористостью 5/10 ppi; 4 — разливочный стаканчик

ливочным стаканчиком установлены керамический фильтр грубой очистки и перегородка.

Внешний вид разливочного устройства показан на рис. 2.

Первая плавка разливалась через промковш без ПКФ (см. рис. 2, а). Направление потока жидкого металла в промковше обозначено стрелками. Из индукционной печи металл поступает в приемную чашу 1 промежуточного ковша. Для улавливания крупных включений эндогенного и экзогенного происхождения установлен керамический фильтр грубой очистки 2. Для стабилизации напора жидкого металла предусмотрена керамическая перегородка 3. Перегородка частично перекрывает поток металла, у основания перегородки — зазор, через который металл поступает в разливочный стаканчик.

Вторая плавка разливалась через аналогичный промковш (см. рис. 2, б), перед разливочным стаканчиком были установлены керамический фильтр для грубой очистки 2, а вместо керамической перегородки — ПКФ из диоксида циркония пористостью 10 ppi 3. В данном варианте ПКФ выполнял функции стабилизации напора и рафинирования от примесей.

Для определения содержания газов в готовом металле из подприбыльной части одного из слитков первой и второй плавки отбирали поперечные темплеты.

Обсуждение результатов. Результаты исследований содержания газов (кислорода, азота, водорода) в жидком металле и в слитках свидетельствуют о том, что при разливке с ПКФ и без него количество растворенных газов снижается (табл. 2).

2. Содержание газов в жидком металле и слитках различных плавки, % мас.

Плавка		O ₂	N ₂	H ₂
Без ПКФ	Жидкий металл	0,002	0,031	—
	Слиток		0,023	0,0003
С ПКФ	Жидкий металл	0,002	0,041	—
	Слиток	0,001	0,023	0,0003

3. Уровень механических свойств сплава ХН45МВТЮБР

Плавка	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КСУ, Дж/см ²
	МПа		%		
Без ПКФ	873	461	32	39	70,56
		431	35	38	56,84
С ПКФ	971	520	34	44	95,06
	951	500	38	49	91,14
Средние значения за 2017 г.	894	473	35,9	39,2	68,6

Как видно из табл. 2, на плавке с применением ПКФ получено снижение содержания кислорода и азота в слитке. Авторы статьи предполагают, что это связано с явлением осаждения оксидных и нитридных включений на стенках ПКФ.

Результаты измерения механических свойств показали повышение их уровня на плавке, разлитой с применением ПКФ, в сравнении с плавкой, разлитой без применения ПКФ. Полученные результаты сравнивали со средними значениями механических свойств за 2017 г. Число исследуемых плавки — 47. Сравнительные результаты приведены в табл. 3.

Достигнуто заметное увеличение уровня механических свойств, которое, в сравнении со средними значениями 2017 г., составило: для временного сопротивления σ_B — 7 %; для предела текучести $\sigma_{0,2}$ — 7,2 %; для относительного удлинения δ — 8,9 %; для относительного сужения ψ — 15 %; для ударной вязкости — 24 %.

На рис. 3 приведены микроструктуры не травленных образцов сплава ХН45МВТЮБР, залитых без применения и с применением пенокерамического фильтра. В результате фильтрации сплава через ПКФ отмечено уменьшение общего количества неметаллических включений, а также изменение морфологии включений: они стали дисперсными и округлыми.

Заключение. Установлено, что фильтрация жаропрочного сплава через пенокерамический фильтр позволяет существенно снизить содержание газов в готовом металле. Достиг-

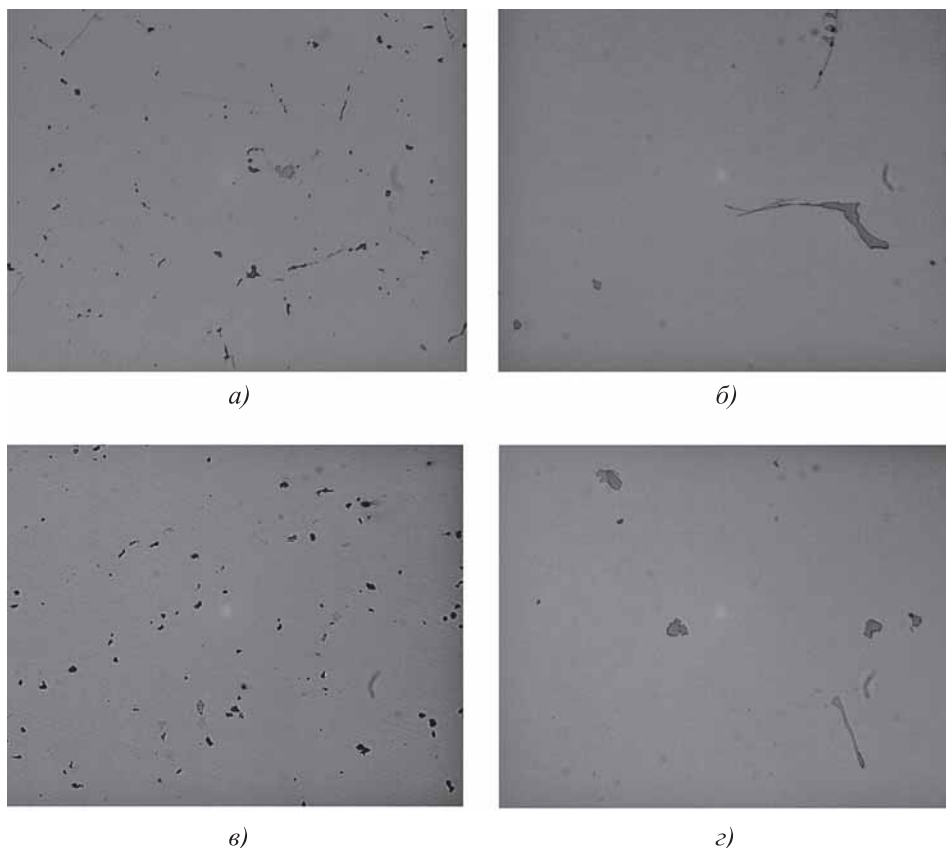


Рис. 3. Микроструктуры образцов из сплава ХН45МВТЮБР, залитого без ПКФ (а, б) и с ПКФ (в, г):

а, в — $\times 100$; б, г — $\times 500$

нуто снижение содержания кислорода и азота. Применение пенокерамического фильтра при разливке сплава позволило повысить комплекс механических свойств, улучшить микроструктуру металла в результате уменьшения размеров и количества неметаллических включений. Все это в итоге обеспечивает улучшение качества изделий из жаропрочных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е. *Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование* / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2016. 368 с.
2. Сидоров В.В. *Воздействие примесей и поверхностно-активных добавок на формирование структуры и свойства высокожаропрочных литейных сплавов*: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М.: ВИАМ, 1989. 50 с.
3. Yuan Chao. Effect of phosphorus on microstructure and high temperature properties of a cast Ni-base superalloys // *Mater. Sci. and Techn.* 2002. Vol. 18. P. 555–557.
4. Yaohiao Zhu. The development and long-time structural stability of a low segregation Hf free superalloys — DZ125L // *Superalloys-2000*. 2000. P. 329–339.
5. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Николаев В.А. и др. Вакуумная индукционная плавильно-разливочная

установка ВИАМ-2002 для получения высококачественных спецсплавов // *Электromеталлургия*. 2004. № 5. С. 24–26.

6. Сидоров В.В., Шалин Е.Е. *Металлургия литейных жаропрочных сплавов для лопаток газотурбинных двигателей* // Тр. Междунар. науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина. М.: ВИАМ, 2006. С. 279–288.

7. Durber G., Osberby S. Effect of small amounts of nitrogen and silicon on microstructure and properties of MAR-M200 nickel-base superalloy // *Metals Techn.* 1984. Vol. 11. No. 4. P. 129–137.

8. Ford D.R. Importance of trace elements control on mechanical and foundry properties of cast superalloys // *Metals Techn.* 1984. Vol. 11. No. 4. P. 438–445.

9. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных сплавов с монокристаллической структурой / Е.Н. Каблов, Ю.А. Бондаренко, А.Б. Ечин, В.А. Сурова // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 1. С. 3–8.

Алексей Игоревич Демченко;

Вячеслав Фёдорович Шевяков;

Валерий Александрович Коровин, д-р техн. наук;

Сергей Владимирович Беляев, канд. техн. наук,

beril.belyev@yandex.ru;

Вячеслав Николаевич Гуцин, д-р техн. наук;

Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук

С.С. Полосков (Московский государственный областной университет),
В.А. Ерофеев (Тульский государственный университет),
М.А. Шолохов (Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Моделирование формирования ванны расплава и шва при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой

Показаны возможности компьютерного моделирования сложных многофакторных процессов наплавки. Представлена физико-математическая модель формирования ванны расплава и шва при наплавке плавящимся электродом с подачей дополнительной присадочной проволокой деталей и узлов трубопроводной арматуры. Основой модели является система уравнений теплопереноса и равновесия давлений на поверхности расплава. В граничных условиях уравнений учтено изменение геометрии поверхности, обусловленное поперечными колебаниями наплавочной горелки. Численное решение системы уравнений модели показало, что основным источником теплоты является теплота капель электродного и присадочного материалов, ее распределение преимущественно определяется амплитудой и периодом поперечных колебаний. Приведены результаты численного моделирования процесса. Результаты исследования нашли применение при разработке инновационных технологических процессов наплавки деталей и узлов трубопроводной арматуры.

Ключевые слова: физико-математическая модель наплавки; численное моделирование; поперечные колебания; трубопроводная арматура.

The capabilities of computer simulation of complex multifactorial surfacing processes are discussed. Physical and mathematical model for the formation of melted metal bath and weld during consumable electrode surfacing with additional filler wire of parts and components of pipeline valves is presented. The basis of the model is equations system of heat transfer and pressure equilibrium on the surface of the melt. In the boundary conditions of the equations, change in the geometry of the surface due to transverse vibrations of the surfacing torch is taken into consideration. Numerical solution of the equations system showed that the main source of heat is heat from the droplets of the electrode and filler materials, its distribution is mainly determined by the amplitude and period of transverse vibrations. The results of process numerical simulation are presented. The results of the study are used in the development of innovative technological processes for surfacing of parts and components of pipeline valves.

Keywords: physical and mathematical model of surfacing; numerical modeling; transverse vibrations; pipeline valves.

Введение. Развитие машиностроительной отрасли связано с разработкой новых материалов, внедрением инновационных технологий и оборудования. Ввиду значительного экспортного потенциала большое внимание уделяется не только строительству магистральных трубопроводов, но и средствам управления потоками сырья. Значимое место в управлении потоками сырья играет трубопроводная арматура.

В настоящее время одним из наиболее перспективных методов обеспечения требуемых эксплуатационных свойств трубопроводной арматуры являются процессы наплавки на уплотнительные поверхности слоев металла со специальными свойствами [1]. Основной

технологической задачей при этом является минимизация перемешивания наплавляемого материала с металлом конструкции. Для достижения минимального проплавления поверхности конструкции используют различные способы наплавки, проанализированные в работе [2].

Среди дуговой наплавки плавящимся электродом по производительности и качеству наплавляемых слоев особое место занимает широкослойная наплавка с поперечными колебаниями наплавочной горелки [3]. Однако при широкослойной наплавке на неоптимальных режимах [4] высок риск отслаивания коррозионно-стойкого слоя либо повышенного содержания в нем металла основы, что резко

снижает эксплуатационные характеристики продукции. Для полного исключения подобных дефектов при проектировании процессов наплавки должны быть определены оптимальные параметры процесса наплавки, в том числе скорость перемещения горелки, сварочный ток и напряжение дуги, вылет электрода из токоподводящего мундштука и его наклон, размах колебаний, диаметр электродной проволоки. Помимо этого необходимо регламентировать ширину и толщину наплавляемых валиков, их перекрытие, глубину проплавления предыдущих слоев.

Разработанные [5] теоретические аналитические расчеты режимов наплавки валов колеблющимся электродом применяют ограниченно. Методы компьютерного моделирования имеют большие возможности [6] и позволяют рассчитывать специфические показатели качества наплавляемого слоя.

С учетом возможностей автоматизации перспективным путем дальнейшего совершенствования технологий наплавки мог бы стать высокотехнологичный процесс роботизированной наплавки плавящимся электродом с подачей дополнительной присадочной проволоки для экранирования теплового воздействия дуги [7].

В работе [8] отмечено, что только научно обоснованный подбор материалов электродной и присадочной проволок и режимов наплавки обеспечивает требуемый химический состав швов. При разработке технологии наплавки плавящимся электродом с подачей дополнительной присадочной проволоки следует учитывать взаимовлияние большого количества параметров, что является серьезной проблемой.

Часть проблем может быть решена благодаря представленной в работе [9] физико-математической модели дугового взаимодействия плавящегося электрода и дополнительной присадочной проволоки в процессе наплавки. Однако для определения параметров наплавки с поперечными колебаниями и дополнительным потоком теплоты в наплавочную ванну от второй дуги, горящей между электродной и присадочной проволоками, необходим дополнительный комплекс исследований, включая такой современный метод исследования, как виртуальное воспроизведение сложных процессов и явлений [10].

Цель работы — исследование влияния параметров процесса наплавки плавящимся электродом с подачей дополнительной присадочной проволоки деталей и узлов трубопроводной арматуры на формирование ванны расплава и шва.

Материалы и методика исследования. Так как уплотнительные поверхности трубопроводной арматуры контактируют по схеме "металл по металлу", то для обеспечения требуемых эксплуатационных свойств арматуры на поверхности ее деталей и узлов, как правило, изготавливаемых из относительно недорогих углеродистых и низколегированных сталей типа 09Г2С, 15ГС, 16ГС, 15ГФ и др., наплавляют сплавы со специальными свойствами.

Для условий эксплуатации в абразивных средах при наплавке используют сплавы на основе кобальта и хрома с добавками вольфрама, никеля и молибдена, типа Стеллит (класс 6 и 12), либо Ultimet (UNS R31233). Также применяют ряд металлических карбидных покрытий (WC, WC + Ni, WC + Co, WC + Cr). Для коррозионной наплавки используют хромистые или хромоникелевые аустенитные стали. Широко применяют сплавы с добавлением ниобия, типа Inconel 625, 686.

Учет особенностей формирования ванны расплава и шва при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры и их виртуального воспроизведения возможен только на основе обобщенной физико-математической модели, учитывающей сущность физических явлений при наплавке и их математического описания. Полученные ранее зависимости по дуговому взаимодействию между плавящимся электродом и присадочной проволокой в полной мере должны учитываться в такой физико-математической модели.

Физические явления при наплавке. Технологическими параметрами процесса являются: марки сплавов основы и наплавляемого слоя; диаметр и скорость подачи электродной и присадочной проволок; параметры источников питания электрических дуг; характеристики поперечных колебаний наплавочной горелки.

Поэтому физические явления при формировании наплавочной ванны определяются расположением активного пятна дуги на ванне расплава (рис. 1) и потоков капель электро-

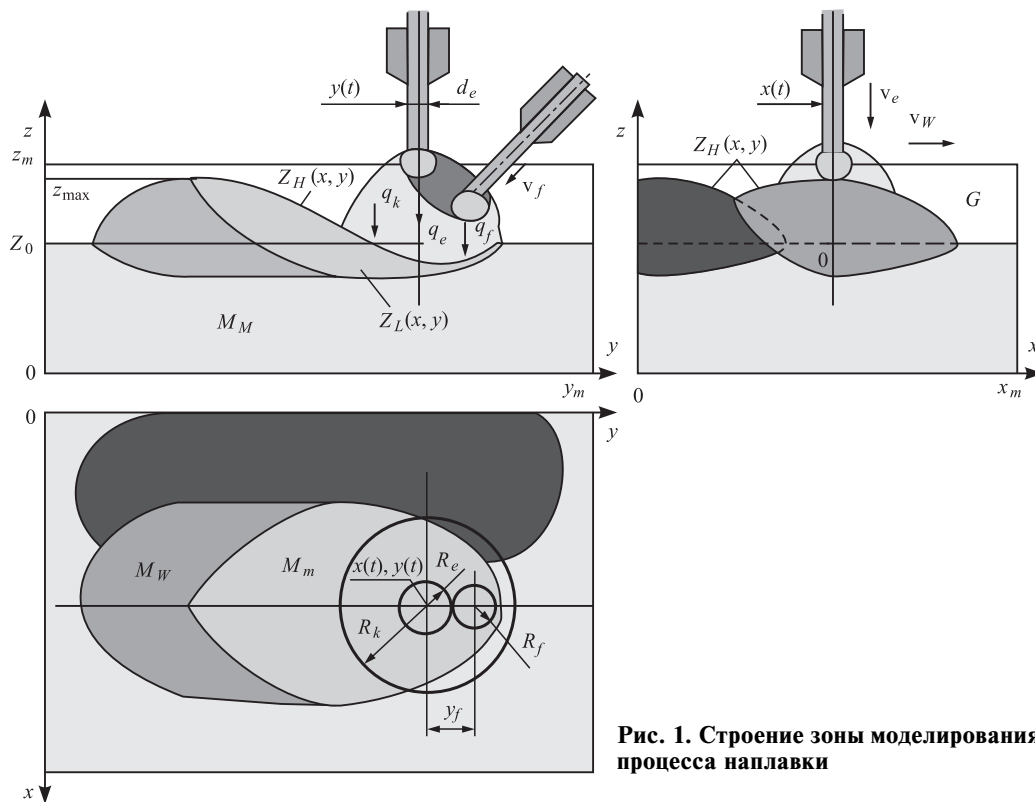


Рис. 1. Строение зоны моделирования процесса наплавки

дно и присадочного материалов, которое изменяется в соответствии с заданной траекторией горелки.

Тепловые потоки дуги и капель наплавляемого материала распространяются в металле, вызывая его плавление и формирование наплавочной ванны с перемешиванием расплава. Давление дуги и потока капель выдавливает расплав, формируя криволинейную поверхность, форма которой обеспечивает равновесие между электродинамическим давлением плазмы дуги, давлением потока капель, гравитационным и внутренним давлениями в расплаве и капиллярным давлением, определяемым кривизной поверхности. Форма этой поверхности у границы затвердевания формирует поверхность наплавленного валика. Термическое воздействие наплавки на конструкционную сталь вызывает ее закалку, что определяет структуру зоны термического влияния и ее механические свойства.

Важнейшими показателями качества наплавки является форма поверхности наплавленного валика, размеры зон проплавления и термического влияния, наличие несплавлений между валиком и поверхностью подложки, химический состав, структура и механические свойства металла наплавленного валика и зоны термического влияния.

Математическое описание физических явлений при наплавке

Пространство и система координат. Для математического описания указанных явлений использована декартова система координат x, y, z с центром в точке начала отсчета координат $x_0, y_0, 0$ траектории наплавочной горелки. Пространство имитации искусственно ограничено и представляет собой параллелепипед (см. рис. 1), размеры которого определяются предполагаемыми размерами x_m, y_m наплавочной ванны, зоны термического влияния и длиной начального участка наплавляемого валика с неустановившимся температурным полем. Размер Z_0 определяется по максимальным возможным значениям толщины наплавляемого слоя и глубины зоны термического влияния (или толщиной подложки).

Будем считать, что характерной особенностью строения зоны моделирования является неизвестность расположения поверхности раздела $Z_L(x, y)$ между наплавляемым слоем и металлом подложки и поверхности расплава и наплавленного валика $Z_H(x, y)$. Расположение этих поверхностей определяется в ходе решения уравнений модели.

Для удобства описания строения пространства моделирования воспользуемся дискретной

функцией $M(x, y, z)$, указывающей принадлежность точки x, y, z пространства к одной из зон, внутри которой среда имеет определенные свойства. Это позволяет выделить обособленные зоны, соответствующие металлу подложки M_M , жидкому металлу M_m , закристаллизовавшемуся металлу наплавленного валика M_W и окружающему газу G . Для этого случая поверхности раздела можно охарактеризовать как пересечения точек множеств: $Z_H(x, y) = (M_M \cup M_m \cup M_W) \cap G$, $Z_L(x, y) = M_M \cap (M_m \cup M_W)$. Причем принадлежность точек x, y, z исходному твердому, жидкому или закристаллизовавшемуся слою определяется распределением температур $T(x, y, z)$, а жидкому металлу или газу — расположением равновесной поверхности расплава $Z_H(x, y)$.

Источники теплоты. Как отмечено в работе [9], процесс наплавки плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой характеризуется совместным действием двух источников теплоты при двойном дугообразовании: дуги между плавящимся электродом и наплавляемой поверхностью и маломощной дуги между плавящимся электродом и присадочной проволокой. Для исключения превращения данного процесса наплавки в сварку с горением дуги между электродной и присадочной проволоками (сварка косвенной дугой), в соответствии с рекомендациями работы [11], напряжение источника подогрева присадочной проволоки ограничивалось.

Учет диаметров и скоростей подачи электродной и присадочной проволок, параметры источников питания позволяют определить мощность тепловыделения P_k и диаметр d_k катодного пятна, тепловой поток капель электродного P_e и присадочного P_f металла, а также смещение x_f потока капель присадочного металла от оси основной дуги.

Так как при наплавке традиционно используют трапециевидальные поперечные колебания горелки, то их можно охарактеризовать амплитудой Y_m с периодом τ и длительностью задержки в крайних положениях ζ . Эти колебания описываются как изменение координат оси дуги $x(t), y(t)$ во времени t :

$$y(t) = \left. \begin{array}{l} x(t) = v_W t; \\ \left. \begin{array}{l} Y_m \left(1 - \frac{2t}{\tau - 2\zeta}\right) \text{ при } t < \frac{2}{\tau - 2\zeta} \\ -Y_m \text{ при } \frac{2}{\tau - 2\zeta} < t < \frac{\tau}{2} \\ -Y_m \left(1 - \frac{2t - \tau}{\tau - 2\zeta}\right) \text{ при } \frac{\tau}{2} < t < \tau - \zeta \\ Y_m \text{ при } \tau - \zeta < t < \tau \end{array} \right\} \end{array} \right\}, \quad (1)$$

где v_W — скорость наплавки.

Источники теплоты при сварке и наплавке подробно описаны в работах [12, 13], где проанализированы тепловые потоки в дуге и ванне. С учетом приведенных данных распределение интенсивности теплового потока катодного пятна q_k на поверхности $Z_H(x, y)$ металла опишем нормальным законом распределения:

$$q_k(x, y, Z_H(x, y), t) = \frac{3P_k}{\pi R_k^2} \exp\left(\frac{-3}{R_k^2}((x - x(t))^2 + (y - y(t))^2)\right), \quad (2)$$

где R_k — эффективный радиус катодного пятна дуги.

