### ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

# ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

#### Том 17 Nº 5 май 2019

### СОДЕРЖАНИЕ

### Литейное и сварочное производства

Гулевский В.А., Цурихин С.Н., Барабанов С.В., Кидалов Н.А. Исследование пено-Осетковский И.В., Козырев Н.А., Гусев А.И., Крюков Р.Е., Попова М.В. Сравнительный анализ абразивной износостойкости металла, наплавленного порошковыми прово-

### Кузнечно-штамповочное производство

Бурлаков И.А., Забельян Д.М., Петров П.А., Бач Ву Чонг, Степанов Б.А. Опреде-	
ление рациональных режимов осадки с кручением заготовок титана ВТ1-0 с приме-	
нением метода активного эксперимента	203
Петров А.Н., Киселев М.Р. Исследование смазочных материалов на основе полимеров	
для процессов горячего деформирования	208

### Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н. Характер влияния параметров деформации на осевое напряжение и оптимальный угол волочения проволоки из материалов с разными кривыми упрочнения. Часть 1. Прирост осевого напряжения от контактного трения, противонатяжения и деформации сдвига материала проволоки в зависимости от угла волочения ...... 212

#### Материаловедение и новые материалы

Фукс М.Д., Фролов М.А. Влияние фазового состава на жаростойкость конструкцион-Гервасьев М.А., Пономарева М.И. Повышение пластичности при одновременном увеличении прочности Cr—Ni—Mo-сталей в результате изотермической обработки ... 233

### Информация

Шибаков В.Г., Шибаков Р.В., Панкратов Д.Л., Фролов А.М. Восстановление эксплуа-

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 - машиностроение и машиноведение; 05.04.00 – энергетическое, металлургическое и химическое машиностроение: 05.16.00 - металлургия и материаловедение 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.

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., к.т.н., доц. КОТЕНОК В.И., д.т.н. КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф. КРУК А.Т., д.т.н., проф. КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф. ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц. МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф. МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф. НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф. НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц. ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф. ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф. ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф. СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф. 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. TYTMAH T., 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



© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2019

### SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

## BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING (Press forging, foundry and other productions)

### Vol. 17 № 5 May 2019

CONTENTS

### Foundry and Welding Productions

### Forging and Stamping Production

### **Rolling and Drawing Production**

### Physical Metallurgy and New Materials

### Information

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: 05.02.00 – mechanical engineering and machine science; 05.04.00 – power, metallurgical and chemical mechanical engineering; 05.16.00 – metallurgy and material science and in Chemical Abstracts database

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2019

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. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. NURALIEV FA OVCHINNIKOV V.V. POVAROVA K B POLETAEV V A SEMENOV B L TREGUBOV VI FIGUROVSKY D K SHATUL'SKY A.A. SHPUN'KIN N F YAMPOL'SKY V.M. BAST Yu ÖHLUND F 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

### литейное и сварочное

### ПРОИЗВОДСТВА

УДК 621.74.02

#### В.А. Гулевский, С.Н. Цурихин, С.В. Барабанов, Н.А. Кидалов (Волгоградский государственный технический университет)

### Исследование пенометалла с пропиткой медного каркаса алюминием

Рассмотрена пропитка медного каркаса алюминием. Представлены результаты экспериментальных исследований полученных образцов и металлографические исследования структур металла.

Ключевые слова: пенометалл; пропитка алюминием; медный каркас.

Impregnation of the copper frame with aluminum is considered. The results of experimental studies of the obtained samples and metallographic studies of metal structures are presented.

Keywords: foam metal; aluminum impregnation; copper frame.

**Введение.** Развитие современного машиностроения требует использования материалов с особыми свойствами. Большой интерес представляют пористые материалы, получаемые металлургическими методами. Перспективным методом в этом направлении является метод пропитки расплавом алюминия.

Пористый литой алюминий — высокотехнологичный материал, получаемый методом пропитки наполнителя (порообразователя), который обладает комплексом эффективных свойств: низкая масса; высокие удельные свойства; способность значительно поглощать шум, теплоту, энергию удара и др. [1, 2].

Ячеистая структура, образованная из твердой составляющей a — металла и  $\delta$  — пор, представляет собой пенометалл. Пенометаллы легко подвергаются механической обработке, допускают многократную регенерацию, обладают высокой тепло- и электропроводностью [3], в связи с чем пористые алюминиевые отливки успешно конкурируют с изделиями машиностроения, полученными из традиционных отливок.

Объем воздушной составляющей в пенометалле составляет 70...90 % от всего объема металла и располагается неравномерно по объему.

*Цель работы* — разработать технологию получения пенометалла с качественной пропиткой медного каркаса при заливке алюминием.

Материалы и методы исследования. Экспериментальный пенометалл получали в форме путем заливки ее алюминием технической чистоты А0 (ГОСТ 11069—2001) с уже готовыми сферами. Порообразующая сфера представляет собой пенополистироловый шарик, покрытый слоем графита, на который нанесено химическое омеднение (рис. 1). Вследствие высокой температуры заливаемого жидкого алюминиевого расплава пенополистирол выгорает, образуя поры.

Для снижения угла смачивания и, соответственно, для более качественного заполнения формы с уже готовыми медными сферами, представляющими собой каркас, алюминиевую матрицу легировали боридами металлов в виде порошка титана, хрома (ГОСТ 28377—89) и молибдена (ТУ 6-09-03-28—75) с размером компонентов 100 мкм [4]. Критерием оценки качественного заполнения формы являлось отсутствие недолива, когда часть формы ока-



Рис. 1. Разрез сферы после выгорания пенополистирола

зывается незаполненной металлом вследствие его недостаточной жидкотекучести.

Жидкотекучесть определяли с помощью спиральной пробы по ГОСТ 16438—70. Мерой определения жидкотекучести была длина пути, мм, потока металла до остановки, залитого полностью в поперечном сечении спирального измерительного канала.

Для металлографических исследований изготовили три серии образцов по четыре образца в каждой из алюминия технической чистоты с разным содержанием кремния и боридной составляющей (см. таблицу).

После заливки экспериментальных образцов для предотвращения повреждения пор поверхность шлифов шлифовали (рис. 2).



Рис. 2. Образец после шлифования

Структуру, морфологию и элементный состав полученного композиционного материала изучали с помощью оптической (модульный цифровой микроскоп OLIMPUS BX61) и электронной микроскоп OLIMPUS BX61) и электронной микроскоп U (двухлучевой электронный сканирующий микроскоп SMA Versa 3D FEG). Содержание и распределение легирующих элементов в структурных составляющих определяли при сканировании шлифов в локальном поверхностном объеме (1...3 нм<sup>3</sup>) металла на глубине до 2 нм.

**Результаты и их обсуждение.** При исследовании макро- и микроструктуры металла (рис. 3) установлено, что в нем и в металле переходной зоны отсутствуют дефекты в виде горячих и холодных трещин, нет микропор. Заполнение

Номер	V	Содержание элементов, %, в образце					
серии образцов	Химическии элемент	1	2	3	4		
	Al	98	96	93,02	92		
1	Si	2,0	4,0	6,98	8		
	Бориды металлов (ТіВ, МоВ, СгВ)	0					
	Al	99,6	99,2	99,0	98,6		
2	Si	0					
	Бориды металлов (ТіВ, МоВ, СгВ)	0,4	0,8	1,0	1,4		
	Al	97,5	95,0	91,52	90,6		
3	Si	2,0	4,0	6,98	8		
	Бориды металлов (ТіВ, МоВ, СгВ)	0,4	0,8	1,0	1,4		

#### Состав металла матрицы



Рис. 3. Макросечение переходной зоны

алюминиевым расплавом медных сфер в форме происходит максимально на 100 %.