Принимаем, что центр теплового потока q_e , переносимый каплями электродного материала, совпадает с центром катодного пятна:

$$q_e(x, y, Z_H(x, y), t) = \frac{3P_e}{\pi R_e^2} \exp\left(\frac{-3}{R_e^2}((x - x(t))^2 + (y - y(t))^2)\right), \quad (3)$$

где R_e — эффективный радиус потоков капель электродного материала.

В этом случае поток капель присадочного материала q_f сдвинут по оси x на величину смещения x_f :

$$q_f(x, y, Z_H(x, y), t) = \frac{3P_f}{\pi R_f^2} \times \exp\left(\frac{-3}{R_f^2}((x - x_f - x(t))^2 + (y - y(t))^2)\right), \quad (4)$$

где R_f — эффективный радиус потоков капель присадочного материала.

Термодинамическая модель. Наиболее наглядно распространение теплового потока дуги и капель наплавляемого металла описывается нелинейным уравнением теплопроводности:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right], \quad (5)$$

где H — объемная удельная энтальпия; λ — коэффициент теплопроводности, зависящий от температуры.

Поэтому связь энтальпии $H = H(x, y, z, t)$ с температурой $T = T(x, y, z, t)$ опишем нели-

нейной функцией, учитывающей отличительные свойства зон области моделирования:

$$T = \left\{ \begin{array}{l} T_M(H) \text{ для } x, y, z \in M_M \\ T_W(H) \text{ для } x, y, z \in M_W \cup M_m \\ 0 \text{ для } x, y, z \in G \end{array} \right\}, \quad (6)$$

где $T_M(H)$ и $T_W(H)$ — функции, описывающие зависимости температуры от энтальпии для металла подложки и наплавляемого материала соответственно.

Перечисленные функции учитывают теплоту плавления H_{LS} :

$$T = \left\{ \begin{array}{l} \frac{H}{c\rho} \text{ для } H < c\rho T_S \\ T_S + \frac{H - c\rho T_S}{H_{LS}} (T_L - T_S) \\ \text{для } c\rho T_S < H < c\rho T_L + H_{LS} \\ T_L + \frac{H - H_{LS}}{c\rho} \\ \text{для } H > c\rho T_L + H_{LS} \end{array} \right\}, \quad (7)$$

где $\rho = \rho(T)$, $c = c(T)$ — плотность и теплоемкость, зависящие от температуры, соответственно; T_L , T_S — температуры ликвидуса и солидуса.

Распределение теплопроводности вещества описано как функция принадлежности точки пространства к одной из зон:

$$\lambda = \left\{ \begin{array}{l} \lambda_M \text{ для } x, z, y \in M_M \\ \lambda_W \text{ для } x, z, y \in M_m \cup M_W \\ 0 \text{ для } x, z, y \in G \end{array} \right\}, \quad (8)$$

где λ_M , λ_W — теплопроводность подложки и наплавляемого слоя соответственно, зависящие от температуры.

Начальные условия: $T = T_0$ при $t = 0$.

Математическая постановка задачи предполагает, что область моделирования перед наплавочной ванной, позади нее и с боков ограничена плоскостями в сплошном металле. Температуры этих плоскостей определяются по линейной экстраполяции решения уравнения теплопроводности:

$$\begin{aligned} x = 0 \cup x = x_m; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} &= 0; \\ y = 0 \cup y = y_m; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} &= 0. \end{aligned} \quad (9)$$

Теплопроводность граничной плоскости над наплавочной ванной и газовой средой много меньше теплопроводности жидкого металла. Это позволяет принять допущение, что температура на этой поверхности равна температуре окружающей среды: $z = 0$; $T = T_0$. Если нижняя граничная плоскость совпадает с обратной поверхностью металла, то задается сток теплоты:

$$z = 0; \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial z} = -b(T - T_0), \quad (10)$$

где b — коэффициент теплоотдачи.

Так как основные источники теплоты действуют на внутренней поверхности раздела $Z_H(x, y)$, вызывая изменение энтальпии прилегающего к ней слоя, то скорость их перемещения:

$$\begin{aligned} z &= Z_H(x, y); \\ \frac{\partial H}{\partial t} \partial z &= q_k + q_e + q_f - b(T - T_0). \end{aligned} \quad (11)$$

Гидростатическая модель деформации поверхности наплавочной ванны. Координаты поверхности расплава $Z_H(x, y)$ определяются из уравнения равновесия электродинамического давления p_I плазмы дуги, давления потока капель электродного p_e и присадочного p_f металла, гравитационного p_g и внутреннего p_v давлений в расплаве, которые уравновешиваются капиллярным давлением p_σ , определяемым кривизной поверхности $Z_H(x, y)$. Это позволяет считать, что

$$p_I + p_e + p_f + p_g + p_v = p_\sigma. \quad (12)$$

Электродинамическое давление определяется магнитным потоком, который создается током I_e , протекающим по электроду, и током $I_k = I_e - I_f$, протекающим через катодное пятно радиусом R_e :

$$\begin{aligned} p_I &= \frac{3k_I I_e I_k}{\pi R_e^2} \times \\ &\times \exp\left(-\frac{3}{R_e^2} \left((x - x(t))^2 + (y - y(t))^2 \right)\right), \end{aligned} \quad (13)$$

где k_I — электродинамическая постоянная.

Давление потока падающих капель, согласно данным работы [13], определяется их количеством, массой и скоростью, что позволяет учесть их применительно к электродному металлу зависимостью:

$$p_e = \frac{3\rho_e v_e^2}{2\pi R_e^2} \times \exp\left(\frac{-3}{R_e^2} \left((x - x(t))^2 + (y - y(t))^2 \right)\right), \quad (14)$$

а применительно к присадочному металлу:

$$p_f = \frac{3\rho_f v_f^2}{2\pi R_f^2} \times \exp\left(\frac{-3}{R_f^2} \left((x - x_f - x(t))^2 + (y - y(t))^2 \right)\right), \quad (15)$$

где ρ_e, ρ_f — плотности и v_e, v_f — скорости подачи электродного и присадочного материалов соответственно.

Гравитационное давление определяется разностью между максимальной высотой поверхности $Z_H(x, y)$ и положением точки этой поверхности

$$p_g = \rho_{ef} g (z_{\max} - Z_H(x, y)), \quad (16)$$

где ρ_{ef} — плотность расплава.

Внутреннее давление p_v в жидком металле определяется балансом масс вещества, поступающего с электродной и присадочной проволоками и в наплавляемом валике. Так как внутреннее давление влияет на расположение поверхности расплава, то баланс достигается решением вариационной задачи

$$\int_0^{y_m} \int_0^{x_m} Z_H(x, y) dx dy \xrightarrow{p_v = \text{var}} \frac{\pi}{4} \times \int_0^t (d_e^2 v_e + d_f^2 v_f) dt, \quad (17)$$

где d_e, d_f — диаметры электродной и присадочной проволоки соответственно.

Капиллярное давление определяется кривизной поверхности расплава. При небольших прогибах поверхности $Z_H(x, y)$ это давление определяется как:

$$p_\sigma = \sigma \left(\frac{\partial^2 Z_H}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 Z_H}{\partial y^2} \right), \quad (18)$$

где σ — коэффициент поверхностного натяжения.

После подстановки зависимостей слагаемых давления в уравнение равновесия получим дифференциальное уравнение, решение которого выполняется для той части поверхности $Z_H(x, y)$, температура которой пре-

вышает температуру плавления. Оставшаяся часть этой поверхности является граничными условиями. Такой сложный процесс изменения расположения наплавочной ванны времени можно отразить только фиксацией полученных решений на фронте кристаллизации, что полностью соответствует условиям формирования наплавляемых слоев электродного металла.

Численное решение. Полученная модель представляет собой систему двух дифференциальных уравнений в частных производных, поэтому будем ее решать методом конечных разностей на сопряженных сетках с постоянным шагом между узлами. Укрупненная структура программы для численного решения уравнений модели представлена на рис. 2.

Определение показателей качества формирования наплавляемого слоя. Для данного случая результатами численного моделирования являются распределения температуры в металле $T(x, y, z)$ и геометрические формы поверхностей $Z_H(x, y)$, $Z_L(x, y)$ наплавленного слоя, что позволяет определить характерные параметры процесса наплавки.

В результате численного моделирования определены геометрические характеристики процесса наплавки плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой, в том числе минимальная Y_0 и максимальная Y_m ширина, толщина Z_H и площадь S_H поперечного сечения наплавленного слоя, а также глубина Z_L и площадь S_L проплавления подложки (рис. 3).

Согласно данным работы [14], при наплавке с колебаниями источника нагрева тепловые потоки неравномерно распределяются по длине наплавляемого слоя и имеют минимальное и максимальное значения. К геометрическим характеристикам относятся также размеры $Y_{850}, Z_{850}, S_{850}$ зон термического влияния, которые для стальной подложки определяются по предельному расположению изотерм температур фазового превращения (850 °С) и глубокого отпуска (500 °С).

Так как температуры плавления материалов подложки и наплавляемого слоя не совпадают, то их соединение частично осуществляется в режиме пайки. Поэтому дополнительным критерием качества является доля поверхности соединения наплавляемого слоя с подложкой, полученная в режиме пайки. В этой доле можно выделить части, в которых соединение

Исходные данные: скорости наплавки v_W и подачи проволоки v_e, v_f , параметры дуги, марки материалов и геометрия изделия
Ввод исходных данных и пополнение их теплофизическими свойствами материалов из баз данных
Расчет мощностей, выделяемых в катодном пятне P_k и переносимых каплями электрода P_e и присадочной проволоки P_f , и радиусов R_k, R_e, R_f
Начальное состояние: $t = 0$, поверхности $Z_H(x, y) = Z_0, Z_L(x, y) = Z_0$, строение зоны моделирования $M(M_M, M_m, M_W, G)$, энтальпия и температура $H(x, y, z) = H_0, T(x, y, z) = T_0$
Цикл времени t моделирования
Определение координат $x(t), y(t)$ центра катодного пятна дуги в соответствии с заданной траекторией
Определение распределения тепловых потоков q_k, q_e, q_f по поверхности металла Z_H
Решение уравнения теплопроводности для текущего момента времени
Расчет распределения давлений p_f, p_e, p_f на поверхности наплавочной ванны Z_H
Итерационный цикл решения уравнения равновесия давлений на поверхности Z_H наплавочной ванны
Определение гравитационного p_g и внутреннего p_v давлений
Расчет геометрии поверхности Z_H , соответствующей равновесному капиллярному давлению $p_\sigma = p_f + p_e + p_f + p_g + p_v$
Корректировка внутреннего давления p_v
пока не достигнут материальный баланс
Корректировка строения зоны моделирования $M(M_M, M_m, M_W, G)$ в соответствии с решением уравнения равновесия давлений
Фиксация границ поверхности наплавочной ванны на фронте кристаллизации и формирование поверхности наплавленного валика
пока не достигнуто установившееся состояние наплавочной ванны
Вывод результатов: $T(x, y, z), Z_H(x, y), Z_L(x, y)$

Рис. 2. Алгоритм численного моделирования процесса формирования наплавочной ванны

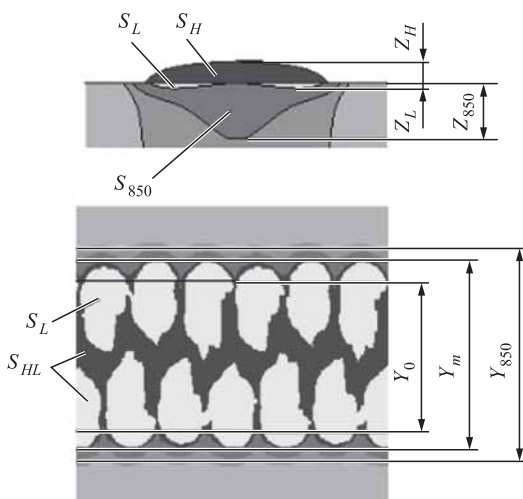


Рис. 3. Геометрические характеристики наплаваемого слоя

сформировалось в контакте расплава с твердой подложкой и твердым состоянием подложки. Эти части выявляются по соотношению площадей соприкосновения слоя и подложки, ограниченных температурами солидуса и ликвидуса используемых сплавов и расположенных в зоне квазиустановившегося термического состояния протяженностью, приблизительно равной длине наплавленного слоя, на который укладывается целое число периодов поперечных колебаний. При допущении, что наплавляемый материал перемешивается с расплавленным материалом подложки, химический состав слоя определяется по химическому составу материалов и соотношению объемов наплавленного материала и проплавления подложки в квазиустановившемся режиме. Тогда термический цикл наплавки будет характеризоваться длительностью охлаждения стали от температуры фазового превращения до температуры отпуска в квазиустановившемся термическом состоянии.

Представленные процедуры взаимодействия и приведенные зависимости позволяют достаточно точно определить структурные превращения в зоне термического влияния и наплавленном слое, его геометрическую форму и характерные размеры.

Результаты исследования и их обсуждение. В качестве тестового примера рассмотрим процесс наплавки проволоками Inconel 625 в аргоне на сталь 09Г2С толщиной 20 мм. Заданы следующие параметры: диаметр электродной проволоки 1,6 мм при вылете 10 мм и скорости подачи 40 мм/с; диаметр присадочной проволоки 1,2 мм при вылете 20 мм и скорости подачи 44 мм/с. Напряжение холостого хода источника питания основной дуги 15,5 В; ток дуги, подогревающий присадочную проволоку, 100 А. Скорость наплавки 5 мм/с; амплитуда поперечных колебаний 7,5 мм; период 1,5 с; задержка в крайних положениях 0,15 с. Результат решения уравнений модели приведен на рис. 4 (см. обложку).

В результате численного моделирования получены следующие показатели процесса наплавки в установившемся состоянии:

— ток электрода 240 А; ток на наплавляемой поверхности 140 А;

— составляющие теплового потока в металл: мощность катодного пятна 646 Вт, капли электродной проволоки 946 Вт, присадочной проволоки 636 Вт;

— средние значения объема жидкого металла в наплавочной ванне для стали 14,4 мм³; для Inconel 237,4 мм³;

— максимальные размеры наплавленного слоя: ширина 18,8 мм; высота 1,9 мм; глубина проплавления стальной подложки 0,8 мм;

— характеристики контакта наплавленного слоя с подложкой: доля соприкосновения Inconel с расплавленной сталью 37 %, со сталью в твердожидком состоянии 59 %, со сталью в твердом состоянии (режим пайки) 4 % (рис. 5, см. обложку).

Полученные результаты показали, что основным источником теплоты является теплота капель электродного и присадочного материала, тепловой поток которых (1582 Вт) существенно больше тепловыделения в катодном пятне (646 Вт). Распределение этой мощности по поверхности металла определяется преимущественно амплитудой поперечных колебаний электрода ($\pm 7,5$ мм), которая определяет ширину наплавляемого слоя (18 мм). При небольшом периоде поперечных колебаний (1,5 с) и малой скорости наплавки ширина наплавляемого слоя изменяется незначительно, так как наплавочная ванна охватывает практически всю ширину наплавляемого слоя. Давление дуги на ванну расплава незначительно ввиду небольшого тока дуги, горящей между электродом и поверхностью наплавочной ванны (140 А), что исключает формирование кратера в расплаве, приводящего к глубокому проплавлению стальной подложки.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что возможно формирование наплавляемого слоя с минимальным проплавлением (не более 0,8 мм) и только частичным контактом слоя с подложкой (37 %). Большая часть жидкого Inconel (59 %) контактирует со сталью в твердожидком состоянии, так как температура плавления Inconel (1340 °С) ниже температуры солидуса стали (1450 °С). Это обеспечивает небольшое содержание железа в наплавленном слое, что оценивается по соотношению объемов расплавленной стали и наплавленного Inconel значением менее 6 %. С учетом этого результаты исследования могут быть использованы и при решении других

задач, например, наплавки в аддитивном производстве [15].

Заключение. Разработана физико-математическая модель формирования наплавочной ванны при дуговой наплавке с поперечными колебаниями плавящегося электрода и с дополнительной подачей присадочной проволоки, подогреваемой второй дугой, горящей между электродной и присадочной проволоками, основой которой является система уравнений теплопроводности и равновесия поверхности расплава.

Численное решение системы уравнений модели показало, что основным источником теплоты является теплота капель электродного и присадочного материалов, ее распределение преимущественно определяется амплитудой и периодом поперечных колебаний, кратер в расплаве под дугой не возникает вследствие небольшого тока и давления дуги. Эти особенности, а также более низкая температура плавления Inconel обеспечивают его наплавку на стальную подложку, находящуюся преимущественно в твердожидком состоянии, что существенно уменьшает перемешивание металла в наплавочной ванне.

Результаты исследования можно применять при разработке инновационных технологических процессов наплавки плавящимся электродом с подачей дополнительной присадочной проволокой деталей и узлов трубопроводной арматуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Барсело К. Трубопроводная арматура с плакированием сваркой // Вестник арматуростроителя. 2017. № 4 (39). С. 10—11.
2. Полосков С.С. Современные методы наплавки уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры // Сборник статей XI междунар. науч. конф. "Передовые инновационные разработки. Перспективы и опыт использования, проблемы внедрения в производство". Казань: Конверт, 2019. Т. 1. С. 243—245.
3. Махненко В.И., Кравцов Т.Г. Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров. Киев: Наукова думка, 1976. 160 с.
4. Влияние параметров процесса дуговой наплавки упрочняющего слоя на свойства поверхности заготовок / В.А. Ерофеев, А.А. Протопопов, Е.А. Страхова, С.К. Захаров // Заготовительные производства в машиностроении. 2017. № 3. С. 105—107.

5. **Расчет** режима дуговой наплавки колеблющимся электродом оправок трубокатного стана / Б.В. Литвиненко-Арьков, Г.Н. Соколов В.И. Лысак, Ф.А. Кязымов // Сварка и диагностика. 2010. № 5. С. 20–24.

6. **Страхова Е.А., Ерофеев В.А., Судник В.А.** Моделирование процесса наплавки с поперечными колебаниями плазмотрона // Сварка и диагностика. 2009. № 2. С. 12–15.

7. **Полосков С.С.** Проблемы наплавки уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры и пути их решения // Вестник ДГТУ. 2019. Т. 19. № 4. С. 349–356.

8. **Schreiber F., Allebrodt B., Erpel T.** Hardfacing material solutions for high performance coatings in wear and corrosion applications // Advanced Technologies and Materials. 2018. 43 (2). P. 21–25.

9. **Полосков С.С., Ерофеев В.А., Шолохов М.А.** Физико-математическая модель дугового взаимодействия при наплавке плавящимся электродом с дополнительной присадочной проволокой // Сварка и диагностика. 2019. № 6. С. 27–31.

10. **Штерензон В.А.** Моделирование технологических процессов: конспект лекций. Екатеринбург: РГППУ, 2010. 66 с.

11. **Günther K., Bergmann J.P., Suchodoll D.** Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic

FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear properties // Surface and Coatings Technology. 2018. Vol. 334. P. 420–428.

12. **Кархин В.А., Хомич П.Н., Иванов С.Ю.** Модели источников теплоты для прогнозирования тепловых полей при сварке плавлением // Известия ТулГУ. Технические науки. 2010. № 4. Ч. 1. С. 241–254.

13. **Судник В.А., Иванов А.В., Дилтей У.** Математическая модель источника теплоты при дуговой сварке плавящимся электродом в смеси защитных газов // Сварочное производство. 2000. № 9. С. 9–16.

14. **Лебедев В.А., Новиков С.В.** Расчет параметров автоматической дуговой наплавки цилиндрических деталей с колебательными движениями сварочного инструмента // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 5. С. 6–12.

15. **Wire arc additive manufacturing of stainless steels: A review / W. Jin, C. Zhang, S. Jin et al.** // Applied Science. 2020. Vol. 10. Iss. 5. 1563. <https://doi.org/10.3390/app10051563>.

Станислав Сергеевич Полосков,
stanislavpoloskov@gmail.com;

Владимир Александрович Ерофеев, канд. техн. наук;
Михаил Александрович Шолохов, д-р техн. наук



Технофорум–2020

Международная специализированная выставка
«Оборудование и технологии обработки конструкционных материалов»

ОРГАНИЗАТОР: АО «ЭКСПОЦЕНТР»

19–22 октября 2020 г., Москва

Место проведения: Центральный выставочный комплекс «Экспоцентр»

Тематика мероприятия

- Комплексные системы наукоемкого высокопроизводительного технологического оборудования для технического перевооружения производственных предприятий основных отраслей промышленности
- Станочные системы и формообразующее оборудование для обработки металлов, камня, дерева, композиционных, полимерных и других материалов
- Аддитивные технологии
- Робототехника и автоматизация производства
- Сварочное оборудование
- Ретрофитинг — технология восстановления потребительских свойств оборудования
- Профильное образование, информационные материалы и научно-техническая литература
- Оборудование и технологии для производства и монтажа металлоконструкций
- Металлоконструкции, листообработка, лист с покрытиями
- Термическая обработка
- Экология в промышленности
- Инструмент для промышленного оборудования
- Композитные материалы, технологии и оборудование

По данным www.technoforum-expo.ru



В.Н. Цеменко, С.В. Ганин
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого),
В.Л. Гиршов (АО "Центральный научно-исследовательский
институт материалов", г. Санкт-Петербург)

Моделирование и опробование технологии изготовления биметаллической заготовки с поверхностным слоем из порошковой быстрорежущей стали

Методами математического моделирования оптимизированы параметры изготовления биметаллических заготовок из порошковой стали Р6М5 (внешний слой) и стали 5ХНМ (сердцевина), исключающие образование трещин на границе слоев биметалла. На основе результатов моделирования изготовлены бездефектные биметаллические заготовки по технологии горячего изостатического прессования с последующей термической обработкой. Полученные биметаллические заготовки имеют уровень механических свойств, сопоставимый со стандартными литыми и деформированными быстрорежущими сталями и более однородную структуру при значительно более низкой себестоимости изделий.

Ключевые слова: быстрорежущие стали; биметаллический режущий инструмент; порошковая металлургия; математическое моделирование процессов; эксплуатационные свойства.

The parameters for the producing of bimetallic billets from powder steel W6Mo5 (outer layer) and steel 5CrNiMo (core), eliminating the formation of cracks at the boundary of the bimetall layers are optimized by mathematical modeling methods. Defect-free bimetallic billets are made based on the simulation results using the technology of hot isostatic pressing followed by heat treatment. The produced bimetallic billets have level of mechanical properties comparable to standard cast and deformed high-speed steels and more uniform structure at significantly lower cost of products.

Keywords: high-speed steels; bimetallic metal-cutting tool; powder metallurgy; mathematical modeling of processes; performance characteristics.

Введение. Литые инструментальные быстрорежущие стали не обеспечивают возрастающих эксплуатационных требований, предъявляемых к изготавливаемому инструменту [1]. Особенно это относится к крупному инструменту, поскольку в промышленных заготовках большого диаметра сильно развита карбидная неоднородность. Для уменьшения карбидной неоднородности быстрорежущей стали и, соответственно, повышения качества инструмента широко применяют термическую обработку [2, 3].

В настоящее время значительно более эффективным становится применение технологий порошковой металлургии, основу которой

составляет компактирование распыленных порошков в практически беспористые заготовки [4–6]. При распылении жидкой стали скорость охлаждения составляет $10^3 \dots 10^5$ К/с, что обеспечивает формирование в порошковых частицах дисперсной однородной структуры [7, 8]. Беспористый компактный материал из таких порошков с дисперсной микроструктурой обладает высоким комплексом механических и эксплуатационных свойств [9, 10].

Для производства компактных полуфабрикатов из распыленных порошков быстрорежущих сталей обычно применяют технологию горячего изостатического прессования (ГИП) [11, 12]. Процесс ГИП может осуществ-

вляться в газостатах. Порошки прессуют в специальных капсулах (контейнерах), которые представляют собой тонкостенные оболочки, близкие по форме к прессованным изделиям. Такие изделия могут иметь простые формы цилиндрической или плоской заготовки и сложные формы фасонных деталей. Обычно капсулы изготавливают из хорошо свариваемой низкоуглеродистой стали. После загрузки порошка в капсулу она герметично закрывается и вакуумируется. Высокое всесторонне равномерное давление в камере газостата создается компрессором. Расчетные значения температуры и давления поддерживаются на постоянном уровне в течение всего времени выдержки. После выдержки изделие охлаждается со снижением давления.

Для процесса ГИП порошковых быстрорежущих сталей выбирают температуру изотермической выдержки 1150 °С и давление 100 МПа. После ГИП оболочка капсулы обычно удаляется механической обработкой. Полученная компактная прессовка может подвергаться дополнительным операциям, например, прокатке или финишной механической обработке. Перед выполнением таких операций после ГИП заготовки отжигают для снижения твердости и получения более однородной микроструктуры перед последующей термической обработкой — закалкой и отпуском.

Широкому применению порошковых быстрорежущих сталей существенно препятствует их высокая себестоимость [12], в ~3 раза превышающая себестоимость слитка. При этом коэффициент стойкости инструмента из порошковых быстрорежущих сталей в 2 раза выше по сравнению с литыми. Очевидно, что чрезвычайно актуальной задачей является снижение себестоимости инструмента из порошковых быстрорежущих сталей. Для этого целесообразно изготавливать инструмент из биметаллических заготовок, рабочий слой которых — быстрорежущая сталь, а основа — совместимая по механическим характеристикам более дешевая сталь. Однако при использовании составной заготовки необходимо исключить возникновение дефектов (термических трещин, расслоений и др.) в процессе ГИП и последующей термической обработки. Эффективным способом для этого в настоящее время являются методы математического моделирования.

Цель работы — моделирование распределения термических напряжений в биметалли-

ческой заготовке, состоящей из порошковой быстрорежущей стали Р6М5 (рабочий слой) и стали 5ХНМ (основа), с последующим опробованием технологии ее изготовления методом горячего изостатического прессования в стальной оболочке и термической обработки, а также исследование структуры и механических свойств.

Методика проведения исследований. Для изготовления биметаллической заготовки методом ГИП в стальной оболочке использовали порошок быстрорежущей стали Р6М5 производства фирмы "Хеганес—Восточная Европа". Средний диаметр частиц порошка 70 мкм. Корпус капсул ГИП изготавливали из бесшовной горячедеформированной трубы диаметром 150 мм с толщиной стенки 5 мм, а крышки и днища — из стального круглого горячекатаного проката. Материал корпуса, днища и крышки капсулы — низкоуглеродистая сталь 20, сердечника — инструментальная сталь 5ХНМ. В качестве геттера для удаления остатков воздуха после вакуумирования капсулы и выделяющихся газов при нагреве в процессе ГИП использовали титановую губку.

На рис. 1 показаны детали капсулы для изготовления биметаллической заготовки: корпус, днище, сердечник и крышка.

Капсулы после сборки заполняли порошком быстрорежущей стали для последующего ГИП. Внутри капсул на дне и под крышкой кроме порошка помещали титановый геттер. Процесс ГИП осуществлялся в газостате при



Рис. 1. Детали капсулы для изготовления биметаллической заготовки: сердечник (слева), капсула (справа) и крышки



Рис. 2. Биметаллическая заготовка в капсуле после ГИП температуре 1150 °С, давлении 100 МПа с изотермической выдержкой 2 ч.

Для исследований была изготовлена опытная партия биметаллических заготовок в количестве 4 шт. Внешний вид капсулы после ГИП показан на рис. 2.

Для исследования микроструктуры и фрактографического анализа образцов заготовки применяли комплекс оборудования для приготовления микрошлифов и оптический микроскоп Axio Observer "Carl Zeiss" с диапазоном увеличения 50...1000, а также сканирующий электронный микроскоп Supra 55VPWDS.

Для определения предела прочности на изгиб материала заготовок использовали плоские образцы размерами 2×4×30 мм, для ударной вязкости — образцы 5×5×40 мм. Все образцы подвергали закалке от температуры 1200 °С и трехкратному отпуску при 560 °С с выдержкой 1 ч.

Результаты исследований и их обсуждение

Компьютерное моделирование распределения напряжений. При термической обработке в биметаллических заготовках возникают термические и структурные напряжения, которые могут приводить к их короблению и разрушению. Существующие методы компьютерного моделирования позволяют оценить уровень возникающих напряжений в тех случаях, когда

известна относительная деформация в различных слоях заготовки [13].

Выполненные расчеты напряжений, возникающих в биметаллической заготовке при отжиге, показали, что термические напряжения при нагреве и охлаждении невелики по сравнению со структурными.

Максимальные остаточные напряжения возникают в результате неоднородности протекания фазовых превращений при охлаждении заготовки в процессе отжига. Величина этих напряжений зависит от соотношения радиусов r/R сердечника из стали 5ХНМ и наружного слоя заготовки из стали Р6М5. Расчеты показали, что с увеличением соотношения r/R от 0,25 до 0,875 в наружном слое заготовки растягивающие тангенциальные напряжения увеличиваются от 550 до 960 МПа, а осевые растягивающие напряжения — от 110 до 840 МПа. Очевидно, что при тонком слое быстрорежущей стали напряжения могут превысить ее предел прочности. При этом в сердечнике образуются сжимающие напряжения, не вызывающие разрушение материала.

При закалке возникающие в заготовке осевые и тангенциальные напряжения противоположны по знаку, что приводит к их частичной взаимной релаксации. Сумма растягивающих термических и структурных осевых напряжений в наружном слое из стали Р6М5 составляет 170...430 МПа, тангенциальных — в интервале 255...410 МПа. При закалке, как и при отжиге, эти напряжения возрастают с увеличением отношения r/R . Радиальные напряжения близки к нулю. Сумма сжимающих напряжений в наружном слое заготовки находится в пределах –540...–1380 МПа (осевые) и от –810...–1340 МПа (тангенциальные).

Осевые растягивающие напряжения в сердечнике изменяются от 780 до 1620 МПа, тангенциальные — от 2805 до 810 МПа и радиальные — от 495 до 805 МПа. Величина напряжений также зависит от соотношения r/R , однако растягивающие напряжения в сердечнике возрастают не с увеличением, а с уменьшением r/R . Сердечник под действием растягивающих напряжений увеличивает объем, что может привести к появлению тангенциальных трещин на поверхности контакта сердечника и внешнего слоя.

На основе полученных результатов расчетов для математического моделирования и

практической реализации процесса получения биметаллической заготовки быстрорежущая сталь Р6М5/сталь 5ХНМ было выбрано соотношение радиусов $r/R = 0,75$. Соответственно, размеры заготовки составили: радиус сердечника $r = 60$ мм; внешний радиус биметаллической заготовки $R = 80$ мм; толщина слоя порошковой быстрорежущей стали Р6М5 $h = 20$ мм; соотношение толщины слоя быстрорежущей стали к внешнему диаметру биметаллической заготовки 1:3.

Для математического моделирования успешно применяют пакет прикладной программы Abaqus [14, 15]. При построении модели процесса охлаждения биметаллической заготовки к этой программе авторами статьи разработана подпрограмма, позволяющая учитывать изменение фазового состава стали и, соответственно, объемной доли фаз в процессе охлаждения с заданной скоростью. В подпрограмму были заложены справочные параметры и физические характеристики используемых материалов.

Удельный объем и относительное расширение слоев при охлаждении заготовки после отжига оценивали в температурном интервале от 600 до 20 °С. Коэффициент теплопроводности наружного и внутреннего слоев заготовки принят одинаковым и задавался в зависимости от температуры.

Физико-механические свойства сталей: плотность $\rho = 7832$ кг/м³; модуль упругости $E = 200\,000$ МПа; коэффициент Пуансона $\nu = 0,3$.

Геометрическая модель заготовки — трехмерная модель в формате Stl, состоящая из кольца и цилиндра внутри (рис. 3). Длина биметаллической заготовки для экономии времени расчета принята равной 10 мм.

Математическое моделирование выполняли для условий равномерного прогрева заготовки при температуре 600 °С и охлаждения на воздухе. Процесс охлаждения заготовки с заданными геометрическими параметрами на воздухе от 600 до 50 °С протекает в течение 35 мин (рис. 4 (см. обложку), рис. 5).

Результаты моделирования показали, что максимальные напряжения, способные приводить к образованию трещин в материале, возникают на границе между сердцевиной и внешним кольцом заготовки (рис. 6 (см. обложку), рис. 7). При этом резкий рост напряжений происходит после начала мартенситного превращения при температуре ~250 °С.

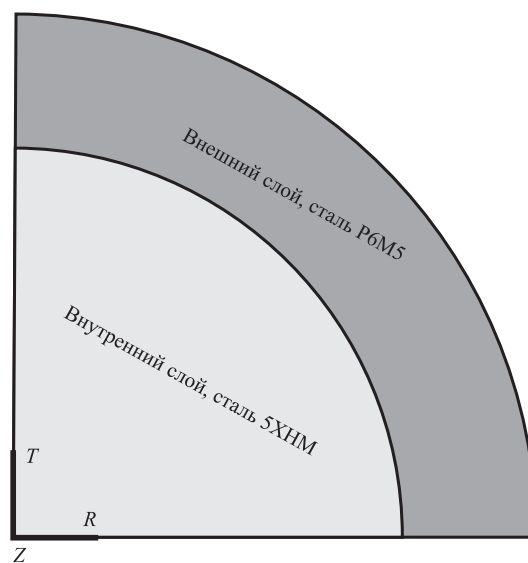


Рис. 3. Геометрическая модель заготовки

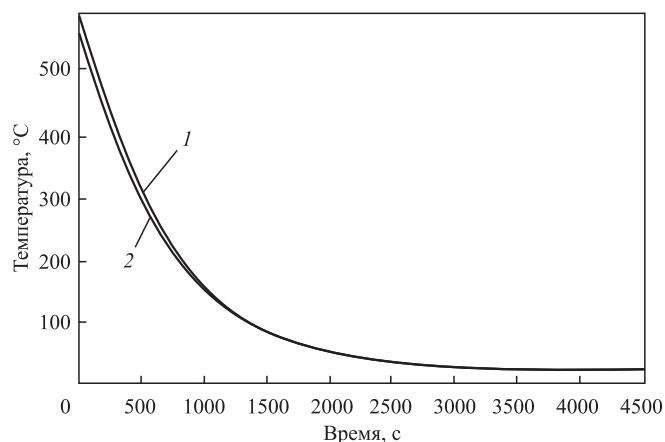


Рис. 5. Кривые изменения температуры центрального (1) и поверхностного элементов (2) заготовки в процессе охлаждения от 600 до 50 °С на воздухе

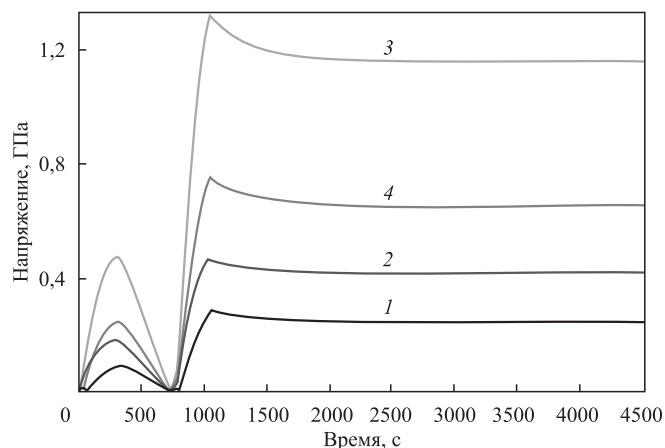


Рис. 7. Изменение интенсивности остаточных напряжений в различных участках биметаллической заготовки (по Мизесу):

1 — в центре; 2 — на внешнем крае внутреннего слоя; 3 — на внутреннем крае внешнего слоя; 4 — на внешнем крае внешнего слоя

**Максимальные напряжения,
возникающие в слоях биметаллической заготовки**

Остаточные напряжения	Слой биметаллической заготовки	
	Внутренний	Наружный
Радиальные σ_R , МПа	-382	-220
Тангенциальные σ_τ , МПа	-486	1009

Распределение интенсивности остаточных радиальных и тангенциальных напряжений по сечению слоев биметаллической заготовки после охлаждения до 20 °С на воздухе показано на рис. 8 (см. обложку).

В таблице приведены значения максимальных напряжений, возникающих в слоях биметаллической заготовки.

Математическое моделирование охлаждения биметаллической заготовки с соотношением толщин внешнего слоя из стали Р6М5 и сердечника из стали 5ХНМ, равным $r/R = 0,75$ (1:3), показало, что в этом случае уровень возникающих в материале напряжений не должен приводить к образованию трещин. Однако значение максимального тангенциального напряжения 1009 МПа во внешнем порошковом слое заготовки (см. таблицу) сопоставимо с пределом прочности 900...1000 МПа быстрорежущей стали Р6М5 в отожженном состоянии.

Для снижения напряжений во внешнем слое заготовки может быть применена ее дополнительная изотермическая выдержка при температуре 620...640 °С длительностью 2...3 ч. Этот интервал температур соответствует минимальной устойчивости аустенита в структуре стали 5ХНМ. После такой термической обработки различие в относительном расширении слоев заготовки будет определяться различным содержанием углерода в фазовых составляющих сталей Р6М5 и 5ХНМ. Расчет показал эффективность такой термической обработки. После ее проведения уровень структурных растягивающих остаточных напряжений во внешнем слое снижается до ~100 МПа.

Таким образом, варьирование параметров использованной математической модели позволяет выбирать геометрические размеры биметаллических заготовок, соотношение слоев и режимы термической обработки, предотвращающие образование трещин в процессе изготовления и эксплуатации готового инструмента.

Изготовление и исследование биметаллической заготовки. На основании результатов мо-

делирования для изготовления биметаллической заготовки из сталей Р6М5 и 5ХНМ были использованы указанные выше ее геометрические размеры и технологические параметры процессов ГИП и термической обработки.

Анализ химического состава внешнего слоя из стали Р6М5 изготовленной биметаллической заготовки показал, что он соответствует составу исходного порошка, % мас.: 0,91 С; 3,79 Cr; 6,1 W; 5,0 Mo; 1,9 V; 0,2 Mn; 0,2 Si. Некоторое отличие заключается в повышении концентрации кислорода от 0,021 до 0,035 %. Вероятно, при нагреве капсулы из-за недостатка титанового геттера произошло незначительное окисление порошка.

На рис. 9 показан макротемплет полученной биметаллической заготовки. Визуальное исследование ее макроструктуры показало отсутствие видимых дефектов. На макрошлифе выявляются три слоя. При этом наружный слой представляет собой сечение корпуса капсулы для ГИП с толщиной стенки 5 мм и два слоя составляют биметаллическую заготовку: уплотненный кольцевой внешний слой из порошковой быстрорежущей стали Р6М5 и сердечник из стали 5ХНМ.

Металлографический анализ внешнего слоя заготовки после закалки от 1200 °С и трехкратного отпуска при 560 °С, 1 ч, показал, что структура порошкового слоя соответствует стали Р6М5, в которой после отпуска присутствуют мартенсит и карбиды. Твердость внешнего порошкового слоя из стали Р6М5 биметаллической заготовки также соответствует требуемым значениям стандартной стали Р6М5 после закалки и трехкратного отпуска и равна 63...64 НRC. При этом характерно, что микроструктура стали является однород-

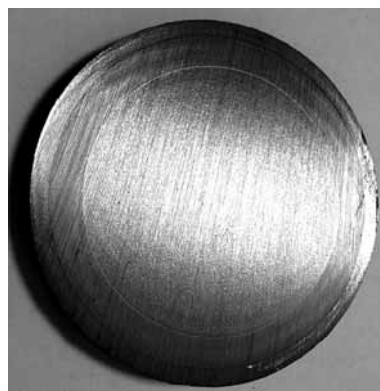


Рис. 9. Макротемплет биметаллической заготовки Р6М5/5ХНМ

ной: отсутствует карбидная сетка, размер равномерно распределенных карбидов 1...3 мкм, размер первичного аустенитного зерна 10...15 мкм. По всей границе контакта слоев заготовки трещины, отслоения и несплошности отсутствуют.

Исследование изломов образцов не выявило наличия крупных дефектов и неметаллических включений, однако на некоторых участках границы двух слоев биметалла наблюдается мелкая пористость.

Определение механических свойств биметаллической заготовки показало, что среднее значение предела прочности при изгибе внешнего слоя из порошковой стали Р6М5 составляет 2535 МПа, что превышает предел прочности 1800...2000 МПа стали Р6М5 в прутках диаметром 110 мм. Предел прочности при изгибе образцов, вырезанных из биметаллической заготовки на участке границы слоев, равен 1823 МПа, что сопоставимо со свойствами литого и деформированного быстрорежущего инструмента.

Заключение. Результаты исследования свидетельствуют о перспективности изготовления биметаллического инструмента с сердцевиной из экономнолегированной стали и внешним рабочим слоем из порошковой быстрорежущей стали Р6М5. Применение математического моделирования позволило оптимизировать параметры изготовления биметаллических заготовок из порошковой стали Р6М5 (внешний слой) и 5ХНМ (сердцевина), исключив образование трещин на границе слоев биметалла.

Использование результатов математического моделирования обеспечило возможность изготовления бездефектных биметаллических заготовок по технологии ГИП с последующей термической обработкой. Полученные биметаллические заготовки имеют уровень механических свойств, сопоставимый со стандартными литыми и деформированными быстрорежущими сталями, и более однородную структуру.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.
2. Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю. Формирование структуры стальных отливок, полученных методом литья по газифицируемым моделям, при последующей термической обработке // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 12. С. 3—9.
3. Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю. Влияние термической обработки на структуру литой быстроре-

жущей стали Р6М5-Ш // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 6 (672). С. 42—47.

4. **Физические** процессы и технологии получения металлических порошков из расплава / А.И. Рудской, К.Н. Волков, С.Ю. Кондратьев, Ю.А. Соколов. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2018. 610 с.

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

6. **Прессование** гетерофазных увлажненных железных порошков при использовании метода интенсивного уплотнения / А.И. Рудской, В.Н. Кокорин, С.Ю. Кондратьев, В.И. Филимонов, А.В. Кокорин // Научные технологии в машиностроении. 2013. № 5 (23). С. 13—20.

7. **Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А.** Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35—41.

8. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Новый подход к синтезу порошковых и композиционных материалов электронным лучом. Часть 1. Технологические особенности процесса // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 1 (727). С. 30—35.

9. **Цеменко В.Н., Гиршов В.Л., Мазуров С.А.** Сравнительный анализ структуры порошковой быстрорежущей стали // Металлообработка. 2011. № 5 (65). С. 38—40.

10. **Titova T.I., Tsemenko V.N., Ratushev D.V.** Structure and properties of a high chromium steel of martensitic class after heat treatment // Metal Science and Heat Treatment. 2014. Vol. 55. No. 9—10. P. 559—563.

11. **Агеев С.В., Гиршов В.Л.** Горячее изостатическое прессование в порошковой металлургии // Металлообработка. 2015. № 4 (88). С. 56—60.

12. **Гиршов В.Л., Котов С.А., Цеменко В.Н.** Современные технологии в порошковой металлургии: учебное пособие. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2010. 386 с.

13. **Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М.** Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. СПб.: Наука, 2004. 644 с.

14. **Фук Д.В., Ганин С.В., Цеменко В.Н.** Исследование процесса уплотнения порошковых материалов с использованием программного пакета ABAQUS // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2016. № 1 (238). С. 100—110.

15. **Tsemenko V.N., Ganin S.V., Phuc D.V.** Research and simulation of the deformation process of dispersion hardened powder in a capsule // Materials Physics and Mechanics. 2016. Vol. 25. No. 1. P. 68—75.

*Валерий Николаевич Цеменко, д-р техн. наук,
tsemenko_tim@mail.ru;
Сергей Владимирович Ганин, канд. техн. наук;
Владимир Леонидович Гиршов, д-р техн. наук*

В.Ю. Лавриненко

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
Т.Х. Аюпов (АО "Московский машиностроительный завод "Авангард")

Расчет экономической эффективности промышленного использования бабы с наполнителем штамповочного молота М2140

Приведен расчет экономической эффективности использования бабы с наполнителем штамповочного молота мод. М2140 с массой падающих частей 1000 кг в кузнечном цехе АО "Московский машиностроительный завод "Авангард".

Ключевые слова: штамповочный молот; баба молота с наполнителем; производительность молота; энергопотребление.

The calculation of economical efficiency of industrial application of die-forging hammer filler ram model M2140 with falling parts mass 1000 kg in Moscow plant "Avangard" is presented.

Keywords: die-forging hammer; hammer fillers ram; hammer capacity; power usage.

В производственных условиях АО "Московский машиностроительный завод "Авангард" модернизирован штамповочный молот мод. М2140 с массой падающих частей 1000 кг [1–5], заключающаяся в применении бабы молота с наполнителем в виде стальных шариков вместо стандартной бабы молота.

После установки бабы с наполнителем на молот мод. М2140 была проведена экспериментальная горячая объемная штамповка партии поковок "угольник" (сталь 12Х2НВФА) в общем количестве 2000 шт. Чертеж и фотографии поковок показаны на рис. 1 и 2.

В табл. 1 приведены значения числа ударов, а также контролируемых параметров поковки A , B и R при штамповке стандартной бабой и бабой с наполнителем.