Металлографическими исследованиями получено, что за счет введения боридов алюминиевый расплав между медными сферами имеет мелкозернистую структуру. Структура между сфер состоит преимущественно из легированного алюминия. Бориды равномерно распределены по объему и служат центрами кристаллизации, а также они армируют алюминиевый расплав.

Также обнаружено, что введение до 1 % боридной составляющей уменьшает краевой угол смачивания и это приводит к увеличению жидкотекучести алюминиевого расплава на 30 % (540 мм). Превышение исследованного диапазона содержания в алюминиевом сплаве боридной составляющей свыше 1 % не увеличивает жидкотекучесть и не снижает ее.

Вблизи условной линии сплавления наблюдается уменьшение боридной составляющей, что, возможно, связано с малой температурой заливки алюминиевого сплава (700 °С) по сравнению с температурой плавления боридов (диборид титана — 3230 °С, борид молибдена — 2180 °С, борид хрома — 2070 °С) и их плохим взаимодействием с медью.

Условная линия сплавления между одной из множества одинаковых сфер и залитым металлом близка к прямолинейной, что свидетельствует о небольшом проплавлении и слабом перемешивании металлов при заливке в форме. Граничная с условной линией сплавления переходная зона с переменным переходным химическим составом имеет небольшую протяженность (50...90 мкм). Даже при максимальном в рассматриваемых пределах содержании кремния в переходной зоне нет интерметаллидов и других диффузионных и кристаллизационных прослоек, способных влиять на прочность всего изделия (рис. 4, a, см. обложку). Боридная составляющая (рис. 4,  $\delta$ ) в переходной зоне отсутствует и не влияет на ее образование.

При использовании алюминия технической чистоты наблюдали образование горячих трещин, а также ухудшение его текучести (300 мм), что приводило к плохому формированию заливаемой формы. Применение кремния в составе алюминиевого сплава приводит к изменению переходной зоны (см. рис. 4) от ярко выраженной границы шириной 20...30 мкм, с четким разграничением между металлами, до размытой переходной зоны шириной 40...90 мкм. Введение боридной составляющей оказывает влияние только на жидкотекучесть алюминиевого расплава.

Пропитка между медными сферами в форме происходит быстрей, однако при этом время контактирования между двумя металлами до кристаллизации возрастает, что может привести к появлению участков дюралюминия, которые не влияют на полученную конструкцию композиционного материала.

### Вывод

Введение в расплав алюминия до 7 % кремния, а также добавка небольшого количества боридной составляющей (до 1 %) позволяют повысить качество пропитки медного каркаса, а полученный пенометалл может представлять собой композиционный материал.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Metal** Foams: A Design Guide / M.F. Ashby, A.G. Evans, N.A. Fleck, L.J. Gibson, J.W. Hutchinson and H.N.G. Wadley. Butterworth Heinemann, 2000.

2. **Перспективы** технологий получения и применения пористых отливок / Е.Л. Фурман, А.Б. Финкельштейн, М.Л. Черный // Литейщик России. 2012. № 9. С. 27—29.

3. **Banhart J.** Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams // Progress in Materials Science. 2001. 46 (6). C. 559–632.

4. Влияние микрочастиц диборида титана и наночастиц карбонитрида титана на структуру и свойства наплавленного металла / А.А. Артемьев, Г.Н. Соколов, В.И. Лысак // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 12. С. 32—37.

Виктор Александрович Гулевский, канд. техн. наук; Сергей Николаевич Цурихин, канд. техн. наук, madgestic@yandex.ru; Сергей Владимирович Барабанов; Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук **И.В. Осетковский, Н.А. Козырев, А.И. Гусев, Р.Е. Крюков, М.В. Попова** (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

### Сравнительный анализ абразивной износостойкости металла, наплавленного порошковыми проволоками систем Fe—C—Si—Mn—Ni—Mo—W—V и Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo—V

Представлен сравнительный анализ структур наплавленного металла порошковыми проволоками систем Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo—V и Fe—C—Si—Mn—Ni—Mo—V. Предположено использование данных проволок при восстановлении деталей и узлов механизмов и машин, работающих в условиях ударно-абразивного и абразивного изнашивания. Изготовление порошковой проволоки и наплавка проведены в лабораторных условиях. Определены химический состав и твердость наплавленного металла, выполнены испытания на износостойкость образцов. Определены характер и уровень загрязненности оксидными неметаллическими включениями, строение и тип микроструктуры, величина зерна наплавленных образцов. Проведена оценка влияния составляющих компонентов химического состава наплавленного металла на твердость и износ.

**Ключевые слова:** порошковая проволока; ударно-абразивный износ; наплавка; восстановление; износостойкость; твердость; неметаллические включения; структура.

Comparative analysis of the structures of deposited metal by powder wires of Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo–V and Fe–C–Si–Mn–Ni–Mo–W–V systems is presented. It is assumed that these wires will be used for the restoration of parts and components of mechanisms and machines operating under shock-abrasive and abrasive wear. The production of flux-cored wire and surfacing are carried out under laboratory conditions. The chemical composition and hardness of the deposidet metal are determined. The wear resistance tests of samples are subjected. The nature and level of contamination with non-metallic oxide inclusions, the structure and type of microstructure, the grain size of the deposited samples are determined. The effect of the constituent components of the chemical composition of the deposited metal on hardness and wear is estimated.

**Keywords:** flux-cored wire; shock-abrasive wear; surfacing; restoration; wear resistance; hardness; non-metallic inclusions; structure.

Разработка новых материалов и использование инновационных технологий восстановления, значительно повышающих износостойкость изделий, являются актуальными задачами машиностроения. Для этих целей ведутся разработка и изготовление специальных методов и материалов для наплавки [1—16].

Наибольшее распространение для наплавки абразивно-изнашивающихся изделий получили наплавочные проволоки низкоуглеродистые низколегированные типа B, аустенитные высокомарганцевые типа C, а также быстрорежущие стали типа F по классификации МИС [17].

Широкое применение нашли наплавочные карбидные сплавы типа Р, представляющие собой композиционные материалы и состоящие из армирующих частиц карбидов вольфрама и матрицы. Они отличаются максимальной износостойкостью в условиях абразивного износа [17]. Характерная особенность процесса износа таких сплавов — поэтапный износ отдельных элементов композиции. При этом наблюдается так называемый теневой эффект, когда более износостойкие армирующие частицы берут на себя основную нагрузку от разрушающих сил, предохраняя матрицу сплава от износа.

Таким образом, при равной износостойкости матрицы работоспособность композиционных сплавов определяется их химическим составом, концентрацией, износостойкостью и прочностью армирующих частиц [1]. Однако износостойкость матрицы может быть определяющим показателем при работе в условиях абразивного износа.

В данной статье приведены результаты исследования износостойкости и твердости наплавленного металла порошковыми проволоками систем Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V и Fe-C-Si-Mn-Ni-Mo-W-V.

Проволоку изготовляли на лабораторной машине. Диаметр изготовленной проволоки 5 мм, оболочка выполнена из ленты (сталь Ст3). В качестве наполнителя использовали порошкообразные материалы: порошок железа ПЖВ1 по ГОСТ 9849-86; порошок ферросилиция ФС75 по ГОСТ 1415-93; порошок высокоуглеродистого феррохрома ФХ900А по ГОСТ 4757—91; порошок углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) по ГОСТ 4755—91; порошок никеля ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722-97; порошок ферромолибдена ФМо60 по ГОСТ 4759—91; порошок вольфрама ПВП-1; порошок феррованадия ФВ50У 0.6 по ГОСТ 27130-94; порошок кобальта ПК-1У по ГОСТ 9721-79.

В качестве углеродсодержащего компонента применяли ранее опробованный [18—21] *углеродфторсодержащий материал* (УФСМ) следующего химического состава, % мас.: 21...46,23 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 18...27 F; 8...15 Na<sub>2</sub>O; 0,4...6,0 K<sub>2</sub>O; 0,7...2,3 CaO; 0,5...2,48 Si<sub>2</sub>O; 2,1...3,27 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 12,5...30,2 C<sub>общ</sub>; 0,07...0,9 MnO; 0,06...0,9 MgO; 0,09...0,19 S; 0,1...0,18 P.

Наплавку под флюсом АН-26С проводили на образцах толщиной 16 мм из стали 09Г2С в шесть слоев. Процесс осуществляли проволокой Св-08ГА с использованием сварочного трактора ASAW-1250 при режиме:  $I_{cb} = 450$  A;  $U_{\pi} = 30$  B;  $v_{cb} = 10$  см/мин.

U<sub>д</sub> = 30 В; v<sub>св</sub> = 10 см/мин. Твердость измеряли твердомером МЕТ-УД. Выполняли пять измерений твердости на поверхности каждого образца. В табл. 1 представлены усредненные по пяти измерениям значения твердости наплавленного металла.

Испытания на износостойкость проводили на машине 2070 СМТ-1 по схеме вращающийся диск—образец. Диск наплавлен вольфрамовыми сплавами. Продолжительность испытания 6 ч с частотой вращения 20 мин<sup>-1</sup>. До и после испытаний на износ образцы взвешивали и определяли разницу между начальной и конечной массой, а также фиксировали число оборотов диска. За величину износа принята потеря массы образца за один оборот диска.

Металлографический анализ образцов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100...1000. В качестве реактива для травления поверхности образцов использовали спиртовой раствор азотной кислоты. Продольные образцы наплавленного слоя на наличие неметаллических включений исследовали по ГОСТ 1778—70 при увеличении 100. Величину бывшего зерна аустенита определяли по ГОСТ 5639—82 при увеличении 100, размер игл мартенсита — по ГОСТ 8233—56 при увеличении 1000.

Результаты испытаний на износ, измерения твердости и химический анализ образцов приведены в табл. 1.

Металлографический анализ металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo—V, показал, что при содержании 0,17...0,23 % С и 1,30...1,50 % Сг (образцы № 1—4) в наплавленном слое образуется равномерная структура с мелкоигольча-

Номер		Массовая доля элементов, %								Износ	
образца	С	Si	Mn	Cr	Ni	Мо	V	W	образцов, НRC	ооразцов, 10 <sup>-4</sup> г/об	
1	0,23	0,12	0,85	1,45	0,53	0,51	0,68	0,08	25	1,65	
2	0,21	0,23	0,89	1,45	0,54	0,55	0,54	0,03	21	1,15	
3	0,17	0,18	0,85	1,40	0,52	0,54	0,63	0,05	21	1,11	
4	0,17	0,28	0,91	1,32	0,45	0,46	0,59	0,06	21	1,12	
5	0,15	0,20	0,79	0,08	0,56	0,25	0,51	3,38	17	1,15	
6	0,14	0,17	0,75	0,07	0,50	0,13	0,47	2,57	16	4,08	
7	0,14	0,26	0,78	0,09	0,55	0,68	0,56	2,88	16	1,70	
8	0,12	0,21	0,71	0,07	0,52	0,50	0,44	2,43	15	1,79	

1. Химический состав, износ и твердость наплавленного металла

### ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 1. Микроструктуры наплавленного металла порошковой проволокой системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo—V:  $a, \delta$  — образец № 1; b, c — образец № 2;  $\partial, e$  — образец № 3; w, s — образец № 4

тым мартенситом (балл № 3) в бывших зернах аустенита, остаточным аустенитом, присутствующим в небольшом количестве в виде отдельных островков, и δ-ферритом в виде тонких прослоек по границам первичных зерен аустенита (рис. 1). Размер игл мартенсита в структуре образцов 2...5 мкм (табл. 2). Величина бывшего зерна аустенита соответствует баллу № 6.

Применение УФСМ в качестве углеродсодержащего компонента обеспечивает высокое

11	Загрязне неметалли включения	нность ческими ми, балл	Величина	Размер игл мартенсита, мкм	
образца	Силикаты недеформи- рующиеся (хрупкие)	Оксиды точечные	зерна аустенита, балл		
1	16, 26, 3a	1a	6, 5	25	
2	16, 26, 2a	1a, 2a		24	
3	15 25 20		6	25	
4	10, 20, 5a			24	
5	25 15 20	1.0	4.5	—	
6	20, 10, 2a	Ia	4, 5	_	
7	16, 26, 2a		4	—	
8	26, 36		4	—	

### 2. Характеристики неметаллических включений и структуры исследованных образцов

металлургическое качество наплавленного металла. Загрязненность всех исследованных образцов неметаллическими включениями незначительна: установлено небольшое количество мелких неметаллических включений, в частности силикатов недеформирующихся и оксидов точечных (см. табл. 2).

Установлено, что содержание хрома в наплавленном слое в количестве 1,32...1,45 % препятствует росту зерна аустенита в процессе наплавки и, соответственно, способствует формированию структуры мелкоигольчатого мартенсита после охлаждения, что подтверждается лучшими показателями твердости и сопротивляемости износу в сравнении с образцами, наплавленными проволокой с повышенным содержанием вольфрама (см. табл. 1).

Металлографический анализ металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe—C—Si—Mn—Ni—Mo—W—V, показал, что введение 2,43...3,38 % W при уменьшении содержания до 0,12...0,15 % С и 0,07...0,09 % Сг приводит к образованию в наплавленном слое феррито-перлитной структуры (рис. 2).

Образцы № 4—8 имеют феррито-перлитную структуру с величиной (баллом) бывшего зерна аустенита № 4, № 5. Кроме того, в структуре в большом количестве присутствует остаточный аустенит, располагающийся по границам перлитных колоний. Отмечено также наличие мелкодисперсных темных включений по границам колоний перлита, что характерно для



Рис. 2. Микроструктуры наплавленного металла порошковой проволокой системы Fe—C—Si—Mn—Ni—Mo—W—V:  $a, \delta$  — образец № 5; b, c — образец № 6;  $\partial, e$  — образец № 7; w, s — образец № 8

карбидов вольфрама. Указанные структурные изменения обусловливают снижение твердости и износостойкости наплавленного металла (см. табл. 2).

Таким образом, несмотря на наличие карбидов вольфрама в феррито-перлитной структуре образцов, наплавленных низкоуглеродистой порошковой проволокой системы Fe-C-Si—Mn—Ni—Mo—W—V, предпочтительной для наплавки деталей и механизмов оборудования, работающего при абразивном изнашивании, является порошковая проволока системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V. По-видимому, феррито-перлитная матрица недостаточно хорошо противодействует абразивному износу из-за меньшей твердости, а образовавшиеся карбиды вольфрама не могут в полной мере обеспечить износостойкость, поскольку им необходима более твердая матрица для прочного сцепления. В связи с этим следует вывод, что феррито-перлитная структура не является приемлемой для внедрения в нее карбидов вольфрама в целях увеличения износостойкости.

### Выводы

1. Использование для наплавки низкоуглеродистых экономнолегированных порошковых проволок систем Fe—C—Si—Mn—Cr— Ni—Mo—V и Fe—C—Si—Mn—Ni—Mo—W—V с применением в качестве углеродсодержащего компонента УФСМ обеспечивает формирование наплавленных слоев с малой степенью загрязненности неметаллическими включениями.

2. Использование для наплавки порошковой проволоки системы Fe—C—Si—Mn—Cr— Ni—Mo—V приводит к формированию в наплавленном слое равномерной структуры мелкоигольчатого мартенсита с тонкими прослойками δ-феррита и остаточного аустенита, что обеспечивает твердость и износостойкость, достаточные для эксплуатации деталей горного оборудования.