При этом необходимо отметить уменьшение общего числа ударов при использовании модернизированной бабы молота с наполнителем ($n_{\text{мод}} = 5$ ударов) по сравнению со штамповкой стандартной бабой молота ($n_{\text{станд}} = 7$ ударов) в 1,4 раза при полном соответствии размеров поковок, полученных при использовании бабы молота с наполнителем, требованиям чертежа (см. рис. 2).

Производительность молотов Q исчисляется массой поковок, изготовленных в единицу времени, и зависит от массы одной поковки $M_{\text{пок}}$, ее сложности и мощности (минутной работы), подведенной к поковке. Данные фак-

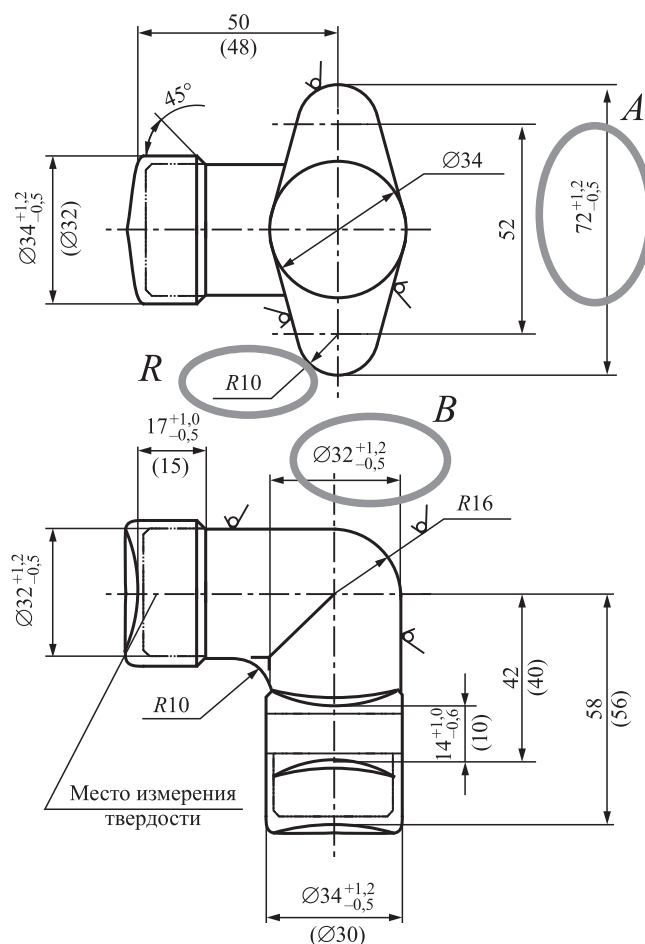


Рис. 1. Чертеж поковки "угольник", отштампованной на молоте мод. М2140 с бабой с наполнителем:
 A , B , R — контролируемые размеры

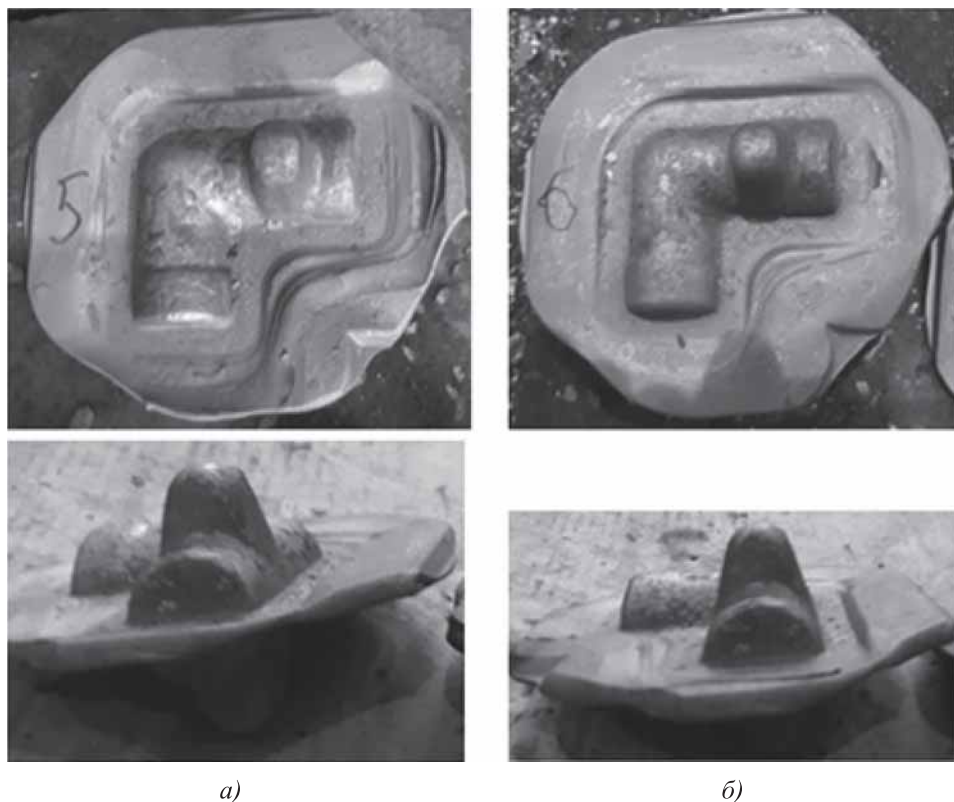


Рис. 2. Фотографии поковки "угольник", полученной при использовании стандартной бабы молота (а) и бабы молота с наполнителем (б)

торы учитывают в норме штучного времени $T_{ш}$, регламентируемой сборником нормативов [6], предназначенных для расчета технически обоснованных норм времени на горячую штамповку в кузнечных цехах машиностроительных заводов в условиях массового, крупносерийного, серийного и мелкосерийного производств.

Составными частями нормы времени $T_{ш}$ на горячую штамповку являются [6]:

1. Основное (машинное) время T_0 , мин. При штамповке на молотах T_0 определяют как произведение времени 1 удара молота на число ударов, необходимых для деформации заготовок из различных сталей и сплавов. Марку

материала учитывают поправочным коэффициентом K_1 .

Время на включение (нажатие педали) молота, прессы или машины может частично или полностью перекрываться вспомогательным временем на ручные приемы.

2. Вспомогательное время $T_в$, мин. Вспомогательное время при горячей штамповке определяют как сумму времени на выполнение отдельных приемов вспомогательной работы с учетом возможных перекрытий основным временем и совмещением приемов. Вспомогательное время включает в себя время на загрузку и выгрузку заготовок из печей; очистку заготовок от окалины; подачу нагретых заготовок на штамповку; установку заготовок в ручей штампа; перемещение поковок из ручья в ручей; снятие поковки со штампа; удаление окалины; смену клещей; загрузку и выгрузку из барабанов; навешивание и снятие поковок с подвешного конвейера и т.п.

3. Время на обслуживание рабочего места, отдых и личные надобности, которое включает в себя затраты на раскладку инструмента в начале смены и уборку его в конце смены; уборку рабочего места на протяжении и в конце смены; подналадку, регулировку оборудования в процессе работы (подбивку клиньев, подтяжку болтов, смазку направляющих, подправку инструмента, зачистку штампов, подготовку

материала учитывают поправочным коэффициентом K_1 .

1. Результаты штамповки поковок "угольник" стандартной бабой и бабой с наполнителем штамповочного молота мод. М2140

Вариант штамповки	Число ударов		Общее число ударов	A	B	R
	в предварительном ручье штампа n_1	в окончательном ручье штампа n_2		мм		
Штамповка стандартной бабой	3	4	7	72*	32*	10*
Штамповка бабой с наполнителем	2	3	5	72,3*	32,2*	10*

* Соответствует рис. 1.

смазочных материалов, регулировку воздуха для сдувки окалины со штампа, подправку пода печи и др.); загрузку звездочек в очистные галтовочные барабаны в начале и в течение смены и уборку их в конце смены; загрузку дробы в бункеры дробебетных барабанов и камер, очистку сепараторов и шлангов в течение рабочей смены, замену сопел (насадок и др.); пуск и остановку оборудования в начале и в конце работы.

Время на организационно-техническое обслуживание рабочего места и время на отдых и личные надобности для горячей штамповки поковок определяют в процентах от оперативного времени.

4. Подготовительно-заключительное время, которое включает в себя затраты времени на получение производственного задания, инструктажа, ознакомление с работой, сдачу партии одинаковых поковок; установку и снятие штампов (переналадку) и др.

В случае выполнения работы на молотах бригадой рабочих, состоящей из 3—5 человек, время на данные работы частично перекрывается временем организационно-технического обслуживания (по уходу за оборудованием) и в норму времени на партию поковок включается в размере 50 %.

Время на переналадку штампов в массовом и крупносерийном производствах не нормируют, так как ее выполняют в подготовительную смену наладчики. В серийном производстве переналадку штампов перед штамповкой партии поковок осуществляет бригада кузнецов. В этом случае норму времени на переналадку штампов включают в норму времени на партию поковок.

Производительность штамповки поковок "угольник" стандартной бабой молота и бабой молота с наполнителем вычисляли по следующей формуле:

$$Q = M_{\text{пок}} \cdot 60 / T_{\text{шт}} \quad (1)$$

Норма штучного времени на горячую штамповку:

$$T_{\text{шт}} = (T_0 + T_{\text{в}})K, \quad (2)$$

где K — коэффициент, учитывающий организационно-техническое обслуживание, перерыв на отдых и личные надобности.

При расчете нормы штучного времени принимали во внимание только те переходы и приемы, которые не перекрываются.

Поскольку загрузку заготовок в печь и их выгрузку проводит нагревательщик в то время, когда другие члены бригады (кузнец-штамповщик и подручный) выполняют штамповку, то вспомогательное время на загрузку и выгрузку заготовок в норму штучного времени не включали. Нагрев заготовок в норму штучного времени также не включали, так как его осуществляют параллельно с ковкой металла. При этом вспомогательное время работы нагревательщика металла составило 0,15 мин для нагрева заготовок под штамповку стандартной бабой молота и бабой молота с наполнителем.

В табл. 2 приведены результаты расчета основного и вспомогательного времени (оперативного времени) работы кузнеца-штамповщика при штамповке поковок "уголок" на молоте мод. М2140. Исходные данные для расчета: масса заготовки 4 кг; число получаемых поковок из одной заготовки — 1; число ручьев в штампе — 2; сложность поковки — 2-II-б [6]; масса падающих частей молота 1000 кг; бригада — 3 человека. Расчет проводили в соответствии с рекомендациями [6].

Учитывая поправочный коэффициент на марку стали $K_1 = 1,25$ [6] к основному времени, получаем:

— при использовании стандартной бабы молота

$$T_0 = 0,077 \cdot 1,25 = 0,0963 \text{ мин};$$

— при использовании бабы молота с наполнителем

$$T_0 = 0,055 \cdot 1,25 = 0,0688 \text{ мин}.$$

Норма штучного времени на горячую штамповку при $K = 1,4$ [6]:

— при использовании стандартной бабы молота

$$T_{\text{шт}} = (0,0963 + 0,183) \cdot 1,4 = 0,3910 \text{ мин};$$

— при использовании бабы молота с наполнителем

$$T_{\text{шт}} = (0,0688 + 0,183) \cdot 1,4 = 0,3525 \text{ мин}.$$

Производительность горячей объемной штамповки на молоте мод. М2140:

— при использовании стандартной бабы молота

$$Q_1 = 4 \cdot 60 / 0,3910 = 613 \text{ кг/ч};$$

2. Расчет оперативного времени работы кузнеца-штамповщика

Содержание работы	Учитываемый фактор	Повторяемость приемов	Время, мин	
			основное T_o^*	вспомогательное T_B
Взять заготовку клещами, установить в ручей, нажать педаль	Масса заготовки 4 кг	1	—	0,06
Штамповать заготовку в предварительном ручье	Молот с массой падающих частей 1000 кг	1	0,033/0,022**	—
Переложить поковку клещами в окончательный ручей, нажать педаль	Масса заготовки 4 кг	1	—	0,051
Штамповать поковку в окончательном ручье	Молот с массой падающих частей 1000 кг	1	0,044/0,033	—
Вынуть поковку из ручья и отбросить на транспортер	Масса поковки 4 кг	1	—	0,041
Смазать ручки штампа	Длина ручья 60 мм, ручей мелкий	1	—	0,031
		Итого:	0,077/0,055	0,183

* Основное время:
 — при штамповке в предварительном ручье $T_o = T_1 n_1$;
 — при штамповке в окончательном ручье $T_o = T_1 n_2$,
 где $T_1 = 0,011$ мин — время 1 удара молота в предварительном и окончательном ручьях; n_1, n_2 — см. табл. 1.
 ** В числителе приведено значение при штамповке стандартной бабой, в знаменателе — при штамповке бабой с наполнителем.

— при использовании бабы молота с наполнителем

$$Q = 4 \cdot 60 / 0,3525 = 680 \text{ кг/ч.}$$

Удельное энергопотребление $K_э$ при штамповке определяли по формуле

$$K_э = NK_{дв} K_{д.м} / \eta_{дв} Q, \quad (3)$$

где N — мощность электродвигателя компрессора, кВт (для компрессора, используемого в кузнечном цехе АО "Московский машиностроительный завод "Авангард", $N = 75$ кВт); $K_{дв}$ — коэффициент загрузки двигателя по времени, $K_{дв} = 0,7$; $K_{д.м}$ — коэффициент загрузки двигателя по мощности, $K_{д.м} = 0,82$; $\eta_{дв}$ — КПД электродвигателя, $\eta_{дв} = 0,65$.

Удельное энергопотребление $K_э$:

— при использовании стандартной бабы молота

$$K_{э_1} = 75 \cdot 0,7 \cdot 0,82 / 0,65 \cdot 613 = 0,110 \text{ кВт} \cdot \text{ч/кг};$$

— при использовании бабы молота с наполнителем

$$K_{э_2} = 75 \cdot 0,7 \cdot 0,82 / 0,65 \cdot 680 = 0,097 \text{ кВт} \cdot \text{ч/кг}.$$

Снижение энергопотребления при горячей объемной штамповке прямо пропорционально повышению производительности штамповки (при неизменных $N, K_{дв}, K_{д.м}, \eta_{дв}$).

Экономия электроэнергии составила:

$$\begin{aligned} \Delta \Theta &= (1 - K_{э_2} / K_{э_1}) \cdot 100 = \\ &= (1 - 0,97 / 0,110) \cdot 100 = 12 \%. \end{aligned}$$

Таким образом, при использовании бабы молота с наполнителем при постоянной мощности электродвигателя удельное энергопотребление снижается на 12 %.

Удельное потребление сжатого воздуха:

$$K_{э.в} = q_B / Q,$$

где q_B — производительность компрессора (давление $(6...7) \cdot 10^5$ Па ($6...7$ атм)), $q_B = 1050$ м³/ч.

Удельное потребление сжатого воздуха:

— при использовании стандартной бабы молота

$$K_{э,в} = 1050/613 = 1,71 \text{ м}^3/\text{кг};$$

— при использовании бабы молота с наполнителем

$$K_{э,в} = 1050/680 = 1,54 \text{ м}^3/\text{кг}.$$

Таким образом, снижение удельного потребления сжатого воздуха составило 11 % при использовании бабы молота с наполнителем.

Заключение. Расчет экономической эффективности использования бабы с наполнителем штамповочного молота мод. М2140 с массой падающих частей 1000 кг при горячей объемной штамповке поковок "угольник" из стали 12Х2НВФА, проведенной в кузнечном цехе АО "Московский машиностроительный завод "Авангард", позволил установить:

- снижение нормы штучного времени на штамповку при использовании бабы молота с наполнителем на 11 %;
- снижение удельного энергопотребления и экономию электроэнергии при использовании бабы молота с наполнителем на 12 %;
- снижение удельного потребления сжатого воздуха при использовании бабы молота с наполнителем на 11 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лавриненко В.Ю.** Повышение энергоэффективности кузнечно-штамповочного оборудования ударного действия // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 11. С. 502—508.

2. **Лавриненко В.Ю., Чекалов В.П., Аюпов Т.Х.** Применение бабы молота с наполнителем для модернизации штамповочного молота с массой падающих частей 1000 кг // Заготовительные производства в машиностроении. 2018. Т. 16. № 1. С. 21—24.

3. **Лавриненко В.Ю., Аюпов Т.Х.** Промышленные испытания бабы с наполнителем штамповочного молота // Заготовительные производства в машиностроении. 2020. Т. 18. № 1. С. 19—22.

4. **Патент** на полезную модель РФ № 182268. Баба молота № 1 / В.Ю. Лавриненко и др. Оpubл. 09.08.2018, Бюл. № 22.

5. **Патент** на полезную модель РФ № 182269. Баба молота № 2 / В.Ю. Лавриненко и др. Оpubл. 09.08.2018, Бюл. № 22.

6. **Общемашиностроительные** нормативы времени на горячую штамповку. Массовое, крупносерийное, серийное и мелкосерийное производство (утв. Госкомтрудом СССР). М.: НИИ труда, 1981.

*Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук,
vlavrinenko@bmstu.ru;
Тафкил Хаматдинович Аюпов, канд. техн. наук*



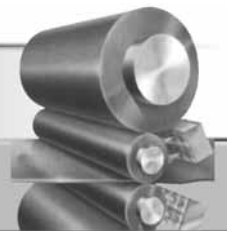
ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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



УДК 621.778.016.3.004.18

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-6-267-277

Г.Н. Гурьянов (ОАО "НИИМетиз", г. Магнитогорск)

Результаты расчета оптимального дельта-критерия формы очага деформации при волочении круглого сплошного профиля

Предложены формулы для расчета оптимального дельта-критерия, учитывающие в отличие от рассмотренных двух аналогичных формул зарубежных исследователей напряжение противонапряжения и модель упрочнения. Оптимальный дельта-критерий зависит от параметров деформации и модели упрочнения. Предложены приближенные равенства, отражающие связь критериев очага деформации с показателями деформированного состояния. Приведены значения критериев очага деформации и деформированного состояния при углах волочения 4 и 9° и оптимальном угле волочения. По двум формулам зарубежных исследователей и предложенной формуле построены зависимости для оптимального дельта-критерия от коэффициентов вытяжки и трения. Значения критерия по этим формулам существенно не отличаются. Учет характера связи для критериев формы очага деформации и деформированного состояния способствует рациональному выбору режимов волочения.

Ключевые слова: волочение; проволока; прутки; рабочий канал волоки; метод расчета; критерий формы очага деформации; деформированное состояние; оптимальный угол волочения; коэффициенты вытяжки и трения; противонапряжение.

Formulas for calculating of the optimal delta-criterion are proposed, which, in contrast to the two similar formulas of foreign researchers considered, take into account the back-pull stress and the hardening model. The optimal delta-criterion depends on the deformation parameters and the hardening model. Approximate equalities are proposed that reflect the relationship between the criteria of the deformation zone and the indicators of the strain state. The values of the criteria for the deformation zone and the strain state for the drawing angles is 4 and 9° and the optimal drawing angle are given. According to two formulas of foreign researchers and the proposed formula, dependencies for the optimal delta-criterion on the drawing and friction coefficients are constructed. The criteria values for these formulas do not differ significantly. Taking into account the nature of the relationship for the criteria of the deformation zone shape and the strain state contributes to rational choice of drawing modes.

Keywords: drawing; wire; rod; die hole; calculation method; deformation zone shape criterion; strain state; optimal drawing angle; drawing and friction coefficients; back tension.

Состояние вопроса и задачи исследования. В отечественной теории волочения для исследования напряженно-деформированного состояния круглого сплошного профиля (проволоки, прутка) редко используют комбинированные показатели формы очага деформации. Энергосиловые показатели процесса волочения наиболее часто определяют в зависимости от коэффициентов вытяжки μ и трения f , угла α наклона к оси волочения образующей рабочего конуса волоки [1–3]. В зарубежных публикациях при исследованиях процесса

волочения форму очага деформации часто оценивают дельта-критерием [4–6]

$$\Delta = \frac{\alpha}{r} (1 + \sqrt{1-r})^2, \quad (1)$$

где $r = (d_0^2 - d_k^2)/d_0^2 = (\mu - 1)/\mu$ — относительное обжатие поперечного сечения; $\mu = (d_0/d_k)^2$ — коэффициент вытяжки; d_0, d_k — диаметр проволоки (прутка) до и после деформации; α — угол волочения, рад.

Относительное обжатие в отечественной литературе обычно обозначают δ . Критерий Δ (1)

очевидно не характеризует относительную высоту очага деформации круглого сплошного профиля в коническом канале волоки. Относительную длину очага деформации выразили через критерий Δ

$$\Delta^* = 1/\Delta. \quad (2)$$

Математические преобразования позволили установить равенство для конического канала очага деформации [7, 8]

$$\frac{(1 + \sqrt{1-r})^2}{r} = \frac{d_0 + d_k}{d_0 - d_k}. \quad (3)$$

Левая часть отношения (3) входит в критерий Δ (1). Если принять равенство значений α и $\text{tg } \alpha$, то $\Delta = d_{\text{ср}}/L = (L/d_{\text{ср}})^{-1}$ и имеем [9]:

$$\frac{4\alpha}{L\eta\mu} = \alpha \frac{d_0 + d_k}{d_0 - d_k} = \frac{d_{\text{ср}}}{L} = \Delta \quad \text{или} \quad (4)$$

$$\frac{L\eta\mu}{\alpha} = \frac{4L}{d_{\text{ср}}} = \frac{4}{\Delta}.$$

Для установления характера связи критерия Δ , коэффициента вытяжки μ и относительного обжатия r получены зависимости:

$$\Delta = \frac{\alpha(\sqrt{\mu} + 1)}{\sqrt{\mu} - 1} = \frac{\alpha(\sqrt{1/(1-r)} + 1)}{\sqrt{1/(1-r)} - 1}; \quad (5)$$

$$\mu = \frac{1}{1-r} = \left(\frac{\Delta + \alpha}{\Delta - \alpha}\right)^2, \quad (6)$$

где α — угол волочения, рад.

В работе [5] приведена формула для расчета оптимального критерия Δ , при котором напряжение волочения минимально:

$$\Delta_{\text{опт}} = 1,89(f/r)^{1/2} [1 + (1-r)^{1/2}], \quad (7)$$

где r — относительное обжатие, см. формулу (1). В формуле (7) вместо относительного обжатия r ввели коэффициент вытяжки μ

$$\Delta_{\text{опт}} = 1,89 \left(1 + \sqrt{\frac{1}{\mu}}\right) \sqrt{\frac{f\mu}{\mu-1}}. \quad (8)$$

Также в зарубежной теории волочения известна формула [6] для расчета оптимального критерия

$$\Delta_{\text{опт}} = 4,9 \sqrt{\frac{f}{\ln \mu}}. \quad (9)$$

Формулы (7)–(9) не включают напряженное противонапряжения и параметры кривой

упрочнения материала проволоки (прутка). Однако оптимальный угол волочения $\alpha_{\text{опт}}$ зависит также от напряжения волочения и параметров кривой упрочнения [7–9]. Поэтому необходимы формулы для расчета критерия $\Delta_{\text{опт}}$, учитывающие противонапряжения и форму кривой упрочнения.