3. Использование для наплавки порошковой проволоки системы Fe—C—Si—Mn—Ni— Mo—W—V приводит к образованию наплавленных слоев, имеющих более низкое содержание углерода и хрома, но повышенное содержание вольфрама, вследствие чего образуется не мартенситная, а феррито-перлитная структура с частицами карбидов вольфрама, не обеспечивающая требуемого уровня твердости и износостойкости.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Белый А.И. Износостойкость и прочность карбидов вольфрама WC—W<sub>2</sub>C, полученных различными способами // Автоматическая сварка. 2010. № 12. С. 20—23.
 Poletaev Y.V., Zubchenko A.S. Structure and

2. Poletaev 1.v., Zubchenko A.S. Structure and properties of welded joints in chromium-manganese steels // Welding International. 1988. Vol. 2. P. 452–455. 3. **Barker K.C., Ball A.** Synergistic abrasive—corrosive wear of chromium containing steels // British Corrosion Journal. 1989. Vol. 24. P. 222–228.

4. **El-Mahallawi I., Abdel-karim R., Naguib A.** Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel // Materials Science and Technology. 2001. Vol. 17. P. 1385–1390.

5. **Multilayer** Submerged Arc Surfacing With High Chromium Iron Alloy / S. Mizoguchi, T. Tanigaki, M. Tokura, H. Koike, H. Nishimura // Surfaced Engineering. 1987. Vol. 3. P. 313–320.

6. **Molinari A., Straffelini G., Campestrini P.** Influence of microstructure on impact and wear behaviour of sintered Cr and Mo steel // Powder metallurgy. 1999. Vol. 42. P. 235–241.

7. **Wear** behaviour of carbon implanted hard chromium coatings / Z. Rao, B.H. O'Connor, D.K. Sood, J.S. Williams // Surface Engineering. 1997. Vol. 13. P. 61–65.

8. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy // Material Science and Technology. 2014. Vol. 30. P. 316–322.

9. New materials for welding and surfacing / N.A. Kozyrev, G.V. Galevsky, R.E. Kryukov, D.A. Titov, V.M. Shurupov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. 150. 012031. P. 1–8. DOI: 10.1088/1757-899X/150/1/012031.

10. **A study** on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF / A.I. Gusev, N.V. Kibko, N.A. Kozyrev, M.V. Popova, I.V. Osetkovsky // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. 150. 012033. P. 1–9. DOI: 10.1088/1757-899X/150/1/012033.

11. **Influence** of Filler Metals in Welding Wires on the Phase and Chemical Composition of Weld Metal / N.A. Kozyrev, I.V. Osetkovskiy, O.A. Kozyreva, E.A. Zernin, D.S. Kartsev // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 125. P. 1–7: All-Russia Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions, 26–28 November 2015, Yurga, Russia. DOI: 10.1088/1757-899X/125/1/01/012027.

12. On Quality of a Weld Bead Using Power Wire 35v9h3sf / N.A. Kozyrev, G.V. Galevskiy, D.A. Titov, D.E. Kolmogorov, D.E. Gusarov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 125. P. 1–8: All-Russia Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions, 26–28 November 2015, Yurga, Russia. DOI: 10.1088/1757-899X/125/1/01/012028.

13. **Effects** of iron ion contents on composition, morphology, structure and properties of chromiumcoatings

electrodeposited from novel trivalent chromium sulphate electrolyte / Y.F. Jiang, F.Z. Yang, Z.Q. Tian, S.M. Zhou // Transaction Of The IMF. 2012. Vol. 19. P. 86–91.

14. **Hard** chromium substitution using HVOF coatings / L.C. Casteletti, Rafael Nucci, Lombardi A. Neto, E.A.B. Arnoni, G.E. Totten // International Heat Treatment And Surface Engineering. 2008. Vol. 2. P. 27–31.

15. **Basso A., Laino S., Dommarco R.C.** Wear Behavior of Carbidic Ductile Iron with Different Matrices and Carbide Distribution // Tribology Transactions. 2013. Vol. 56. P. 33-40.

16. **Microstructure** and wear behaviour of WC-steel composite cladding / X.D. Du, Y.F. Wang, K. Wang, D.R. Xu // Materials Technology. 2011. Vol. 26. P. 90–95.

17. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б.Е. Патона. М.: Металлургия, 1974. 768 с.

18. Экспериментальные исследования влияния состава порошковых проволок систем легирования C—Si—Mn—Cr—V—Mo и C—Si—Mn—Cr—W—V / А.А. Уманский, Н.А. Козырев, Д.А. Титов // Бюллетень "Черная металлургия". 2016. № 4. С. 74—78.

19. Исследование и разработка новых составов порошковой проволоки для наплавки прокатных валков, обеспечивающих повышение эксплуатационных характеристик наплавленного металла / А.А. Уманский, Н.А. Козырев, Д.А. Титов // Производство проката. 2016. № 5. С. 43—47.

20. Исследование и разработка новых составов порошковой проволоки системы С—Si—Mn—Cr—V—Мо для наплавки прокатных валков / Н.А. Козырев, Н.В. Кибко, А.А. Уманский, Д.А. Титов, А.Г. Никитин // Известия вузов. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 10. С. 727—733.

21. Совершенствование состава порошковых проволок системы С—Si—Mn—Cr—W—V с целью повышения качества и эксплуатационных характеристик наплавленного слоя / Н.А. Козырев, Н.В. Кибко, А.А. Уманский, Д.А. Титов, Л.П. Бащенко // Известия вузов. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 11. С. 806—813.

Иван Васильевич Осетковский; Николай Анатольевич Козырев, д-р техн. наук, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru; Александр Игоревич Гусев; Роман Евгеньевич Крюков, канд. техн. наук; Марина Владимировна Попова, д-р техн. наук



КАЗНЕЛНО-ШІУШІОВОЛНОЕ

производство

УДК 620.186

И.А. Бурлаков, Д.М. Забельян (ПК "Салют" АО "ОДК", г. Москва), П.А. Петров, Бач Ву Чонг, Б.А. Степанов (Московский политехнический университет)

### Определение рациональных режимов осадки с кручением заготовок титана ВТ1-0 с применением метода активного эксперимента

Определены термомеханические режимы осадки заготовок, обеспечивающие максимальные механические характеристики материала. Обработка заготовок давлением включала всестороннюю ковку с последующей осадкой кручением с различными температурами нагрева заготовок и инструмента. Представлены результаты механических испытаний на растяжение и металлографических исследований титана BT1-0. Приведены зависимости предела прочности, предела текучести, относительного удлинения и достигнутой деформации от заданных технологических параметров.

**Ключевые слова:** титан ВТ1-0; осадка с кручением; испытание на растяжение; микроструктура; предел прочности; предел текучести; относительное удлинение.

The thermal and mechanical conditions of the torsion upsetting of workpieces providing the maximum strength properties of material is determined. The workpieces plastic working consisted of multiaxial pressing followed by torsion upsetting at various heating temperatures for workpieces and tool. The results of mechanical tensile tests and metallographic studies of VT1-0 titanium are presented. The relations of tensile strength, yield strength, relative extension, maximum strain on specified technological parameters are shown.

**Keywords:** VT1-0 titanium; torsion upsetting; tensile test; microstructure; tensile strength; yield strength; relative extension.

**Введение.** Как известно, одним из эффективных методов повышения прочностных характеристик металлов, в частности титана ВТ1-0, является формирование в нем *ультра-мелкозернистой* (УМЗ) и нанокристаллической структур. Известны различные методы формирования УМЗ-структуры, в том числе всесторонняя ковка, равноканальное угловое прессование, осадка с кручением и т.д. Формирование УМЗ-структуры позволяет уменьшить массу деталей, изготовляемых из титана ВТ1-0, прямо пропорционально повышению прочности материала (до 15...20 %) [1—5].

Имеющийся опыт и анализ литературных данных [6—8] показали, что для повышения прочностных характеристик титана и титановых сплавов эффективно применять интенсивную ковку с последующей осадкой заготовок с кручением верхнего деформирующего инструмента.

Цель работы — поиск аналитических зависимостей прочностных характеристик материала от технологических параметров процесса осадки с кручением.

Методика проведения исследований. Исходные заготовки из технического титана ВТ1-0 диаметром 35 мм и длиной 95 мм изготовляли интенсивной ковкой. Заготовки, нагретые в камерной печи без защитной атмосферы до температуры 400 °С, подвергали осадке на гидравлическом прессе ПА2636 силой 4000 кН плоскими плитами, подогретыми до температуры 300 °С. Интенсивную ковку осуществляли за несколько переходов с осадкой в торец и



Рис. 1. Общий вид (а) и схема (б) гидравлического пресса для штамповки с кручением: 1 — цилиндр; 2 — боковой цилиндр; 3 — винт; 4 — гайка; 5 — ползун; 6 — штамподержатель; 7 — ползун; 8 — инструмент; 9 — заготовка;  $\omega$  — угловая скорость вращения штамподержателя; v — скорость перемещения

протяжкой в прямом и обратном направлениях кантовкой на 90°. Деформация на каждом проходе составляла 15...20 %. В результате логарифмическая деформация, определяемая по уменьшению величины зерна, равна  $e \sim 2,5$ , предел прочности увеличился от 535 до ~600 МПа.

Для осадки с кручением применяли модернизированный гидравлический пресс мод. ДБ-2432 силой 1,6 МН. Круглые в плане заготовки нагружали одновременным воздействием осевой силы и крутящего момента за счет вращения деформирующего инструмента (рис. 1). Осадка с кручением осуществляется за счет опережающего движения гайки 4, встроенной в верхний ползун 5, относительно винта 3 с закрепленным на его конце штамподержателем 6, угловая скорость вращения которого  $\omega$  зависит от разности скоростей v<sub>5</sub> и v<sub>7</sub> ползунов 5 и 7 соответственно.

Образцы на растяжение изготовляли в соответствии со стандартами ПК "Салют" АО "ОДК" методом электроэррозии общей длиной 42 мм и длиной рабочей части 10 мм. Испытание на растяжение осуществляли на испытательной машине мод. LFM50 со скоростью 2 мм/мин. Металлографические исследования выполняли на бинокулярном микроскопе Olympus Delta с увеличениями 100 и 500. Величину нанокристаллических зерен после осадки с кручением определяли на сканирующем зондовом



Рис. 2. Микроструктуры титана ВТ1-0 в состоянии поставки (a) и после интенсивной ковки ( $\delta$ )

микроскопе СММ-2000 в режиме сканирующей туннельной микроскопии.

Величина зерна исходных заготовок титана ВТ1-0 30...40 мкм. Интенсивная ковка позволила уменьшить величину зерна до 2...4 мкм (рис. 2) и сформировать УМЗ-структуру. Это позволило повысить предел прочности материала  $\sigma_{\rm B}$  от 535 до ~600 МПа.

Для дальнейшего повышения прочностных характеристик образцы с УМЗ-структурой диаметром 35 мм и высотой 10 мм после интенсивной ковки были подвергнуты осадке с кручением согласно матрице экспериментов (табл. 1).

Исходные варьируемые технологические параметры: температура заготовки  $T_3$ , температура штампа  $T_{\rm m}$  и угол поворота верхнего инструмента  $\varphi$ . Функции отклика: предел прочности  $\sigma_{\rm B}$ , предел текучести  $\sigma_s$ , относительное удлинение  $\delta$  и достигаемая заготовкой деформация  $\varepsilon$ .

Из заготовок, осаженных с кручением в соответствии с матрицей (см. табл. 1), были вырезаны образцы на растяжение.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Результаты, полученные обработкой данных на растяжение, приведены в табл. 1.

Математическая обработка матрицы экспериментов позволила получить следующие зависимости:

1. Предел текучести:

$$\sigma_s = 607,15 + 0,241T_3 + 9,643e^{-3}T_{III} + 9,425e^{-2}\varphi - 0,173e^{-2}T_3T_{III} - 0,138e^{-2}T_3\varphi - 0,450e^{-3}T_{III}\varphi + 0,655e^{-5}T_3T_{III}\varphi,$$

средняя погрешность 3,467 %. 2. Предел прочности:

$$\sigma_{\rm B} = 1018,3 - 1,364T_3 - 0,952T_{\rm III} - 0,887\varphi + + 0,587e^{-2}T_3T_{\rm III} + 0,214e^{-2}T_3\varphi + + 0,307e^{-2}T_{\rm III}\varphi - 0,987e^{-5}T_3T_{\rm III}\varphi,$$

средняя погрешность 4,105 %. 3. Относительное удлинение:

$$\delta = 23,059 - 0,064T_3 - 0,025T_{\rm III} - 0,019\varphi + + 0,239e^{-3}T_3T_{\rm III} + 0,457e^{-4}T_3\varphi + + 0,451e^{-4}T_{\rm III}\varphi - 2,077e^{-7}T_3T_{\rm III}\varphi,$$

средняя погрешность 5,729 %. 4. Деформация:

$$\varepsilon = 158,50 - 0,225T_3 - 0,383T_{\rm III} - 0,115\varphi + + 0,114e^{-2}T_3T_{\rm III} + 0,327e^{-3}T_3\varphi + + 0,529e^{-3}T_{\rm III}\varphi - 0,149e^{-5}T_3T_{\rm III}\varphi,$$

средняя погрешность 4,518 %.

Как видно из аналитических зависимостей прочностных характеристик титана ВТ1-0, их погрешность не превышает 4...6 %, следовательно, они позволяют с достаточно высокой вероятностью задавать технологические режимы для получения требуемых прочностных свойств. В результате обработки полученных уравнений программой Matlab R2013b\_8.2.0.701 получены графические зависимости, представленные на рис. 3

Металлографические исследования образцов, полученных осадкой с кручением, показали наличие в них однородной структуры с ярко выраженным полосчатым характером,

Номер	$T_{3}$	$T_{ m m}$	. °	$\sigma_{s}$	$\sigma_{_B}$	δ	З
образца	٥	С	φ,	М	Па		%
1	300	300	360	608	727	10,07	79
2	300	300	720	571,5	691	7,44	83
3	20	300	360	594	747	13,52	61
4	20	300	720	575	776	10,33	82
5	300	200	360	609	630	11,61	76
6	300	200	720	565,5	611	6,81	83
7	20	200	360	583,5	753,5	11,27	76
8	20	200	720	623,5	700	10,22	85

1. Матрица экспериментов по осадке с кручением заготовок титана ВТ1-0 с УМЗ-структурой





*a*,  $e - \phi = 360^{\circ}$ ; *b*,  $e - \phi = 720^{\circ}$ 

а отдельные зерна практически не видны даже при большом увеличении. Исследование микроструктуры на сканирующем зондовом микроскопе СММ-2000 в режиме сканирующей туннельной микроскопии с увеличением 200 000 (рис. 4) позволило установить, что величина зерен составляет ~70...110 нм (табл. 2), что соответствует деформации e ~2,7.

На основании полученных данных определена ориентировочная зависимость прочности титана BT1-0 от величины зерна (рис. 5). Как видно из рис. 5, при осадке с кручением наблюдается значительно большее измельчение зерна, чем при интенсивной ковке, что суще-



Рис. 4. Структуры образцов титана BT1-0 (поперечное сечение) после интенсивной ковки с последующей осадкой с кручением:

а — плоское изображение, размеры кадра 3,8 мкм×3,8 мкм×131 нм; б — трехмерное изображение, размеры кадра 2,2 мкм×2,2 мкм× ×197 нм

Номер образца титана BT1-0	Средняя величина зерен, нм
1	105
2	112
3	91
4	74





Рис. 5. Зависимость предела прочности титана BT1-0 от величины зерна

ственно влияет на повышение прочностных характеристик титана BT1-0.