Цель работы — определение аналитических зависимостей для расчета критерия $\Delta_{\text{опт}}$ при оптимальном угле волочения $\alpha_{\text{опт}}$, учитывающие также модель упрочнения и напряжение противонапряжения и сравнения значения критерия $\Delta_{\text{опт}}$ по разным формулам его расчета.

Принятые модели упрочнения материала проволоки (прутка). Приняли следующие модели упрочнения, МПа:

$$\sigma_T = 340\mu^{1,37}; \quad (10)$$

$$\sigma_T = 340 + 950(\ln \mu)^{0,37}; \quad (11)$$

$$\sigma_T = 340. \quad (12)$$

Модель упрочнения (11) получена для проволочной заготовки из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т при термической обработке по общепринятому заводскому режиму при производстве проволоки из коррозионно-стойких сталей: охлаждение в воде после выдержки при 1050 °С [10]. Для выяснения формы кривой упрочнения при равном исходном пределе текучести $\sigma_{T0} = 340$ МПа приняты модели упрочнения (10) и (12). Эмпирическая зависимость (12) отражает отсутствие деформационного упрочнения.

На рис. 1 приведены зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки в ин-

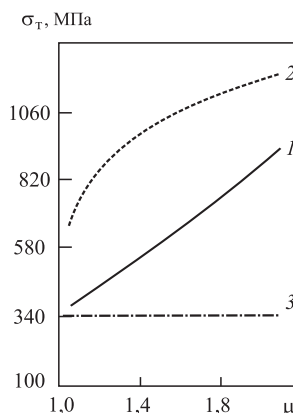


Рис. 1. Зависимости предела текучести σ_T от коэффициента вытяжки μ :
1 — модель упрочнения (10); 2 — (11); 3 — (12)

тервале его изменения 1,05...2,0. При этом интервале изменения коэффициента μ нижняя и верхняя границы изменения единичного обжатия $r(\delta)$ соответственно равны 0,05 и 0,51.

Линия 1 (см. рис. 1) при модели упрочнения (10) отражает почти линейный рост предела текучести от коэффициента вытяжки. Кривая 2 (11) показывает интенсивное упрочнение при малой степени деформации ($\mu < 1,2$). В заданном интервале изменения коэффициента вытяжки предел текучести заметно выше при этой модели упрочнения (11).

Формулы для расчета оптимальных углов волочения $\alpha_{\text{опт}}$ и критерия $\Delta_{\text{опт}}$. В работах [11, 12] предложены при моделях упрочнения (13) и (14) соответствующие формулы (15) и (16) для определения оптимального угла волочения:

$$\sigma_{\text{т.к}} = \sigma_{\text{т0}} \mu^k; \quad (13)$$

$$\sigma_{\text{т.к}} = \sigma_{\text{т0}} + m \varepsilon^n = \sigma_{\text{т0}} + m (\ln \mu)^n; \quad (14)$$

$$\begin{aligned} \text{tg } \alpha_{\text{опт}}^2 &= \frac{3\sqrt{3}}{2} f \frac{\mu^k - 1}{k(\mu^k + 1)} \left(1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{\text{т0}}}\right) = \\ &= \frac{f(\mu^k - 1)(1 - \sigma_q/\sigma_{\text{т0}})}{0,385k(\mu^k + 1)}; \end{aligned} \quad (15)$$

$$\text{tg}^2 \alpha_{\text{опт}} = Af(1 - \sigma_q/\sigma_{\text{т0}})/B, \quad (16)$$

где $A = \sigma_{\text{т0}} \ln \mu + m(\ln \mu)^{n+1}/(n+1)$;

$$B = 2\sqrt{3}\sigma_{\text{т0}}(2 + m(\ln \mu)^n/\sigma_{\text{т0}})/9;$$

$\sigma_{\text{т0}}$, $\sigma_{\text{т.к}}$ — предел текучести соответственно на входе и выходе рабочего конуса волоки; $\varepsilon = \ln \mu$ — степень деформации; k , m , n — коэффициенты упрочнения при моделях упрочнения (13) и (14); σ_q — напряжение противонапряжения.

При отсутствии деформационного упрочнения ($k = m = 0$) из формул (15) и (16) следует уравнение

$$\text{tg } \alpha_{\text{опт}}^2 = \frac{3\sqrt{3}}{4} f \ln \mu \left(1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{\text{т0}}}\right). \quad (17)$$

При модели упрочнения (13) и отсутствии деформационного упрочнения имеем простые аналитические зависимости соответственно

(18) и (19) для расчета оптимального критерия $\Delta_{\text{опт}}$:

$$\begin{aligned} \Delta_{\text{опт}} &= (1 - 1/\mu)^{-1} (1 + \sqrt{1/\mu})^2 \times \\ &\times \sqrt{\frac{f(\mu^k - 1)(1 - \sigma_q/\sigma_{\text{т0}})}{0,385k(\mu^k + 1)}}; \end{aligned} \quad (18)$$

$$\begin{aligned} \Delta_{\text{опт}} &= (1 - 1/\mu)^{-1} (1 + \sqrt{1/\mu})^2 \times \\ &\times \sqrt{\frac{3\sqrt{3}}{4} f \ln \mu \left(1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{\text{т0}}}\right)}. \end{aligned} \quad (19)$$

Формулы (18) и (19) получены при принятии приближенного равенства $\alpha \approx \text{tg } \alpha$. При модели упрочнения (14) оптимальный критерий $\Delta_{\text{опт}}$ рассчитывают по формуле (1), в которой угол волочения определяется зависимостью (16).

Результаты расчетов и их анализ. В работах [7—9] показано влияние различных безразмерных критериев на напряжение волочения и запас прочности проволоки. Рассмотрим критерии Φ_1 и Φ_2 , характеризующие деформированное состояние:

$$\Phi_1 = \text{tg } \alpha / \ln \mu; \quad (20)$$

$$\Phi_2 = \ln \mu / \text{tg } \alpha. \quad (21)$$

При волочении показатель $\text{tg } \alpha$ отражает среднюю по сечению проволоки деформацию сдвига [13]. Показатель $\ln \mu$ определяет деформацию формоизменения [1—3, 14—17]. Таким образом, критерии Φ_1 и Φ_2 представляют отношения приближенных значений для деформации сдвига и деформации формоизменения.

При расчетах напряжения волочения и других показателей иногда принимают приближенное равенство $\text{tg } \alpha = \alpha$. Приближенными аналогами показателей Φ_1 и Φ_2 являются показатели соответственно:

$$\chi_1 = \alpha / \ln \mu; \quad (22)$$

$$\chi_2 = \ln \mu / \alpha. \quad (23)$$

Правомерность принятия равенства $\text{tg } \alpha = \alpha$ при расчете критериев χ_1 и χ_2 оценим из сравнения значений соответствующих критериев Φ_1 и χ_1 , Φ_2 и χ_2 .

В табл. 1 приведены значения критериев Δ , Δ^* , Φ_1 , Φ_2 , χ_1 , χ_2 при восьми значениях относи-

1. Расчетные показатели в зависимости от относительного обжатия r и коэффициента вытяжки μ при различных углах волочения α

$\alpha, ^\circ$	$r (\mu)$	Δ	Δ^*	Φ_1	Φ_2	χ_1	Δ/χ_1	Δ/Φ_1	χ_2	Φ_2/Δ^*
4	0,05 (1,05)	5,44	0,18	1,36	0,73	1,36	4,00	3,99	0,73	3,99
	0,10 (1,11)	2,65	0,38	0,66	1,51	0,66			1,51	
	0,15 (1,18)	1,72	0,58	0,43	2,32	0,43			2,33	
	0,20 (1,25)	1,25	0,80	0,31	3,19	0,31	4,01	4,00	3,23	4,00
	0,25 (1,33)	0,97	1,03	0,24	4,11	0,24			4,17	
	0,30 (1,43)	0,78	1,28	0,20	5,10	0,20	4,01	4,01	5,00	4,02
	0,40 (1,67)	0,55	1,82	0,14	7,30	0,14	4,02	4,01	7,14	4,02
	0,60 (2,50)	0,31	3,23	0,08	13,10	0,08	4,07	4,06	12,50	4,06
9	0,05 (1,05)	12,25	0,08	3,09	0,32	3,06	4,00	3,97	0,33	3,95
	0,10 (1,11)	5,96	0,17	1,50	0,66	1,49			0,67	3,96
	0,15 (1,18)	3,87	0,26	0,97	1,03	0,96			1,03	
	0,20 (1,25)	2,82	0,35	0,71	1,41	0,70			1,43	3,97
	0,25 (1,33)	2,19	0,46	0,55	1,82	0,55	1,82			
	0,30 (1,43)	1,77	0,57	0,44	2,25	0,44	4,01	3,98	2,27	3,98
	0,40 (1,67)	1,24	0,81	0,31	3,22	0,31	4,02	3,99	3,23	3,99
	0,60 (2,50)	0,70	1,43	0,17	5,78	0,17	4,07	4,04	5,88	4,04

тельного обжатия r и коэффициента вытяжки μ и значениях угла волочения $\alpha = 4$ и 9° . Также даны значения для отношений критериев Δ/χ_1 , Δ/Φ_1 и Φ_2/Δ^* .

С ростом степени деформации интенсивно уменьшаются значения показателей Δ , Φ_1 и χ_1 при малых степенях деформации $r = 0,05...0,20$ ($\mu = 1,05...1,25$). При этом значительно повышаются показатели Δ^* , Φ_2 и χ_2 . Значения отношений Δ/Φ_1 , Φ_2/Δ^* , Δ/χ_1 и χ_2/Δ^* для критериев формы очага деформации (Δ и Δ^*) и деформированного состояния (Φ_1 , Φ_2 , χ_1 , χ_2) близки к 4. Значения Δ/Φ_1 несколько меньше Δ/χ_1 , так как $\text{tg}\alpha > \alpha$. Разница значений для показателей отношений Φ_1 и χ_1 меньше разницы между значениями Φ_2 и χ_2 . Показатели деформированного состояния Φ_2 и χ_2 увеличиваются с ростом деформации. По данным табл. 1 следует одинаковый характер влияния значений угла волочения и степени деформации, например, на критерии Δ и Φ_1 .

Данные табл. 1 дают основание для вывода приближенных равенств:

$$\Phi_1 = \Delta/4; \quad (24)$$

$$\Phi_2 = 4\Delta^*; \quad (25)$$

$$\chi_1 = \Delta/4; \quad (26)$$

$$\chi_2 = 4\Delta^*. \quad (27)$$

Так как критерии Δ и Δ^* определяют форму очага деформации, а показатели Φ_1 , Φ_2 и χ_1 , χ_2 — отношения для значений сдвиговой и однородной деформаций, то из равенств (24)—(27) следует прямая зависимость критериев деформированного состояния от формы очага деформации.

В табл. 2 и 3 приведены значения оптимального угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$ и критериев $\Delta_{\text{опт}}$ и $\Phi_{\text{опт}}$ при $\alpha_{\text{опт}}$ и принятых моделях упрочнения (10)—(12). Расчеты показателей выполнены при различных значениях коэффициента вытяжки и коэффициента трения. Данные табл. 2 рассчитаны при отсутствии противонапряжения, а табл. 3 — при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 85$ МПа ($\sigma_q = 0,25 \sigma_{T0}$)

Данные табл. 2 и 3 подтверждают известные положения об оптимальном угле волочения $\alpha_{\text{опт}}$: с повышением коэффициентов вытяжки μ

2. Оптимальные значения угла волочения α , критериев $\Delta_1, \Delta_2, \Delta_3$ и $\Phi_{11}, \Phi_{12}, \Phi_{13}$ при отсутствии противонапряжения и различных моделях упрочнения и значениях коэффициентов трения f и вытяжки μ

f	μ	$\alpha_1, ^\circ$	$\alpha_2, ^\circ$	$\alpha_3, ^\circ$	Δ_1	Δ_2	Δ_3	Φ_{11}	Φ_{12}	Φ_{13}
0,025	1,15	3,85	4,19	3,85	1,92	2,10	1,93	0,48	0,52	0,48
	1,25	4,85	5,34	4,87	1,54	1,67	1,52	0,38	0,42	0,38
	1,50	6,46	7,22	6,55	1,12	1,25	1,13	0,28	0,31	0,28
0,05	1,15	5,43	5,92	5,44	2,71	2,96	2,72	0,68	0,74	0,68
	1,25	6,84	7,53	6,86	2,14	2,36	2,15	0,54	0,59	0,54
	1,50	9,10	10,20	9,22	1,57	1,76	1,61	0,39	0,44	0,40
0,10	1,15	7,66	8,34	7,67	3,83	4,17	3,83	0,96	1,05	0,96
	1,25	9,62	10,58	9,66	3,01	3,31	3,03	0,76	0,84	0,76
	1,50	12,77	14,28	12,93	2,21	2,47	2,23	0,56	0,63	0,57
0,15	1,15	9,36	10,18	9,37	4,67	5,09	4,68	1,18	1,28	1,18
	1,25	11,73	12,89	11,78	3,67	4,04	3,69	0,93	1,03	0,93
	1,50	15,51	17,31	15,70	2,68	2,99	2,78	0,68	0,77	0,69

Примечание. Значения показателей $\alpha_1, \Delta_1, \Phi_{11}$ приведены для модели упрочнения (10); показателей $\alpha_2, \Delta_2, \Phi_{12}$ — для модели (11); показателей $\alpha_3, \Delta_3, \Phi_{13}$ — для модели (12).

3. Оптимальные значения угла волочения α , критериев $\Delta_1, \Delta_2, \Delta_3$ и $\Phi_{11}, \Phi_{12}, \Phi_{13}$ при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 85$ МПа ($\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$) и различных моделях упрочнения и значениях коэффициентов трения f и вытяжки μ

f	μ	$\alpha_1, ^\circ$	$\alpha_2, ^\circ$	$\alpha_3, ^\circ$	Δ_1	Δ_2	Δ_3	Φ_{11}	Φ_{12}	Φ_{13}
0,025	1,15	3,33	3,63	3,34	1,67	1,82	1,67	0,42	0,45	0,42
	1,25	4,20	4,63	4,22	1,31	1,45	1,32	0,33	0,36	0,33
	1,50	5,60	6,29	5,67	0,97	1,09	0,98	0,24	0,27	0,24
0,10	1,15	6,64	7,24	6,66	3,32	3,62	3,33	0,83	0,91	0,83
	1,25	8,35	9,19	8,39	2,62	2,88	2,63	0,66	0,72	0,66
	1,50	11,10	12,43	11,24	1,92	2,15	1,94	0,48	0,54	0,49

Примечание. Значения показателей $\alpha_1, \Delta_1, \Phi_{11}$ приведены для модели упрочнения (10); показателей $\alpha_2, \Delta_2, \Phi_{12}$ — для модели (11); показателей $\alpha_3, \Delta_3, \Phi_{13}$ — для модели (12).

и трения f и уменьшением напряжения противонапряжения σ_q увеличивается угол $\alpha_{\text{опт}}$. Оптимальные значения критериев $\Delta_{\text{опт}}$ и $\Phi_{\text{опт}}$ снижаются с ростом коэффициента вытяжки и напряжения противонапряжения и повышаются при увеличении коэффициента трения.

Для стали 12X18H10T (11) больше значения для угла $\alpha_{\text{опт}}$, критериев $\Delta_{\text{опт}}$ и $\Phi_{\text{опт}}$ (в табл. 2 и 3 обозначены как $\alpha_2, \Delta_2, \Phi_{12}$). Для этой модели (11) при отсутствии противонапряжения

угол $\alpha_{\text{опт}}$ и критерий $\Delta_{\text{опт}}$ при коэффициентах вытяжки $\mu = 1,25$ и трения $f = 0,05$ соответственно равны $7,53^\circ$ и $2,36$, а при коэффициентах $f = 0,15$ и $\mu = 1,25$ расчетные показатели равны $\alpha_{\text{опт}} = 12,89^\circ$ и $\Delta_{\text{опт}} = 4,04$ (см. табл. 2). При коэффициентах $f = 0,15$ и $\mu = 1,5$ и отсутствии противонапряжения имеем $\alpha_{\text{опт}} = 17,31^\circ$ и $\Delta_{\text{опт}} = 2,99$. Сравнение данных табл. 2 и 3, например, при коэффициенте трения 0,10 показывает уменьшение значений $\alpha_{\text{опт}}$ и $\Delta_{\text{опт}}$

от действия противонапряжения. Таким образом, оптимальный критерий $\Delta_{\text{опт}}$ зависит от параметров деформации и модели упрочнения.

При оптимальном угле $\alpha_{\text{опт}}$ отношение критериев также близко к 4. Например, при модели упрочнения (10), отсутствии противонапряжения, коэффициентах вытяжки $\mu = 1,15$ и трения $f = 0,025$ имеем: $\alpha_{\text{опт}} = 3,85^\circ$; $\Delta_1 = 1,92$ и $\Phi_1 = 0,48$ (см. табл. 2). В этом случае отношение критериев $\Delta_1/\Phi_1 = 4$. При напряжении противонапряжения $\sigma_q = 85$ МПа и тех же значениях коэффициентов вытяжки и трения для модели упрочнения (10) следующие показатели: $\alpha_{\text{опт}} = 3,33^\circ$; $\Delta_1 = 1,67$; $\Phi_1 = 0,42$ (см. табл. 3). При этих показателях $\Delta_1/\Phi_1 \approx 3,98$.

На рис. 2, а, б приведены зависимости оптимального критерия $\Delta_{\text{опт}}$ от коэффициента вытяжки μ , построенные на основе формул (8) и (9) зарубежных исследователей и предложенного уравнения (19), при коэффициентах трения 0,05 (а) и 0,15 (б) и отсутствии противонапряжения. На рис. 2, в дана оценка степени расхождения, %, значений критерия $\Delta_{\text{опт}}$ по разным формулам при коэффициенте трения 0,05:

$$\delta_{\Phi_1} = \frac{100(\Delta_{\text{опт}}(19) - \Delta_{\text{опт}}(8))}{\Delta_{\text{опт}}(19)}; \quad (28)$$

$$\delta_{\Phi_2} = \frac{100(\Delta_{\text{опт}}(19) - \Delta_{\text{опт}}(9))}{\Delta_{\text{опт}}(19)}, \quad (29)$$

где $\Delta_{\text{опт}}(8)$, $\Delta_{\text{опт}}(9)$, $\Delta_{\text{опт}}(19)$ — оптимальные значения критерия по формулам (8), (9) и (19) соответственно.

Зависимости на рис. 2, г определяют расхождение значений критерия $\Delta_{\text{опт}}$ по предложенным формулам при принятых моделях упрочнения (10)–(12) и коэффициенте трения 0,05:

$$\delta_{M1} = \frac{100(\Delta_{\text{опт}}(11) - \Delta_{\text{опт}}(10))}{\Delta_{\text{опт}}(11)}; \quad (30)$$

$$\delta_{M2} = \frac{100(\Delta_{\text{опт}}(11) - \Delta_{\text{опт}}(12))}{\Delta_{\text{опт}}(11)}, \quad (31)$$

где $\Delta_{\text{опт}}(10)$, $\Delta_{\text{опт}}(11)$, $\Delta_{\text{опт}}(12)$ — оптимальный критерий при моделях упрочнения (10), (11) и (12) соответственно.

Поскольку формулы (8) и (9) зарубежных исследователей не включают в себя напряжение противонапряжения σ_q , то степень влияния σ_q на критерий $\Delta_{\text{опт}}$ оценили с использова-

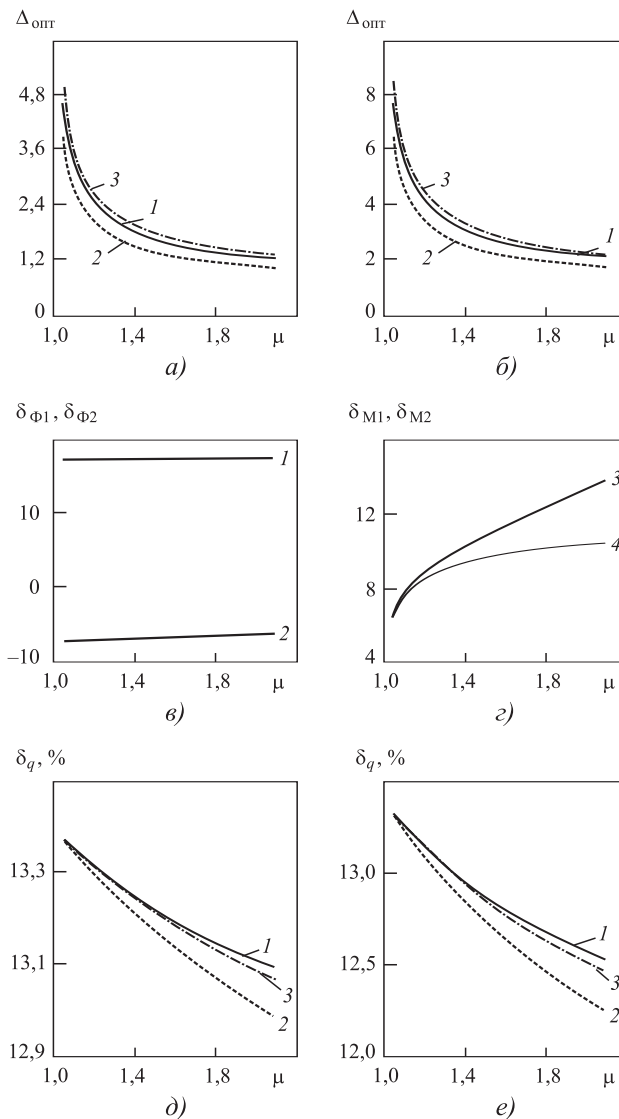


Рис. 2. Оптимальный критерий $\Delta_{\text{опт}}$ и разница δ значений критерия в зависимости от коэффициента вытяжки μ :

а, в, г, д — $f = 0,05$; б, е — $f = 0,15$; а, б: 1 — расчет по формуле (19); 2 — (8); 3 — (9); в: 1 — разница δ_{Φ_1} по формуле (28); 2 — разница δ_{Φ_2} по формуле (29); г: 3 — разница δ_{M1} по формуле (30); 4 — разница δ_{M2} по формуле (31); д, е: 1 — модель упрочнения (10); 2 — (11); 3 — (12) для показателя δ_q (32)

нием только предложенных соответствующих формул при принятых моделях упрочнения

$$\delta_q = \frac{100(\Delta_{\text{опт}}(\sigma_q = 0) - \Delta_{\text{опт}}(\sigma_q))}{\Delta_{\text{опт}}(\sigma_q = 0)}, \quad (32)$$

где $\Delta_{\text{опт}}(\sigma_q = 0)$, $\Delta_{\text{опт}}(\sigma_q)$ — оптимальный критерий соответственно при отсутствии противонапряжения и напряжении противонапряжения $\sigma_q = 85$ МПа при моделях упрочнения (10)–(12). Показатель δ_q определяли при коэффи-

циентах трения 0,05 и 0,15 (см. рис. 2, *д*, *е* соответственно).