#### Выводы

1. Полученные уравнения для титана ВТ1-0 позволяют определять предел прочности  $\sigma_{\rm B}$ , предел текучести  $\sigma_s$ , относительное удлинение  $\delta$  и достигаемую заготовкой деформацию  $\varepsilon$  в зависимости от температуры заготовки  $T_3$ , температуры штампа  $T_{\rm III}$  и угла поворота верхнего инструмента  $\varphi$  в процессе осадки с кручением.

2. Расчетные зависимости прочностных характеристик для титана ВТ1-0 хорошо согласуются с экспериментальными данными.

3. Найденные зависимости позволяют прогнозировать прочностные характеристики,

достигаемые методами интенсивной ковки и осадки с кручением.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мулюков Р.Р. и др.** Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. М.: Наука, 2014. 286 с.

2. **Microstructure** development of steel during severe plastic deformation / Setsuo Takaki, Toshihiro Tsuchiyama, Koichi Nakashima, Hideyuki Hidaka, Kenji Kawasaki, Yuichi Futamura // Metals and Materials International. 2004. Vol. 10. P. 533–539.

3. **Modeling** the Structure Formation during Hot Deforming the Billets of the Parts of Gas-Turbine Engines Made of Heat-Resistant Nickel Alloy / I.A. Burlakov, V.A. Valitov, A.A. Ganeev, D.M. Zabel'yan, S.V. Morozov, R.Yu. Sukhorukov, F.Z. Utyashev // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2016. No. 5. P. 95–102.

4. **Утяшев Ф.З., Рааб Г.И.** Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Уфа: Гилем, 2013. 375 с.

5. Кандаров И.В. Формирование регламентированной структуры в сплаве ВТ6 для повышения эксплуатационных свойств лопаток газотурбинного двигателя: дис.... канд. техн. наук. Набережные Челны, 2016. 148 с.

6. Эволюция структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титана / И.А. Курзина, И.А. Божко, М.П. Калашников, А.Ю. Ерошенко, Ю.П. Шаркеев // Материаловедение. 2010. № 5. С. 48—55.

7. Sakai T., Belyakov A., Miura H. Ultrafine grain formation in ferritic stainless steel during severe plastic deformation // Metallurgical and Materials Transactions A. 2008. Vol. 3.  $\mathbb{N}$  9. P. 2206–2214.

8. Sakai T., Miura H., Belyakov A. et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions // Progress in Materials Science. 2014. Vol. 60. No. 1. P. 130–207.

Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук, burlakov-ia@uecrus.com; Дмитрий Михайлович Забельян; Бач Ву Чонг; Павел Александрович Петров, канд. техн. наук;

Павел Алексанорович Петров, кано. техн. наук, Борис Алексеевич Степанов, д-р техн. наук



А.Н. Петров (Московский политехнический университет), М.Р. Киселев (Институт физической химии и электрохимии имени А.Н. Фрумкина РАН, г. Москва)

### Исследование смазочных материалов на основе полимеров для процессов горячего деформирования

Исследованы три вида смазочных материалов (СМ) на основе полимеров методом термогравиметрического анализа. Изучены их тепловое поведение, трибологические свойства, определены коэффициенты трения. Все СМ характеризуются тремя участками массовых потерь. Установлен диапазон температур, в котором СМ могут работать на контакте заготовка—штамп.

Ключевые слова: смазочные материалы; полимер; трение; температура; заготовка; штамп.

Three types of polymer-based lubricants for forging are studied. The thermogravimetric analysis is used to study of temperature behavior and tribology properties of these lubricants. These lubricants had three area of the mass loss. The contact temperature area blank—die are determined for working of these lubricants.

Keywords: lubricants; polymer; friction; temperature; blank; die.

**Введение.** Смазочные материалы (СМ) на основе полимеров были разработаны за рубежом в 1980-х гг. как альтернатива коллоиднографитовым СМ [1]. Область применения этих СМ ограничена и, как правило, их используют в кузнечном производстве для штамповки поковок простой конфигурации или в тех случаях, когда предъявляются требования к поверхности поковок после штамповки (не допускается следов графита на поверхности поковок после штамповки), например на алюминиевых сплавах.

СМ должны предотвращать или уменьшать изнашивание трущихся поверхностей во всех режимах работы. Следовательно, СМ должны обладать соответствующей вязкостью и мало зависеть от температуры, чтобы уменьшать трение между сопряженными поверхностями. Учитывая ряд требований, предъявляемых к СМ, актуальны исследования некоторых свойств СМ на основе полимеров. С точки зрения улучшения экологической среды на сегодняшний день нет серьезных исследований, подтверждающих это утверждение фирмами — разработчиками СМ.

Методы и объекты исследования. Изучено тепловое поведение образцов. Для этой цели использовали термогравиметрический анализатор TGA Q500 фирмы TA Instruments (США). Испытания проводили в воздушной атмосфере в динамическом режиме прогрева со скоростью 10 °С/мин в диапазоне температур 25...600 °С. Навески образцов, помещаемые в платиновый тигель, не превышали 30 мг. Трибологические свойства определяли по методике осадки кольцевого образца, коэффициент трения  $\mu$  — по номограмме [1].

Исследовали следующие безграфитовые CM: Lubrodal F 53/30, Lubrodal F 318N производства фирмы Fuchs—Oil (Германия) и Bonderite L-FG 1105 производства фирмы HenKel—Rus (Германия).

Характеристики указанных материалов приведены в табл. 1.

Параметр	Lubrodal F 53/30	Lubrodal F 318N	Bonderite L-FG 1105
Внешний вид	Вязкая прозрачная жидкость	Прозрачная жидкость	Средней вязкости жидкость
Цвет	От бесцветного до желтоватого	От бесцветного до желтовато- сероватого	Светлый
Содержание сухого остатка, %	$30 \pm 1$	39 ± 1	Органическая основа
Динамическая вязкость по Брукфилду при 20 °C, МПа·с	$2000 \pm 1000$	$500 \pm 250$	_
Плотность при 20 °C, г/см <sup>3</sup>	$1,14 \pm 0,02$	1,16 ± 0,01	1,100

1.	Характеристики	исследуемых	образцов
----	----------------	-------------	----------



Рис. 1. Совмещенные интегральные кривые ТГА смазочных материалов:

1 - Lubrodal F 53/30; 2 - Lubrodal F 318N; 3 - Bonderite L-FG 1105

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 1 представлены совмещенные интегральные кривые *термогравиметрического анализа* (ТГА) образцов СМ: видны различие их профилей и неодинаковые потери по массе по ходу прогрева и к его окончанию (600 °C).

100 2,0 80 137 °C 1,5 Лотеря массы, %/°С Потеря массы, % 30 % 60 4072 °C 73 % 0.5 20 85 % 464 25 159°C 400 °C 102 °C 515 °C 0 0 100 200 300 400 500 600 Температура, °С a) 100 1,0 112 °C 48 °C 80 0,8 0%/% % Потеря массы, Лотеря массы, 60 0,6 °C 131 40 0.458 % 81.14 529 °C 83,20 % 20 0.2 412 292 °C 381 °C 25 °C 0 100 200 300 400 500 600 Температура, °С в)

Это может быть связано с химическим составом входящих в СМ компонентов и их соотношением. Интегральные кривые свидетельствуют о непрерывной потере массы практически на всем диапазоне прогрева и могут быть охарактеризованы соответствующими участками. Однако лучше всего это удается показать на кривых дифференциального термогравиметрического анализа (ДТГА). Дифференциальные кривые позволяют более точно определить число ступеней потери массы и их температурный диапазон.

На рис. 2, *а* приведены кривые ТГА и ДТГА образца Lubrodal F 53/30. Видно, что они состоят из нескольких ступеней. Наиболее заметны три ступени с пиками температур 72; 137 и 464 °С и, соответственно, с температурными областями 25...102 °С; 102...159 °С (первая ступень переходит во вторую) и третья ступень 400...515 °С. К концу первой ступени масса образца уменьшилась на 30 %, второй ступени — на 73 %, третьей ступени — на 84 % и к концу прогрева потери по массе достигли



### Рис. 2. Потеря массы исследуемых образцов при нагреве до температуры 600 °С:

*a* — Lubrodal F 53/30; *б* — Lubrodal F 318N; *в* — Bonderite L-FG 1105; *1* — интегральная кривая ТГА; *2* — дифференциальная кривая ДТГА

### 85 %. Вторая ступень резко переходит в участок (159...400 °С), на котором с замедлением, но продолжается уменьшение массы образца. На этом "ползучем" участке потеря массы составила около 1 %.

Кривые ТГА и ДТГА образца Lubrodal F 318N (рис. 2,  $\delta$ ) также имеют несколько участков с температурными пиками 90; 139; 504 и 532 °С и с соответствующими им температурными областями: 25...120; 120...162; 472...524 и 524...532 °С. Указанные ступени попарно переходят друг в друга. После первой пары масса образца уменьшалась на 70 %, а после второй — на 81 % или до потерь конца прогрева. На кривой ТГА также имеется практически горизонтальный участок в температурном интервале 162...472 °С с потерей массы чуть более 2 %.

Как и для двух рассмотренных СМ кривые образца Bonderite L-FG 1105 (рис. 2, в) свидетельствуют о непрерывной потере массы на всем диапазоне прогрева с пиками 112; 148; 412 и 529 °С и температурными областями 25...131; 131...192; 381...439 и 490,04...572 °С и соответствующими после каждой области потерями массы 58; 81; 84 и 88 % к окончанию прогрева. Отметим также наличие "ползучего" участка в области температур 192...524 °С, на котором в отличие от аналогичных участков кривых образцов Lubrodal F 53/30 и Lubrodal F 318N присутствуют широкий пик с температурой 292 °С и ступенька с уменьшением массы 1...1,5 %. Данные о потере массы по ходу прогрева исследованных СМ представлены в табл. 2.

На основании полученных результатов следует вывод, что все СМ могут быть охарактеризованы тремя участками: быстрым — до 160...190 °С, "ползучим" — до 400...500 °С и несколько ускоренным после этих температур. На быстром (первом) участке потери массы составляют в среднем от 70 до 80 %. Этот экспериментальный факт может быть связан с потерей растворителя, разбавителя или даже низкомолекулярных фракций полимера.

В процессах горячего деформирования различных материалов с учетом особенностей технологического процесса (горячая штамповка/выдавливание или изотермическая штамповка) температура штампа  $T_{\rm шт}$  на контакте заготовка—штамп может быть более 700 °С. Исходя из этого предположения, выби-

2. Потеря массы при нагреве до температуры 6	500	°C
--	-----	----

Смазочный материал	Температура, °С	Потеря массы, %		
	102	30,18		
Lubrodal E $52/20$	162	72,61		
Lubioual F 55/50	390	73,30		
	596	84,86		
	120	48,05		
Lubradal E 219N	196	70,19		
Lubrodal F 518IN	544	81,18		
	596	81,66		
	131	57,93		
Bonderite	192	81,14		
L-FG 1105	378	83,13		
	596	87,97		

рают соответствующий штамповый материал, который обеспечивает минимальные затраты и приемлемую себестоимость поковок.

Применение смазочных материалов — один из способов дополнительного повышения срока службы инструмента (стойкости) и снижения затрат на инструмент. Смазочный материал должен создавать не только трибологический эффект, но и обеспечивать термостабилизацию работы штампа. Оптимальная температура на поверхности штампа 150...200 °С. При этом условии и при условии правильной эксплуатации штампа возможно получить оптимальную стойкость инструмента с учетом характеристик выбранного штампового материала.

Кольцевые образцы из углеродистой стали осаживали на электровинтовом прессе силой 4,0 МН. Параметры пресса: ход ползуна пресса S; сила P; энергия удара E; скорость v; температура штампов  $T_{\rm шт}$  контролируется системой контроля и управления прессом и отображается на дисплее системы программного управления пресса. Нагрев образцов осуществляли в камерной электропечи с системой цифрового контроля температуры нагрева.

В табл. 3 приведены исходные параметры эксперимента. Для сравнения результатов эксперимента кольцевые образцы осаживали с безграфитовым и графитовым СМ. В каждом эксперименте осаживали по 10 кольцевых образцов.

Кольцевые образ	зцы	Смазочные	материалы	Инструмент (плоский штамп)					
Размеры <i>D</i> × <i>d</i> × <i>H</i> , мм 40×20×14		CM № 1	Bonderite L-FG 1105 (безграфитовый)	Марка стали	5XHM				
Марка стали	30X	CM № 2	Bonderite L-FG 344/S (графитовый)	Температура блока <i>Т</i> <sub>бл</sub> , °С	250				
Параметр шероховатости <i>Rz</i> , мкм (среднее значение)	13,98	Разбавление	1:5	Контроль	Порерций				
Температура нагрева, °С	1160	Метод нанесения на штамп	Распыление	температуры, °С	пирометр MR102				
Время нагрева, мин	69	Время нанесения, с	2						
Обозначения: <i>D</i> — н	Обозначения: <i>D</i> — наружный диаметр; <i>d</i> — внутренний диаметр; <i>H</i> — высота.								

3. Исходные параметры осадки кольцевого образца

#### 4. Результаты осадки кольцевых образцов

CM	<i>d</i> <sub>1</sub>	h	S	D vII E	Е,	y y/o	Τ <sub>б</sub>	$T_{\rm IIIT}$	Rz,	
CM		ММ		<i>г</i> , кп	кп кДж	v, m/c	°C		МКМ	μ
Nº 1	13,02	6,98	204.0	1608,5	- 2,4	197,2	247	186	13,98	0,30
Nº 2	16,35	6,90	504,9	1687,3			246		13,64	0,14
Обозначения: <i>d</i> <sub>1</sub> , <i>h</i> — внутренний диаметр и высота после осадки.										

коллоидно-графитовых смазочных материалов представляет интересное направление в производстве смазочных материалов. Загрязненность рабочего места штамповщика снижается, однако экологическая среда кузнечного цеха не улучшается. Выбор смазочного материала для горячего деформирования раз-





Рис. 3. Кольцевые образцы после осадки:

a— безграфитовый CM Bonderite L-FG 1105; <br/>б— графитовый CM Bonderite L-FG 344/S

На рис. 3 показаны два кольцевых образца после осадки.

В табл. 4 приведены результаты осадки кольцевых образцов.

Анализ полученных результатов применительно к технологическим процессам горячего деформирования показал, что исследуемые смазочные материалы могут работать в диапазоне температур на контакте заготовка штамп в интервале  $200 \le T \le 400$  °C.

Применение полимерных материалов в кузнечно-штамповочном производстве взамен

личных материалов должен охватывать техникоэкономические и экологические аспекты [2].

Заключение. Исследовано влияние температуры нагрева на изменение состава СМ на основе полимеров. Установлено, что исследуемые СМ до температур 160...180 °С резко теряют массу. Диапазон температур  $200 \le T \le 400$  °С представляется реальным для применения СМ на основе полимеров в процессах горячего деформирования.

Часть экспериментальных исследований была выполнена на оборудовании ЦКП Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Петров А.Н. Коллоидно-графитовые смазочные материалы в процессах горячего деформирования сталей и сплавов. М.: МГМУ "МАМИ", 2012. 212 с.

2. Петров А.Н., Петров П.А., Петров М.А. Штампы. Износ. Смазочные материалы: учеб. пособие. М.: Московский политех, 2017. 123 с.