Характер расположения линий 1–3, построенных на основе формул (8), (9) и (19), одинаковый: эти линии снижаются с повышением коэффициента вытяжки (см. рис. 2, *а*, *б*). При этом критерий $\Delta_{\text{опт}}$ увеличился при росте коэффициента трения от 0,05 (*а*) до 0,15 (*б*). При расчете по формуле (8) критерий $\Delta_{\text{опт}}$ меньше, чем по предложенной формуле (19), что следует из сравнения расположения линий 1 и 2 на рис. 2, *а*, *б*. Формула (9) определяет кривую 3, которая выше линий 1 и 2. Значения критерия $\Delta_{\text{опт}}$ по формулам (8) и (19) различаются в большей степени, чем значения $\Delta_{\text{опт}}$ по формулам (9) и (19), что показывают линии 1 и 2 на рис. 2, *в*. Разница $\delta_{\Phi 1}$ по формуле (28) несущественно повышается с ростом коэффициента вытяжки (линия 1). Линия 2, наоборот, указывает на уменьшение показателя $\delta_{\Phi 2}$ (29).

Различие значений критерия $\Delta_{\text{опт}}$ при моделях упрочнения (10)–(12) усиливается с увеличением коэффициента вытяжки (см. рис. 2, *з*).

Разница δ_{M1} (линия 3) по формуле (30) больше, чем аналогичная разница δ_{M2} по формуле (31), особенно при повышенной степени деформации ($\mu > 1,6$).

Степень влияния напряжения противонапряжения на критерий $\Delta_{\text{опт}}$ несколько больше при коэффициенте трения $f = 0,05$ (см. рис. 2, *д*), чем при $f = 0,15$ (см. рис. 2, *е*). При этом показатель δ_q (32) незначительно зависит от модели упрочнения. Величина δ_q при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0} = 85$ МПа на рис. 2, *д*, *е* указывает на необходимость учета напряжения противонапряжения при расчете критерия $\Delta_{\text{опт}}$.

На рис. 3, *а–в* приведены зависимости от коэффициента трения для критерия $\Delta_{\text{опт}}$ по формулам (8), (9) и (19) и для расхождений $\delta_{\Phi 1}$ и $\delta_{\Phi 2}$ (*з–е*) значений $\Delta_{\text{опт}}$ по формулам (28) и (29) соответственно при различных коэффициентах вытяжки. Коэффициент трения составлял 0...0,52.

Кривые для критерия $\Delta_{\text{опт}}$ повышаются с ростом коэффициента трения и снижением коэф-

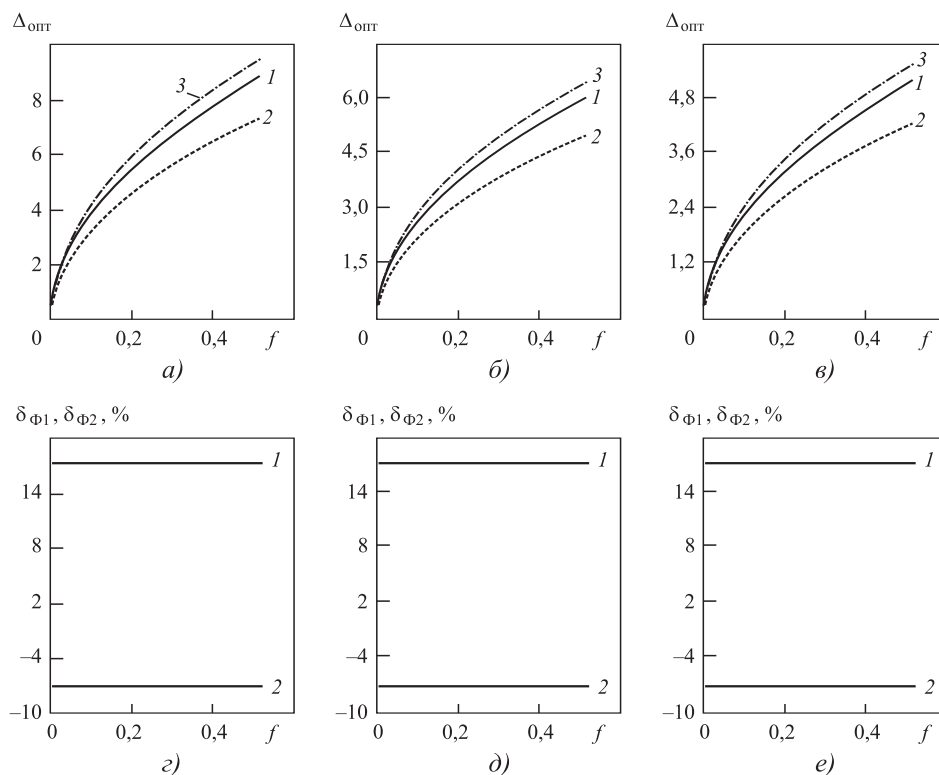


Рис. 3. Оптимальный критерий $\Delta_{\text{опт}}$ при расчете по различным формулам (*а–в*) и расхождения $\delta_{\Phi 1}$ и $\delta_{\Phi 2}$ (*з–е*) значений $\Delta_{\text{опт}}$ в зависимости от коэффициента трения f : *а*, *з* – $\mu = 1,15$; *б*, *д* – $\mu = 1,35$; *в*, *е* – $\mu = 1,50$; *а–в*: 1 – расчет по формуле (19); 2 – (8); 3 – (9); *з–е*: 1 – разница $\delta_{\Phi 1}$ по формуле (28); 2 – разница $\delta_{\Phi 2}$ по формуле (29)

фициента вытяжки. Кривая 1, рассчитанная по предложенной формуле (19), выше кривой 2 по формуле (8) и ниже кривой 3 по формуле (9). Расхождение значений критерия $\Delta_{\text{опт}}$ больше по формулам (8) и (19), что показывает линия 1 для $\delta_{\Phi 1}$ на рис. 3, *г–е*. Расхождение $\delta_{\Phi 2}$ (29) отрицательное и меньше по абсолютной величине расхождения $\delta_{\Phi 1}$ (линия 2). Линии 1 и 2 параллельны оси абсцисс и имеют соответствующие ординаты: 17,10 и -7,44 при коэффициенте вытяжки $\mu = 1,15$ (*г*); 17,16 и -7,29 при $\mu = 1,35$ (*д*); 17,23 и -7,11 при $\mu = 1,50$ (*е*).

По предложенным формулам построены зависимости для оптимального значения критерия $\Delta_{\text{опт}}$ от коэффициента трения при моделях упрочнения (10)–(12) и коэффициентах вытяжки 1,15; 1,35 и 1,50 (рис. 4). Противонапряжение отсутствует (кривые 1–3) и на-

пряжение противонапряжения $\sigma_q = 85$ МПа (кривые 4–6).

Кривые для критерия $\Delta_{\text{опт}}$ повышаются с ростом коэффициента трения (см. рис. 4). При отсутствии противонапряжения кривые 1–3 выше кривых 4–6 при действии напряжения противонапряжения 85 МПа. При отсутствии противонапряжения выше кривая 3 при модели упрочнения (12) и ниже кривая 2 при модели (11). При действии противонапряжения кривые 4 и 6 при моделях упрочнения (10) и (12) соответственно почти полностью совпали и находятся ниже кривой 5.

Влияние модели упрочнения на расхождение δ_M значений критерия $\Delta_{\text{опт}}$ оценивали по формулам (30) и (31). Расхождение δ_M (рис. 5) вычисляли в зависимости от коэффициента трения при коэффициентах вытяжки 1,15 (*а*), 1,35 (*б*) и 1,50 (*в*).

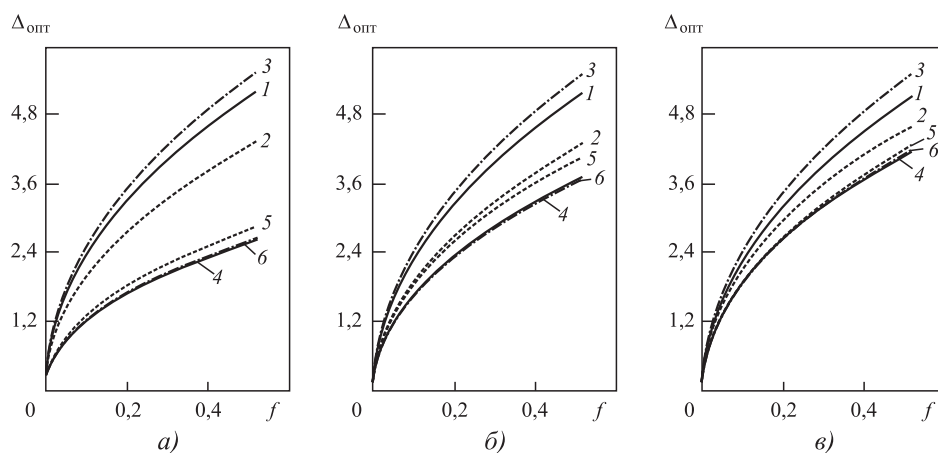


Рис. 4. Оптимальный критерий $\Delta_{\text{опт}}$ в зависимости от коэффициента трения f :
а — $\mu = 1,15$; *б* — $\mu = 1,35$; *в* — $\mu = 1,50$; 1–3 — $\sigma_q = 0$; 4–6 — $\sigma_q = 85$ МПа; 1, 4 — модель упрочнения (10); 2, 5 — (11); 3, 6 — (12)

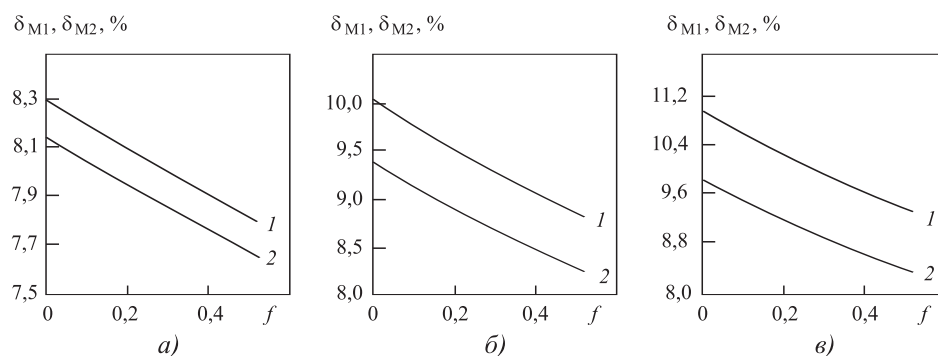


Рис. 5. Расхождение δ_M по формулам (30) и (31) в зависимости от коэффициента трения f :
а — $\mu = 1,15$; *б* — $\mu = 1,35$; *в* — $\mu = 1,50$; 1 — δ_{M1} (30); 2 — δ_{M2} (31)

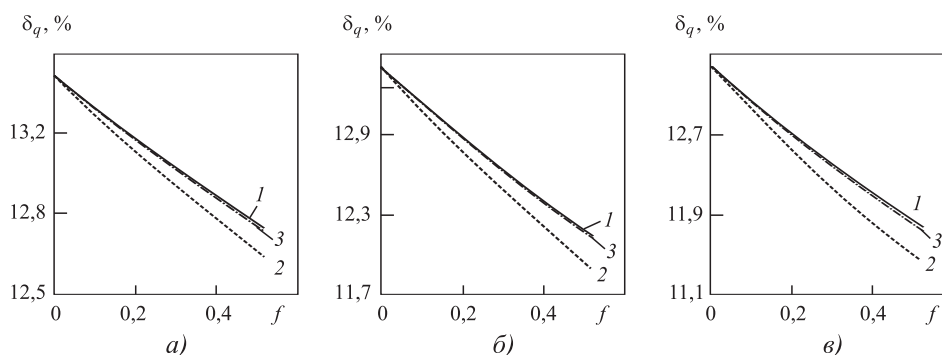


Рис. 6. Степень уменьшения δ_q (32) критерия $\Delta_{\text{опт}}$ от действия противонапряжения в зависимости от коэффициента трения f :

$a - \mu = 1,15$; $b - \mu = 1,35$; $v - \mu = 1,50$; 1 — модель упрочнения (10); 2 — (11); 3 — (12)

Расхождения δ_{M1} и δ_{M2} по формулам (30) и (31) соответственно уменьшаются с увеличением коэффициента трения (см. рис. 5). Расхождение δ_{M1} (линия 1) несколько больше расхождения δ_{M2} (линия 2). При малых значениях коэффициента трения ($f < 0,05$) значения δ_{M1} и δ_{M2} заметно больше при коэффициенте вытяжки 1,50 (см. рис. 5, в). Расхождение значений δ_{M1} не более 11 %, что указывает на незначительное влияние модели упрочнения на критерий $\Delta_{\text{опт}}$. Это согласуется с данными рис. 2, г.

По формуле (32) оценивали степень уменьшения критерия $\Delta_{\text{опт}}$ от действия противонапряжения в зависимости от коэффициента трения при принятых моделях упрочнения (10)—(12) и коэффициенте вытяжки 1,15; 1,35 и 1,50 (рис. 6).

Показатель δ_q (32) уменьшается с ростом коэффициентов трения и вытяжки (см. рис. 6). При коэффициенте вытяжки 1,15 (см. рис. 6, а) и увеличении коэффициента трения от 0 до 0,52 величина δ_q уменьшилась менее 1 %. Повышение коэффициента вытяжки от 1,15 (а) до 1,50 (в) вызвало уменьшение показателя δ_q на 1...1,5 % при значительных значениях коэффициента трения ($f > 0,5$). Величина δ_q меньше для модели упрочнения (11), что показывает линия 2. При коэффициенте вытяжки 1,15 (см. рис. 6, а) линии 1 и 3 почти полностью совпали. При коэффициенте $\mu = 1,50$ (в) линия 1 несколько выше линии 3.

Представленные зависимости на рис. 2—6 показывают существенное влияние коэффициента трения на показатели деформации, что согласуется с данными работ [1, 3, 16—19].

Критерий Δ не должен превышать 3 [20], чтобы уменьшить вероятность образования в центральных слоях проволоки (прутка) пор и разрывов. Например, при коэффициентах трения 0,05 и вытяжки 1,25, отсутствии противонапряжения, модели упрочнения (12) и оптимальном угле волочения $\alpha_{\text{опт}} = 6,86^\circ$ критерий $\Delta_{\text{опт}} = 2,15$ (см. табл. 2). При этом же значении коэффициента вытяжки (1,25) и значениях угла волочения $\alpha = 4$ и 9° критерий Δ равен 1,25 и 2,82 соответственно (см. табл. 1), т.е. при оптимальном угле $6,86^\circ$ и его значениях 4 и 9° критерий меньше 3. В работе [20] отмечено, что $\Delta = 1,5$ характерно при промышленном производстве проволоки. При этом не указаны степень деформации в проходе волочения, материал проволоки, запас прочности и температура волочения. Однако значение 1,5 критерия Δ существенно не отличается от вычисленных его значений 2,15; 1,25 и 2,82.

Коэффициент вытяжки при оптимальных значениях 2 и 3 критерия $\Delta_{\text{опт}}$, коэффициентах трения 0,05 и 0,15 определяли по формулам (8), (9) и (19). Значения коэффициентов $\mu_{\text{опт1}}$, $\mu_{\text{опт2}}$ и $\mu_{\text{опт3}}$ при расчете по формулам (19), (8) и (9) соответственно приведены в табл. 4. При расчете коэффициента вытяжки $\mu_{\text{опт1}}$ по предложенной формуле (19) использовали оптимальный угол волочения $\alpha_{\text{опт1}}$ (17), который также включен в табл. 4. Также в табл. 4 даны значения для показателей δ_{max} и δ_{min} , %:

$$\delta_{\text{max}} = \frac{100(\mu_{\text{опт3}} - \mu_{\text{опт2}})}{\mu_{\text{опт3}}}; \quad (33)$$

4. Коэффициенты вытяжки $\mu_{\text{опт1}}$, $\mu_{\text{опт2}}$ и $\mu_{\text{опт3}}$, вычисленные по формулам (19), (8) и (9) соответственно, и степень их различия δ_{max} (33), δ_{min} (34) при различных значениях коэффициента трения f и критерия $\Delta_{\text{опт}}$

f	$\Delta_{\text{опт}}$	$\mu_{\text{опт1}}$	$\alpha_{\text{опт1}}, ^\circ$	$\mu_{\text{опт2}}$	$\mu_{\text{опт3}}$	δ_{max}	δ_{min}
						%	
0,05	2	1,30	7,4	1,20	1,35	11,1	3,7
	3	1,12	4,9	1,08	1,14	5,3	1,7
0,15	2	2,23	21,6	1,71	2,46	30,5	9,3
	3	1,42	14,6	1,27	1,49	14,8	4,7

$$\delta_{\text{min}} = \frac{100(\mu_{\text{опт3}} - \mu_{\text{опт1}})}{\mu_{\text{опт3}}} \quad (34)$$

Показатели δ_{max} (33) и δ_{min} (34) оценивают соответственно максимальное и минимальное расхождение значений коэффициента вытяжки при расчете по формулам (8), (9) и (19).

Коэффициент вытяжки $\mu_{\text{опт}}$ должен быть не менее $\mu_{\text{опт1}}$, $\mu_{\text{опт2}}$ и $\mu_{\text{опт3}}$, чтобы критерий $\Delta_{\text{опт}}$ был меньше 2 или 3. Оптимальный коэффициент вытяжки $\mu_{\text{опт3}}$ больше и равен 2,46 при коэффициенте трения 0,15, критерии $\Delta_{\text{опт}} = 2$ и расчете с использованием формулы (9). Существенно отличаются значения показателей δ_{max} и δ_{min} ($\delta_{\text{max}} > \delta_{\text{min}}$ почти в 3 раза). Максимальный показатель δ_{max} равен 30,5 % при коэффициенте трения 0,15 и $\Delta_{\text{опт}} = 2$.

При значениях угла волочения $\alpha = 6, 9$ и 12° вычисляли коэффициент вытяжки, который обеспечивает значения 1, 2, 3 и 4 критерия Δ . Результаты расчета приведены в табл. 5.

Коэффициент вытяжки снижается с ростом критерия Δ и уменьшением угла волочения α . При большом угле волочения $\alpha = 12^\circ$ необходима более высокая степень деформации

5. Коэффициент вытяжки для обеспечения различных значений критерия Δ при углах волочения $\alpha = 6, 9$ и 12°

Δ	$\alpha, ^\circ$		
	6	9	12
1	1,52	1,88	2,34
2	1,23	1,37	1,52
3	1,15	1,23	1,32
4	1,11	1,17	1,23

в проходе волочения ($\mu > 2,34$) для обеспечения неравенства $\Delta < 1$ (см. табл. 5). При $\alpha = 6^\circ$ неравенство $\Delta < 4$ выполняется при коэффициенте вытяжки $\mu > 1,11$ (см. табл. 5).

Закключение. Предложены зависимости (5) и (6) для связи параметров, показателей деформации и критерия Δ формы очага деформации круглого сплошного профиля при коническом канале волокни. Для расчета оптимального дельта-критерия предложены формулы (18) и (19). Оптимальный дельта-критерий зависит от параметров деформации и модели упрочнения. Для оценки деформированного состояния протягиваемого материала предложено использовать критерии $\Phi_1, \Phi_2, \chi_1, \chi_2$ (20)–(23). Относительная длина очага деформации Δ^* (2) определена на основе критерия Δ . Предложены приближенные равенства (24)–(27), отражающие связь критериев очага деформации Δ и Δ^* с показателями деформированного состояния $\Phi_1, \Phi_2, \chi_1, \chi_2$. Приведены значения критериев очага деформации и деформированного состояния при углах волочения $\alpha = 4$ и 9° (см. табл. 1) и оптимальном угле волочения $\alpha_{\text{опт}}$ (см. табл. 2 и 3). Значения отношений $\Delta/\Phi_1, \Phi_2/\Delta^*, \Delta/\chi_1$ и χ_2/Δ^* для критериев формы очага деформации (Δ и Δ^*) и деформированного состояния ($\Phi_1, \Phi_2, \chi_1, \chi_2$) близки к 4.

По формулам (8) и (9) зарубежных исследователей и предложенной формуле (19) определены оптимальные значения критерия $\Delta_{\text{опт}}$ в зависимости от коэффициентов вытяжки (см. рис. 2, а, б) и трения (см. рис. 3, а–в). Показаны близкие значения критерия $\Delta_{\text{опт}}$ по разным формулам (см. рис. 2, в, рис. 3, г–е).

Кривые рис. 2, г и рис. 5, построенные на основе предложенных формул, показывают наличие зависимости оптимального критерия $\Delta_{\text{опт}}$ от модели упрочнения. Модель упрочнения в меньшей степени влияет на оптимальный дельта-критерий, чем коэффициенты вытяжки и трения и напряжение противонапряжения. При напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0} = 85$ МПа показатель δ_q (32), характеризующий степень уменьшения критерия $\Delta_{\text{опт}}$, снижается на 11,5...12,4 % в зависимости от значений коэффициентов вытяжки и трения (см. рис. 2, д, е и рис. 6). При этом (действии напряжения противонапряжения) наблюдается незначительное уменьшение показателя δ_q (не более 2 %) от увеличения коэффициентов вытяжки и трения. Определены оптимальные

значения коэффициента вытяжки $\mu_{\text{опт}}$, с увеличением которых критерий $\Delta_{\text{опт}}$ становится меньше его значений 1, 2, 3 и 4 (см. табл. 4). При углах волочения $\alpha = 6, 9$ и 12° и критерии $\Delta = 1, 2, 3$ и 4 определен коэффициент вытяжки (см. табл. 5).

Вычисленные значения критерия Δ при коэффициенте вытяжки 1,25 и значениях угла волочения 4, 6,86 и 9° равны 1,25; 2,15 и 2,82 соответственно, т.е. меньше значения 3, которое рекомендовано не превышать при производстве проволоки [20]. Учет характера связи для критериев формы очага деформации и деформированного состояния способствует рациональному выбору режимов волочения [1–3, 14–18].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Губкин С.И.** Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960, 306 с.
2. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.
3. **Тарнавский А.Л.** Эффективность волочения с противонапряжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.
4. **Бэкоффен В.** Процессы деформации. Пер. с англ. В.С. Берковского, Ф.И. Рузанова. М.: Металлургия, 1977. 288 с.
5. **Wright R.N.** Wire Technology: Process Engineering and Metallurgy. 2011. 320 p.
6. **Hosford W.F., Caddell R.M.** Metal Forming: Mechanics and Metallurgy. Cambridge University Press, 2007. 312 p.
7. **Гурьянов Г.Н.** Критерии для оценки формы очага и неоднородности деформации при волочении сплошного круглого профиля // Механическое оборудование металлургических заводов: Междунар. сб. науч. тр. / под ред. А.Г. Корчунова. Вып. 2. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. С. 86–96.
8. **Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** Оценка параметров волочения круглого сплошного профиля по критериям формы очага пластической деформации // Сталь. 2015. № 6. С. 48–54.
9. **Гурьянов Г.Н.** Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от критериев формы

очага деформации при разных моделях упрочнения проволоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 11. С. 22–35.

10. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.

11. **Гурьянов Г.Н.** Методы определения коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 8. С. 60–68.

12. **Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В.** Оценка прироста осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волокна при разных параметрах и моделях упрочнения проволоки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14. № 9. С. 387–399.

13. **Колмогоров В.Л.** Напряжения, деформация, разрушение. М.: Металлургия, 1970. 229 с.

14. **Гурьянов Г.Н.** Оценка эффективности формоизменения проволоки в проходе волочения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. № 1. С. 19–24.

15. **Гурьянов Г.Н.** Показатели напряженного состояния и запаса прочности в рабочем конусе и калибрующем пояске волокна в зависимости от параметров деформации и моделей упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2016. № 4. С. 26–37.

16. **Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В.** Характер взаимосвязи между расчетными показателями деформации при разных моделях упрочнения материала проволоки // Технология металлов. 2019. № 1. С. 34–46.

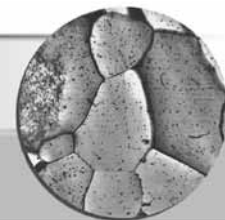
17. **Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** Расчет осевого напряжения для формоизменения проволоки и преодоления силы трения // Сталь. 2015. № 4. С. 48–54.

18. **Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В.** Влияние контактного трения на напряженное состояние и допустимое напряжение противонапряжения при волочении проволоки // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2018. № 1. С. 5–14.

19. **Гурьянов Г.Н., Калугина О.Б.** Повышение стабильности напряженного состояния проволоки от действия противонапряжения при непостоянном коэффициенте трения // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 4. С. 315–323.

20. **Wright R.N.** Workability in Extrusion and Wire Drawing, in Workability Testing Techniques / ed. G.E. Dieter. Materials Park. Ohio: ASM International, 1984. 255 p.

*Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,
ggnbelorhome@rambler.ru*



УДК 669

DOI: 10.36652/1684-1107-2020-18-6-278-282

А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Д. Рыбаков, С.В. Шигин
(Самарский государственный технический университет)

Получение легированного композиционного материала Al—Cu—Mn—TiC с повышенными триботехническими свойствами*

Приведены результаты исследования трибологических характеристик алюмоматричного композиционного материала Al—5 % Cu—2 % Mn—10 % TiC, полученного с применением метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Показано, что в сравнении с техническим алюминием и сплавом-основой, композиционный материал, упрочненный нано- и ультрадисперсными частицами карбида титана, характеризуется существенно меньшими показателями коэффициента трения, износа и температуры разогрева.

Ключевые слова: алюминий; самораспространяющийся высокотемпературный синтез; композиционный материал; карбид титана; трение; износ.

The results of tribological characteristics of alumomatrix composite material Al—5 % Cu—2 % Mn—10 % TiC obtained by the self-propagating high-temperature synthesis method are presented. It is shown that in comparison with technical aluminum and matrix alloy, significantly lower indicators of the coefficient of friction, wear and heating temperature characterize composite material, reinforced with nano- and ultrafine particles of titanium carbide.

Keywords: aluminum; self-propagating high-temperature synthesis; composite material; titanium carbide; friction; wear.

В современных условиях требования к узлам трения, составляющим основу любых механизмов, существенно ужесточаются. Несмотря на большое количество разработанных триботехнических материалов — латуни, оловянные и безоловянные бронзы, свинцовые и оловянные баббиты и др. — зачастую они не выдерживают длительных и значительных нагрузок, а также не отличаются долговечностью при повышенных температурах.

Для решения указанных проблем в качестве антифрикционных материалов все чаще применяют алюминиевые сплавы, имеющие высокую теплопроводность, низкие модуль упругости и плотность, высокую коррозионную стойкость, относительно высокую прочность. Подшипники из алюминиевых сплавов с твердыми включениями второй фазы используют в тракторной

промышленности, тепловозостроении и других отраслях машиностроения [1]. Однако традиционные алюминиевые сплавы не отличаются высокой теплостойкостью, а поэтому возможности их применения ограничены.

Перспективным направлением для решения этой проблемы является разработка композиционных материалов на алюминиевой основе. В нашей стране активные исследования, проводимые учеными ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ, НИТУ "МИСиС", ФГБОУ "ВлГУ" им. А.Г. и Н.Г. Столетовых" и др., показали, что алюмоматричные композиты, упрочненные тугоплавкими керамическими фазами (карбидами, нитридами, оксидами, боридами и др.), имеют возможности повышения износостойкости узлов трения до 5 раз; расширения диапазона трибонагружения по нагрузочной способности в 2,5 раза; по температурам в трибоконтakte — не менее чем на 150 °C [2].

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 19-38-90032 и № 20-08-00435.

Таким образом, разработка подобных антифрикционных материалов актуальна. Однако значительную часть композитов изготавливают только традиционным способом — механическим замешиванием в расплав готовых керамических частиц размером 10...100 мкм. Несмотря на преимущества данного метода, он сопряжен с рядом трудностей: высокая стоимость армирующих наполнителей, затруднения с их распределением по объему сплава, невысокая смачиваемость, приводящая к ослаблению связей по границам матрица/керамическая фаза.

Существует возможность синтеза композиционных материалов по технологии *in-situ*, позволяющей формировать равновесные керамические фазы с незагрязненными поверхностями и более высокой смачиваемостью непосредственно в процессе получения композита [3]. Среди множества разновидностей технологий *in-situ* наиболее перспективной является *самораспространяющийся высокотемпературный синтез* (СВС), который подразумевает проведение химической реакции между частицами реакционно-активных порошков в режиме послойного горения или одновременного сгорания всего объема смеси порошков за счет теплоты, выделяемой жидким матричным расплавом.

Преыдушие исследования ученых СамГТУ позволили получить методом СВС композиты с армирующей фазой карбида титана нано- и ультрадисперсных размеров на чистой алюминиевой основе и в составе легированной матрицы Al—Cu—Mn [4]. Выбор карбида титана был обусловлен тем, что он имеет кристаллическую решетку ГЦК, совпадающую с решеткой α -Al и незначительно отличающуюся по размерам от матричной, что позволяет ему выступать в качестве эффективного инокулятора и существенно повышать прочностные и пластические характеристики конечного материала.

В современных работах зарубежных авторов отмечены высокие трибологические характеристики алюмоматричных композитов с армирующей фазой карбида титана. Например, в работе [5] проведено сравнение стойкости к износу чистого алюминия и образцов композиционного материала Al—TiC с содержанием 7; 12 и 18 % об. карбидной фазы микронного размера. Показано, что скорость износа и коэффициент трения линейно уменьшаются при увеличении количества армирующей фазы.

В работе [6] определено, что композиты Al—TiC, содержащие 5, 10 или 15 % мас. TiC размером 3...5 мкм, демонстрируют повышение стойкости к износу при повышенных температурах 120 и 200 °С, что объясняется формированием защитного оксидного слоя на поверхности.

Часть исследований проведена на легированных основах. В работе [7] установлено, что композиты, содержащие 2...10 % мас. TiC с размером частиц около 2 мкм, на основе Al—5,8 % Zn—1,5 % Cu—2,4 % Mg—0,06 % Mn—0,24 % Fe—0,20 % Cr—0,08 % Si—0,07 % Ti также показывают существенное снижение скорости износа и коэффициента трения, особенно после проведения термической обработки по режиму T6.

Трибологические характеристики композита с содержанием 0,7 и 1 % об. фазы TiC субмикронного размера исследованы в работе [8]. Сделан вывод, что присутствие даже незначительного количества высокодисперсной керамической фазы значительно улучшает характеристики трения.

В работе [9] изучено поведение при сухом скольжении армированного нанодисперсной фазой карбида титана композиционного материала на основе Al—5 % Cu—0,45 % Mn—0,3 % Ti—0,2 % Cd—0,2 % V—0,15 % Zr—0,04 % B, полученного с применением метода СВС. Исследования проведены при температурах 140...220 °С и нагрузках 10...40 Н на образцах с различным содержанием фазы TiC. Выявлено, что стойкость к износу композита с 0,5 % мас. нанодисперсного TiC стала выше на 83,5 % по сравнению с матричным сплавом при температуре 180 °С и нагрузке 20 Н и на 16,5 % выше, чем у композита с 5 % мас. карбидной фазы микронного размера при тех же условиях.

Цель работы — изучение трибологических характеристик СВС-композиционного материала Al—5 % Cu—2 % Mn—10 % TiC, армированного нано- и ультрадисперсной фазой карбида титана.

Использовали следующие материалы: алюминий чушковый марки А85; порошок титана ТПП-7 (чистота 97,9 %; исходный размер частиц ≤ 240 мкм); углерод технический П-701 (чистота 99,7 %; исходный размер частиц $\leq 0,15$ мкм); порошок меди ПМС-1 (чистота 99,5 %); порошок марганца МН-95 (чистота 99,0 %).

В состав порошковой смеси добавляли галогенидную соль Na_2TiF_6 (массовая доля основного вещества не менее 99,0 %) в количестве 5 % от массы шихты для проведения рафинирования и дополнительной активизации СВС-реакции. При подготовке шихты порошки титана и углерода, взятые в стехиометрическом соотношении, подвергали предварительной сушке при температуре 100...110 °С в течение 2...3 ч, затем проводили их смешивание и одновременно механическую активацию в шаровой мельнице с частотой вращения вала 105 мин^{-1} в течение 1 ч. Полученную СВС-шихту делили на 3—4 навески, каждую из которых оборачивали в алюминиевую фольгу.

Для формирования матричного сплава Al-Cu-Mn в расплав алюминия при температуре 800 °С сначала вводили порошок меди в количестве 5 % от массы плавки (в алюминиевой фольге) с последующей выдержкой 30 мин, затем нагревали до температуры 850 °С и вводили порошок марганца в количестве 2 % от массы плавки, расплав активно перемешивали, выдерживали 30 мин, в заключение осуществляли нагрев расплава до температуры 900 °С и ввод навесок с СВС-шихтой. Каждую порцию шихты выдерживали под зеркалом расплава до начала активной СВС-реакции, сопровождающейся активным

искро- и газовыделением (5...20 с). Во время реакции расплав тщательно перемешивали. После окончания СВС-реакции от последней порции до заливки в стальной кокиль расплав выдерживали 5 мин.

Для выявления микроструктуры проводили травление образцов раствором 50 % HF + 50 % HNO_3 в течение 10...15 с. Металлографический анализ осуществляли на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A.

Испытания при сухом трении скольжения материалов матрицы и дисперсно-упрочненных композитов выполняли на торцевом трибометре, созданном на базе сверлильного станка (рис. 1). При торцевом трении поверхности вращающегося образца *б* взаимодействуют с поверхностью неподвижного образца *5* (торцевое трение в упорном подшипнике) (см. рис. 1, б).

Частота вращения верхней опоры трения 320 мин^{-1} . Верхний образец выполнен из стали 17НЗМА, площадь контакта $2,33 \text{ мм}^2$. В ходе испытаний через каждые 2 мин наработки проводили ступенчатое увеличение нагрузки. Испытания продолжали до наступления схватывания. При каждом значении нагрузки измеряли момент трения, температуру разогрева. При прекращении испытаний измеряли износ нижней опоры трения.

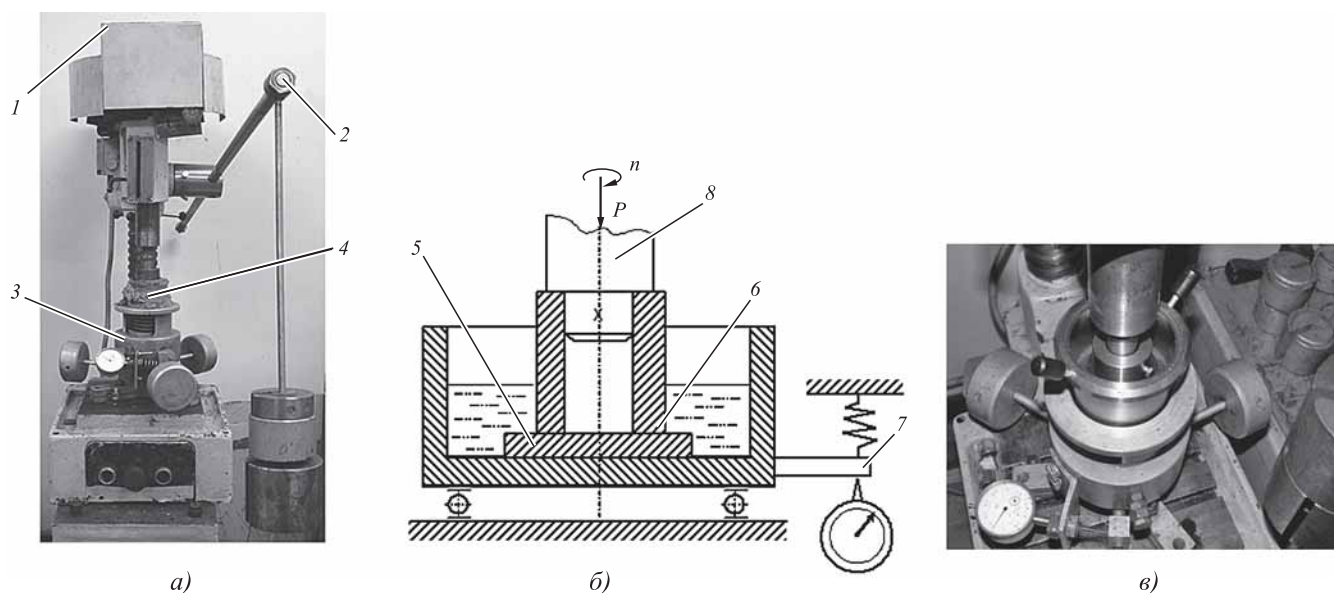


Рис. 1. Торцевой трибометр (а), его схема (б) и общий вид (в):

1 — сверлильный станок мод. 2М112; 2 — рычаг нагружения узла трения; 3 — узел измерения силы трения; 4 — смазочная ванна; 5 — неподвижный образец; 6 — вращающийся образец; 7 — устройство для измерения момента трения; 8 — шпиндель установки

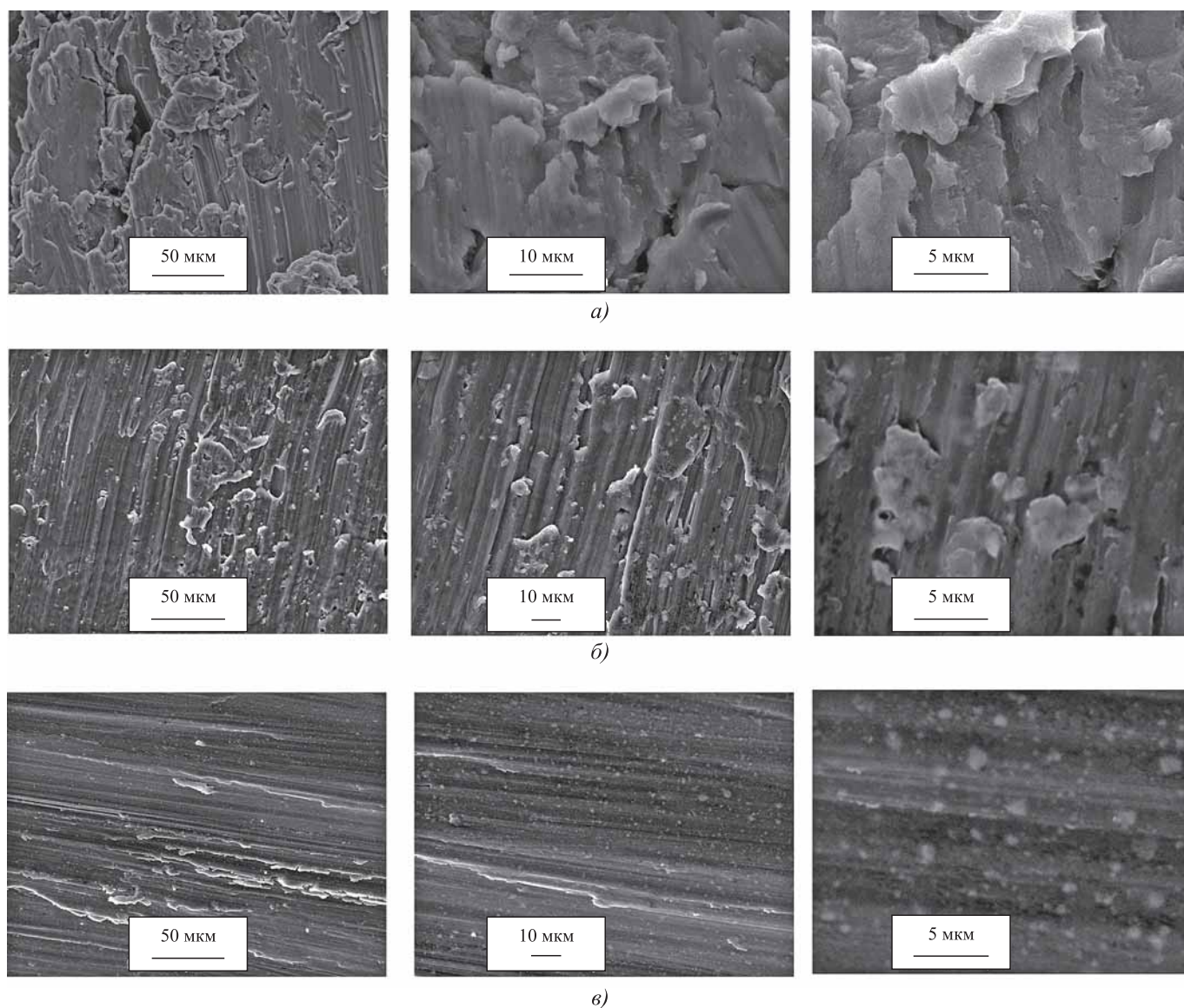


Рис. 2. Микроструктуры поверхности износа при различных увеличениях:

a — алюминий А85; *б* — сплав Al—5 % Cu—2 % Mn; *в* — СВС-композит состава Al—5 % Cu—2 % Mn—10 % TiC

Для сравнения в ходе оценки параметров трения исследовали образцы следующих составов:

- 1) алюминий литейный чушковый А85;
- 2) матричный сплав Al—5 % Cu—2 % Mn;
- 3) композиционный материал Al—5 % Cu—2 % Mn—10 % TiC.

Микроструктуры полученных поверхностей износа представлены на рис. 2, из которого следует, что армирование существенно отражается на микрорельефе поверхности образцов. На чистом алюминии и на легированной матрице отчетливо прослеживаются следы задира, хотя и различные по величине.

На третьем образце, в присутствии керамических частиц, очаги схватывания практически не заметны.

Численные результаты, полученные на торцевом трибометре (см. таблицу), свидетельствуют о том, что минимальная предельная нагрузка схватывания фиксируется у чистого алюминиевого образца. Следствием быстрого схватывания у алюминия является также и минимальная температура разогрева, хотя износ при этом оказался максимальным. У образцов основы и образца композиционного материала значения нагрузки схватывания отличаются незначительно, но у последнего существенно

Результаты триботехнических испытаний

Параметр	Состав образцов		
	Al	Al—5 % Cu—2 % Mn	Al—5 % Cu—2 % Mn— 10 % TiC
Предельная нагрузка схватывания, МПа	209	311	293
Коэффициент трения	0,414	0,520	0,393
Износ, мм	0,24	0,31	0,12
Температура разогрева, °С	106	230	176

меньше коэффициент трения, износ и температура разогрева, что свидетельствует о значительно возросших трибологических характеристиках.

Заключение. На основании проведенного анализа поверхности износа и триботехнических испытаний на трение скольжения установлено, что ультра- и нанодисперсные частицы карбида титана в составе СВС-композиата Al—5 % Cu—2 % Mn—10 % TiC препятствуют "течению" материала основы и таким образом повышают задири- и износостойкость материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Машков Ю.К., Малий О.В.** Трибофизика конструкционных материалов: учеб. пособие. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2017. 176 с.
2. **Курганова Ю.А.** Перспективы развития металломатричных композиционных материалов промышленного назначения // Сервис в России и за рубежом. 2012. № 3 (30). С. 235—239.
3. **Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А.** Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2016. № 2. С. 47—58.
4. **Самораспространяющийся** высокотемпературный синтез наноструктурных композиционных сплавов (Al—2 % Mn)—10 % TiC и (Al—5 % Cu—2 % Mn)—

10 % TiC при легировании порошковым марганцем / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Д. Рыбаков, В.А. Новиков, С.И. Шипилов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2018. № 3. С. 30—41.

5. **Tyagi R.** Synthesis and tribological of in situ cast Al—TiC composites // Wear. 2005. Vol. 259. P. 569—576.

6. **Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al—TiC composites / S. Jerome, B. Ravisankar, P.K. Mahato, S. Natarajan // Tribology International. 2010. Vol. 43. P. 2029—2036.**

7. **Rao V.R., Ramanaiah N., Sarcar M.M.** Mechanical and tribological properties of AA7075-TiC metal matrix composites under heat treated (T6) and cast conditions // Journal of Materials Research and Technology. 2016. Vol. 5 (4). P. 377—383.

8. **Lecatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A.** Aluminum reinforced by WC and TiC nanoparticles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior // Materials and Design. 2014. Vol. 65. P. 1121—1135.

9. **Tian W.S., Zhao Q.L., Zhao C.J. et al.** The dry sliding wear properties of nano-sized TiCp/Al—Cu composites at elevated temperatures // Materials. 2017. Vol. 10 (939). DOI: 10.3390/ma10080939.

*Альфия Расимовна Луц, канд. техн. наук,
alya_luts@mail.ru;
Александр Петрович Амосов, д-р физ.-мат. наук;
Евгений Иванович Латухин, канд. техн. наук;
Антон Дмитриевич Рыбаков;
Сергей Владимирович Шигин*

И.В. Ворначева

(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)

Влияние термической обработки по нестационарным режимам на структуру псевдо- α -титановых сплавов для лопаток паровых турбин

Рассмотрено влияние термоциклической обработки псевдо- α -титановых сплавов OT4 и VT20 на их структурные и субструктурные характеристики. Установлено значительное изменение структурных характеристик, что способствует повышению прочностных свойств сплавов при удовлетворительных пластичности и жаропрочности.

Ключевые слова: термоциклическая обработка; псевдо- α -титановый сплав; субструктура.

The effect of thermocyclic treatment of pseudo- α -titanium alloys OT4 and VT20 on their structural and substructural characteristics is considered. Significant change in structural characteristics is established, this contributes to increase in the strength properties of alloys with satisfactory ductility and heat resistance.

Keywords: thermocyclic treatment; pseudo- α -titanium alloy; substructure.

Лопатки паровых турбин подвергаются значительным механическим и температурным нагрузкам. Титановые сплавы для их изготовления должны обладать пределом прочности $\sigma_B = 1200...1400$ МПа, относительным удлинением $\delta = 5...6$ % и жаропрочностью до $350...500$ °С (что соответствует температурному значению перегретого пара в турбине). Поэтому в настоящее время актуальна разработка эффективных методов их упрочнения.

Известно, что эффективным способом увеличения прочности титановых сплавов при одновременном сохранении их высокой пластичности и жаростойкости является термоциклическая обработка, заключающаяся в многократно повторяющихся периодах нагрева и охлаждения сплава из титана в интервале полного полиморфного превращения, т.е. $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перехода [1–4].

При температурной обработке по нестационарным режимам титановых сплавов на их механические и эксплуатационные свойства оказывают влияние следующие параметры: число циклов обработки, область варьирования температуры в цикле, скорости нагрева и охлаждения, а также наличие или отсутствие выдержек при крайних температурах диапазона [5, 6]. Изменяя эти параметры при такого рода обработке, можно получить принципно-

ально различные структуры титановых сплавов и, соответственно, добиться различных свойств этих материалов [7–9].

Можно предположить, что получение повышенных механических свойств псевдо- α -титановых сплавов возможно в результате формирования у них мелкодисперсной глобулярной микроструктуры, аналогичной структуре сплава VT6, которая образуется при упрочнении закалкой и старением.

Температурный интервал термоциклирования выбирают в зависимости от назначения упрочняемого изделия, физико-механических свойств материала и его исходного структурного состояния.

Исследовали псевдо- α -титановые сплавы VT20 и OT4. Данные материалы обладают меньшей прочностью, чем широко применяемые для лопаток паровых турбин ($\alpha + \beta$)-титановые сплавы, однако имеют большую жаропрочность при температурах выше 300 °С, что для современного паротурбостроения очень важно.

Температурное воздействие осуществляли с помощью установки ИМАШ АЛА-ТОО 20-75, позволяющей проводить нагрев образцов проходящим током с промышленной частотой в вакууме низкого давления.

Температуру образца измеряли с помощью платино-платинородиевой термодомы диамет-

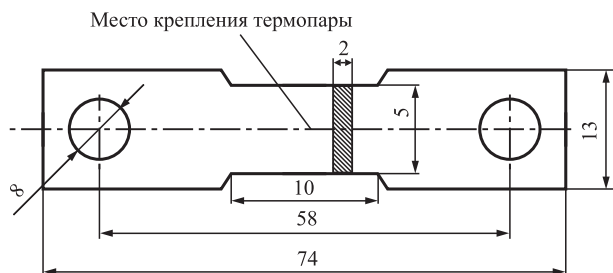


Рис. 1. Схема образца для проведения термоциклирования на установке ИМАШ АЛА-ТОО 20-75

тром 0,3 мм, спай которой прикрепляли точечной сваркой к поверхности образца в области максимального нагрева (рис. 1).

Размеры образца выбраны в соответствии с конструктивными особенностями размещения их в установке, а также для избежания тепловой инерционности.

Максимальную (верхнюю) температуру нагрева в цикле приняли в соответствии с условием полного $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения, а именно $t_{\text{в}} = Ar_3 + (30...50) \text{ } ^\circ\text{C}$, а минимальную температуру в цикле — ниже температуры, при которой происходит полный переход высокотемпературной модификации сплава в низкотемпературную. Скорости нагрева и охлаждения выбрали исходя из данных литературных источников и предварительно проведенных исследований: $v_{\text{нагр}} = 15 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ и $v_{\text{охл}} = 7,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$. Число циклов: 1; 2; 4; 6; 8; 10; 12; 20 и 40.

При термической обработке металлических материалов, в том числе титановых сплавов, по нестационарным режимам структура и фазовый состав изменяются под воздействием факторов, свойственных только для условий, при которых непрерывно изменяются температурные режимы обработки. Это температурные градиенты, фазовые превращения, и связанные с ними диффузионные потоки элементов в составе сплава, термические (объемные) и межфазные внутренние напряжения, обусловленные различием теплофизических и механических характеристик фаз, входящих в состав сплава. Данные параметры влияют на особенности формирования структуры и свойств псевдо- α -титановых сплавов в ходе термоциклического воздействия на них.

Фазовые и структурные превращения, происходящие в результате термоциклирования, сопровождаются возникновением, перемещением и аннигиляцией различных дефектов, а также перераспределением легирующих

элементов в составе сплава. Также возможны возникновение внутренних напряжений и формирование особой структуры и субструктуры титановых сплавов, которая обеспечивает им повышенную прочность, жаростойкость и пластичность. Возникают также внутренние напряжения, влияющие на упрочнение сплава и протекание структурно-фазовых превращений.

При термоциклировании идет активный процесс перемещения и перераспределения границ зерен. Установлено, что при температурной обработке по нестационарным режимам размер зерен становится меньше от цикла к циклу. Окончательный радиус зерна после термоциклирования аналогично с операцией дисконтирования можно вычислить по формуле

$$r_n = r_0 (1 - \Delta r_i)^n,$$

где r_0 — размер исходного зерна; Δr_i — относительное уменьшение радиуса зерна в результате единичного цикла обработки; n — число циклов термовоздействия.

Теоретически и экспериментально определено, что чем большему числу циклов обработки подвергается сплав, тем меньше становятся размеры зерен в его структуре, при этом интенсивность измельчения с ростом числа циклов уменьшается.

В результате термоциклирования происходит сфероидизация структурных элементов псевдо- α -титановых сплавов (рис. 2). В результате 6 циклов температурного воздействия исходная пластинчатая структура сплавов ВТ20 и ОТ4 становится глобулярной структурой, содержащей полиэдрические (округлые) частицы α -фазы и границы-прослойки β -фазы между α -частицами, имеющие неопределенную форму.

Сплав ВТ20 после 10 циклов нагрева—охлаждения (10 мин) имеет структуру, включающую глобулярные частицы α -фазы размерами 3,9...4,1 мкм и 5,2...5,3 % β -прослоек размерами 0,78...0,88 мкм между ними. Для сплава ОТ4 аналогичные параметры достигаются после 12 циклов термоциклирования. При этом размеры зерен α -фазы после 12 циклов воздействия в сплаве ВТ20 заметно меньше, чем в сплаве ОТ4, а объем прослоек β -фазы в структуре ВТ20 больше, чем у сплава ОТ4. Это можно объяснить различием элементов легирования в структуре исследуемых материалов.

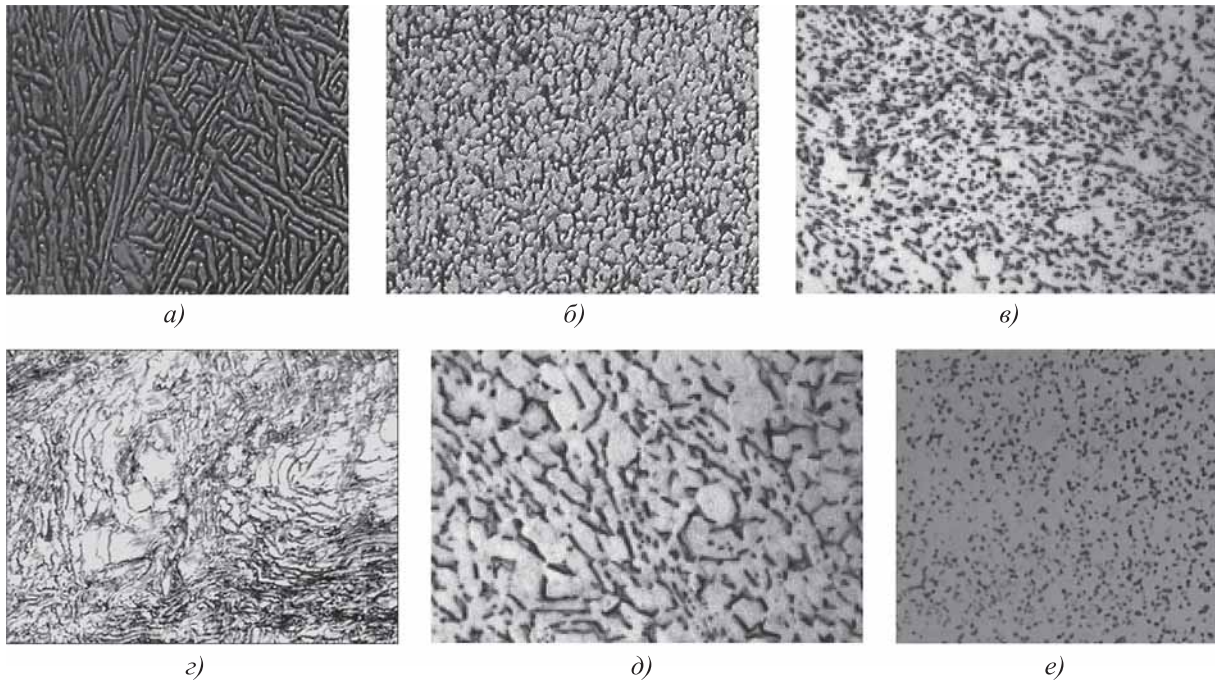


Рис. 2. Микроструктуры сплавов ВТ20 (а–в) и ОТ4 (г–е) после различных видов термической обработки (×200):

а, г — отжиг с 880 °С, 2 ч; *б, д* — термоциклирование (1100...800 °С), 6 циклов; *в, е* — термоциклирование (1100...800 °С), 12 циклов

Пластичность сплавов ВТ20 и ОТ4 при высокой температуре объясняется повышенной легированностью β -фазы, что характеризует ее высокую стабильность. Это доказано методом микрорентгеноспектрального анализа, в результате которого выявлено содержание повышенного количества β -стабилизирующих элементов в прослойках β -фазы в сравнении с их средней концентрацией в сплавах ВТ20 и ОТ4. В результате 10 циклов термической обработки размеры β -прослоек становятся минимальными и дальнейшее продолжение термоциклирования не имеет смысла (рис. 3).

Установлено, что наибольшее закаливание псевдо- α -титановых сплавов в ходе термоциклирования происходит при повышенных скоростях охлаждения, тогда как скорость нагрева на эти параметры почти не влияет. При этом образуются ω -Ti, α' -Ti, α'' -Ti метастабильные фазы, заметно охрупчивающие сплавы. Для сплава ВТ20 скорость охлаждения, при которой образуются метастабильные фазы, составляет 7,5 °С/с, а для сплава ОТ4 — 12 °С/с. Таким образом, термоциклическую обработку сплава ОТ4 можно проводить при повышенных скоростях нагрева и охлаждения без возникновения его охрупчивания.

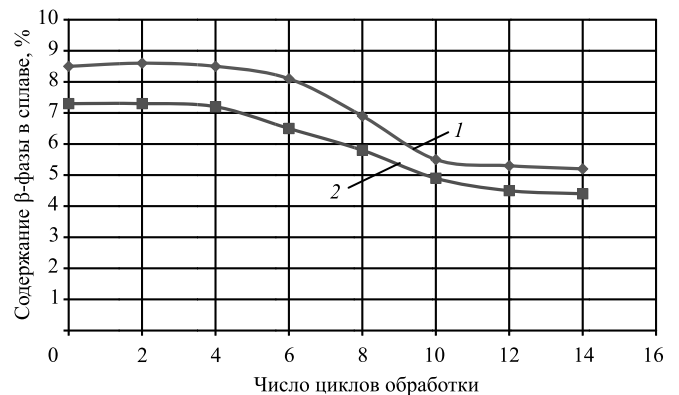


Рис. 3. Количество β -фазы в псевдо- α -титановых сплавах в зависимости от продолжительности термоциклического воздействия:

1 — сплав ВТ20; 2 — сплав ОТ4

Термоциклическая обработка значительно влияет не только на структурные, но и на субструктурные характеристики псевдо- α -титановых сплавов. Выявлено, что при первых 2–4 циклах нагрева–охлаждения возникает полигонизация первичных пластин α -фазы, образуются новые границы и дислокации, стекающиеся к ним, останавливаются там и образуют сетку в виде "леса" (рис. 4).

Дислокационная сетка после 8–10 циклов образует густую и совершенную сеть, кото-

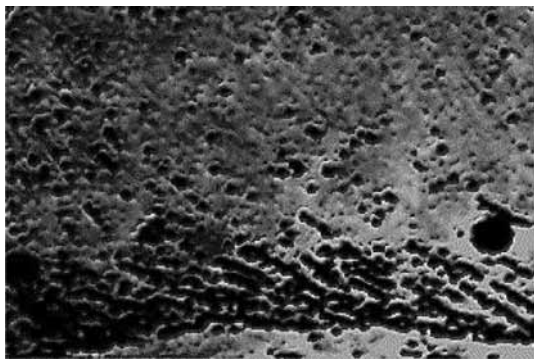


Рис. 4. Субструктура сплава VT20 после 4 циклов термической обработки. $\times 18\ 000$

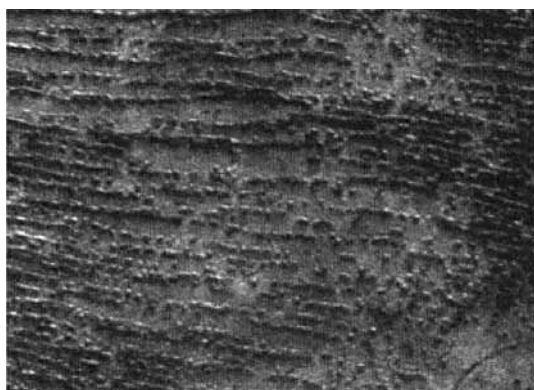


Рис. 5. Дислокационная структура сплава VT20 после 10 циклов термоциклирования. $\times 18\ 000$

рая с увеличением числа циклов нагрев—охлаждение остается практически неизменной (рис. 5). Такая субструктура обеспечивает повышенные прочностные свойства при низких и при повышенных температурах без опасности деструкции сплава.

Проведенные исследования имеют большую практическую значимость для разработки прочных, надежных материалов для производства лопаток паровых турбин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лясоцкая В.С., Князева С.И. Полиморфное превращение — основа термоциклической обработки титановых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 4. С. 20—23.
2. Лясоцкая В.С., Князева С.И. Термоциклическая обработка титановых сплавов, основанная на полиморфном превращении // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009. № 1. С. 9—13.
3. Земский С.В., Забелин С.Ф., Тихонов А.С. Некоторые вопросы диффузии при термоциклической обработке // *Термоциклическая обработка металлических изделий: материалы конф. Л., 1982. С. 22—23.*
4. Полигонизация при ТЦО титановых сплавов: тонкая структура и механические свойства / С.З. Брокштейн, Н.П. Зюлина, О.В. Маркович и др. // *Термоциклическая обработка металлических материалов: материалы конф. Л.: Наука, 1982. С. 166—169.*
5. Николаев Е.Н., Коротин И.М. Термическая обработка металлов токами высокой частоты. М.: Высшая школа, 1984. 208 с.
6. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. Л.: Машиностроение, 1989. 255 с.
7. Влияние режимов ТЦО на эксплуатационные свойства сплава VT20 и OT4 / И.В. Ворначева, В.Н. Гадалов, С.М. Грабчук, О.А. Куракина // *Сборник научных статей 8-й Междунар. молодежной науч. конф. "Поколение будущего: Взгляд молодых ученых—2019"*. 2019. Т. 5. С. 96—99.
8. Термическая обработка лопаток из титанового сплава VT20 по нестационарным режимам / И.В. Ворначева, А.В. Филонович, Р.Ю. Ерохин, О.Е. Юдинцева // *Передовые инновационные разработки. Перспективы и опыт использования, проблемы внедрения в производство: сб.* 2019. С. 24—25.
9. Влияние термоциклирования на выбор скоростей сверхпластического течения титановых сплавов / В.Н. Гадалов, И.В. Ворначева, А.В. Филонович, А.С. Чернышев // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. 2019. № 10 (100). С. 19—25.

Ирина Валерьевна Ворначева,
vornairina2008@yandex.ru

Третья Международная научно-техническая конференция
"Павловские чтения",
посвященная 120-летию со дня рождения члена-корреспондента АН СССР
Павлова Игоря Михайловича

Дата проведения: 26—27 ноября 2020 г.

Место проведения:

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН)

Вопросы, рассматриваемые в рамках конференции:

1. Общие вопросы обработки металлов давлением
2. Прогрессивные технологии пластической деформации
3. Создание новых материалов методами пластической деформации

Организаторы конференции:

- Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- НИТУ «МИСиС»
- Санкт-Петербургский государственный политехнический университет при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, ОХНМ РАН, РФФИ

Материалы конференции будут опубликованы на электронном носителе и выданы участникам конференции при регистрации.

Лучшие доклады участников будут рекомендованы к публикации в ведущих научно-технических и производственных журналах, рекомендованных ВАК РФ: «Заготовительные производства в машиностроении», «Металлы», «Сталь», «Технология металлов», «Известия вузов», «Черная металлургия», «Цветные металлы», «Перспективные материалы», «Деформация и разрушение».

Контакты:

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

Адрес: Москва, 119334, Ленинский проспект, д. 49

Телефоны: +7 (499) 135-96-62, (499) 135-86-51

Сайт: <https://www.pavlov.imetran.ru>

ООО "Издательство "Иновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Иновационное машиностроение". **E-mail:** zpm@mashin.ru
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. <http://www.mashin.ru>
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 07.04.2020. Подписано в печать 25.05.2020. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солиюзнс".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: www.aov.ru
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.

Памяти Алексея Эдуардовича Артеса (16.01.1930–25.04.2020)

25 апреля 2020 г. на 91-м году жизни скончался известный специалист в области технологии обработки металлов давлением, заслуженный деятель науки РФ, доктор технических наук, профессор кафедры систем пластического деформирования ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН" Алексей Эдуардович Артес.

Алексей Эдуардович Артес родился 16 января 1930 г. После окончания в 1952 г. Московского станкоинструментального института "Мосстанкин" (в настоящее время ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН") до 1955 г. работал мастером, старшим инженером-технологом и начальником кузнечного цеха Сумского машиностроительного научно-производственного объединения имени М.В. Фрунзе.

В 1955 г. поступил в аспирантуру "Мосстанкина" на кафедру "Оборудование и технологииковки и штамповки". В 1959 г. Алексей Эдуардович защитил кандидатскую диссертацию, посвященную научному обоснованию и созданию различных схем контроля технологических процессов в листовой штамповке и ковке с бесконтактными датчиками, использующие бета- и гамма-излучения. Такой уровнемер с источником гамма-излучения успешно эксплуатируется на гидравлическом прессе силой 650 МН, изготовленном в СССР для промышленности Франции. Эта работа оценена несколькими медалями ВДНХ и получила премию Минвуза СССР.

В 1967 г. А.Э. Артес обобщает накопленный им опыт создания и эксплуатации автоматизированных систем и издает книгу "Радиоизотопная автоматика в кузнечно-штамповочном производстве", которая впоследствии была переиздана в 1982 г.

С 1969 по 1977 г. Алексей Эдуардович возглавлял Всесоюзный институт повышения квалификации руководящих инженерно-технических работников в области стандартизации, качества продукции и метрологии Госстандарта СССР (в настоящее время ФГАОУ ДПО "Академия стандартизации, метрологии и сертификации" Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии).

После возвращения на кафедру "Оборудование и технологииковки и штамповки" "Мосстанкина" А.Э. Артес занимался разработкой системы технологической подготовки производства поковок малыми сериями на предприятиях Минстанкопрома СССР. В результате им была предложена концепция группового производства деталей методами холодной и полугорячей объемной штамповки.



В 1987 г. Алексей Эдуардович защитил докторскую диссертацию на тему "Разработка системы технологической подготовки группового производства деталей холодной объемной штамповкой", а в 1991 г. опубликовал книгу "Групповое производство деталей холодной объемной штамповкой".

А.Э. Артес подготовил 11 кандидатских диссертаций, им получено более 50 авторских свидетельств и патентов, опубликовано более 160 статей в научно-технических журналах, в том числе 3 монографии и 12 учебно-методических пособий.

Под руководством Алексея Эдуардовича в ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН" сложилась научная школа по оптимизации технологических процессов горячей и холодной объемной штамповки.

В 1998 г. А.Э. Артесу указом Президента Российской Федерации было присвоено почетное звание "Заслуженный деятель науки РФ".

Алексей Эдуардович являлся членом редакционной коллегии научно-технического и производственного журнала "Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением", членом диссертационного совета при МГТУ "СТАНКИН" по защите кандидатских и докторских диссертаций по специальности "Технологии и машины обработки давлением".

Признанием заслуг профессора А.Э. Артеса в научно-педагогической и общественной деятельности было избрание его членом Российской кузнечной академии им. А.И. Зимина и членом отделения "Заготовительные производства в машиностроении" Академии проблем качества.

Алексей Эдуардович являлся талантливым ученым и изобретателем, грамотным педагогом, отличался скромностью, отзывчивостью, трудолюбием, принципиальностью и требовательностью к себе и работающим с ним людям, всегда имел активную жизненную позицию.

Светлая память об Алексее Эдуардовиче Артесе навсегда останется в сердцах друзей, коллег и учеников!

Коллектив редакции и редакционный совет журнала, коллектив кафедры систем пластического деформирования ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН" выражают глубокие соболезнования родным и близким Алексея Эдуардовича.