Александр Николаевич Петров, д-р техн. наук, alexander\_petr@mail.ru; Михаил Романович Киселев

### ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ

### ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.778.016.3.004.18

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

### Характер влияния параметров деформации на осевое напряжение и оптимальный угол волочения проволоки из материалов с разными кривыми упрочнения. Часть 1. Прирост осевого напряжения от контактного трения, противонатяжения и деформации сдвига материала проволоки в зависимости от угла волочения

Для шести моделей упрочнения приведены зависимости от угла волочения для осевого напряжения на выходе рабочего конуса и калибрующего пояска, прироста осевого напряжения в пояске, от контактного трения и деформации сдвига материала проволоки на входе и выходе рабочего конуса волоки при разных значениях коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. При оптимальных углах волочения осевое напряжение на выходе рабочего конуса и пояска волоки минимальное, а прирост осевого напряжения в пояске максимальный. Приведены значения оптимального угла волочения при разных моделях упрочнения, значениях коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. Построены зависимости для доли в напряжении волочения прироста осевого напряжения от контактного трения, противонатяжения и деформации сдвига материала проволоки. Прирост осевого напряжения от контактного трения и его доля в напряжении волочения уменьшились с ростом угла волочения и от действия противонатяжения. С увеличением угла волочения непрерывно повышается прирост осевого напряжения от действия противонатяжения, при этом линии для доли этого прироста в напряжении волочения имеют максимум при разных параметрах деформации. Показана возможность нулевого прироста осевого напряжения от противонатяжения по выражению, включенному в формулу И.Л. Перлина для расчета напряжения волочения. Построены зависимости от угла волочения для предложенного критерия эффективности использования противонатяжения при разных моделях упрочнения и параметрах деформации. При значении предложенного критерия 100 % прирост осевого напряжения от противонатяжения равен нулю. Данные расчета оптимального значения угла волочения показали необходимость учета формы кривой упрочнения при выборе рабочей геометрии волок.

Ключевые слова: волочение; проволока; калибрующий поясок волоки; критерий эффективности противонатяжения; осевое напряжение; коэффициент контактного трения; оптимальный угол волочения.

For six hardening models, the dependences on the drawing angle for the axial stress at the working cone output and the die parallel, the increase in the axial stress in the parallel on the contact friction and on the shear deformation of the wire material at the input and output of the working cone of the die for different values of the drawing and friction coefficients and the back-pull stress are presented. At optimum drawing angles axial stress at the output of the working cone and parallel of die is minimum and increase in the axial stress in the parallel is maximum. The values of the optimal drawing angle for different hardening models and the values of the drawing and friction coefficients and the back-pull stress are given. The dependences for the fraction in the drawing stress of the increase of the axial stress on contact friction, back stress and shear deformation of the wire material are constructed. The increase in the axial stress from contact friction and its fraction in the drawing angle, the increase in drawing angle and from the action of the back stress. With increase in the drawing angle, the increase in the axial stress from the action of the back stress is continuously increased, and the lines for the fraction of this increase in the drawing stress have maximum at different deformation parameters. The possibility

of zero increase of the axial stress from the back stress according to the expression included in the I.L. Perlin formula is shown for the calculation of drawing stress. Dependences on the drawing angle for the proposed effectiveness criterion of the use of the back stress for different hardening models and deformation parameters are constructed. At the value of the proposed criterion is 100 %, the increase in the axial stress from the back stress is zero. The calculation data of the optimal drawing angle show the need to take into account the shape of the hardening curve when choosing the working geometry of the dies.

**Keywords:** drawing; wire; die parallel; back stress effectiveness criterion; axial stress; contact friction coefficient; optimum drawing angle.

Состояние вопроса и задачи исследования. Равенство прироста осевого напряжения от действия контактного трения и деформации сдвига материала проволоки (прутка) определяет оптимальный угол рабочего конуса волоки, при котором сила (напряжение) волочения минимальна [1-5]. Для теории и практики волочения представляет интерес оценка прироста осевого напряжения на преодоление трения и осуществление деформации сдвига и пластического формоизменения в проходе волочения при разных моделях упрочнения материала проволоки. Противонатяжение снижает действие контактного трения на напряженное состояние, силу и температуру волочения [6-9]. Поэтому необходимо установить характер влияния противонатяжения на прирост осевого напряжения от контактного трения и оптимальный угол волочения.

Для расчета оптимального угла волочения  $\alpha_{\text{опт}}$  используют формулы, не включающие параметры кривой упрочнения [1—3, 10, 11]. В работах [12, 13] предложены при моделях упрочнения (1) и (2) соответствующие формулы (3) и (4) для определения угла  $\alpha_{\text{опт}}$ :

$$\sigma_{\mathrm{T}k} = \sigma_{\mathrm{T}0}\mu^k; \tag{1}$$

$$\sigma_{\mathrm{T}k} = \sigma_{\mathrm{T}0} + m\varepsilon^n = \sigma_{\mathrm{T}0} + m(\ln\mu)^n; \qquad (2)$$

$$tg \alpha_{0\Pi T}^{2} = \frac{3\sqrt{3}}{2} f \frac{\mu^{k} - 1}{k(\mu^{k} + 1)} \left(1 - \frac{\sigma_{q}}{\sigma_{T0}}\right) = \frac{f(\mu^{k} - 1)(1 - \sigma_{q}/\sigma_{T0})}{0,385k(\mu^{k} + 1)};$$
(3)

$$tg^2 \alpha_{\rm OHT} = Af(1 - \sigma_q/\sigma_{\rm T0})/B, \qquad (4)$$

где  $A = \sigma_{T0} \ln \mu + m(\ln \mu)^{n+1}/(n+1);$   $B = 2\sqrt{3}\sigma_{T0} \times \times (2 + m(\ln \mu)^n/\sigma_{T0})/9;$   $\sigma_{T0}, \sigma_{Tk}$  — предел текучести соответственно на входе и выходе рабочего конуса волоки;  $\mu = d_0^2/d_k^2$  — коэффициент вытяжки;  $d_0, d_k$  — значения диаметра проволо-ки (прутка) соответственно на входе и выходе

волоки;  $\varepsilon = \ln \mu$  — степень деформации; *k*, *m*, *n* — коэффициенты упрочнения при моделях упрочнения (1) и (2); *f* — коэффициент трения;  $\sigma_q$  — напряжение противонатяжения.

При отсутствии деформационного упрочнения (k = m = 0) из формул (3) и (4) следует

$$\operatorname{tg} \alpha_{\text{опт}}^{2} = \frac{3\sqrt{3}}{4} f \ln \mu \left(1 - \frac{\sigma_{q}}{\sigma_{\text{T0}}}\right). \tag{5}$$

В работах [12, 13] выполнены расчеты угла  $\alpha_{\text{опт}}$  при нескольких моделях упрочнения. Поэтому необходимо расширить данные об оптимальном значении угла  $\alpha_{\text{опт}}$  при разных моделях упрочнения.

Цель работы — сравнительная оценка прироста осевого напряжения на осуществление пластического формоизменения и деформации сдвига на входе и выходе рабочего конуса волоки, на преодоление контактного трения при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволоки.

Аналитические зависимости для расчета исследуемых показателей. На выходе рабочего конуса осевое напряжение  $\sigma_{zk}$  рассчитывали по формуле

$$\sigma_{zk} = \sigma_{z1} + \sigma_{zq} + \sigma_{cd}, \tag{6}$$

где  $\sigma_{z1}$  — прирост осевого напряжения в рабочем конусе;  $\sigma_{zq}$  — прирост от действия напряжения противонатяжения  $\sigma_q$ ;  $\sigma_{cd}$  — прирост напряжения на деформацию сдвига металла.

Составляющие формулы (6) при моделях упрочнения (1) и (2) определяются соответствующими зависимостями [6—9]:

$$\sigma_{z1} = \frac{\sigma_{\tau 0}}{k} \left( \mu^k - 1 \right) \left( 1 + f / \operatorname{tg} \alpha \right); \tag{7}$$

$$\sigma_{z1} = \left[ \sigma_{T0} \ln \mu + \frac{m}{n+1} (\ln \mu)^{n+1} \right] (1 + f / tg \alpha);$$
 (8)

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[ 1 - \frac{f(\mu^k -)1}{k \operatorname{tg} \alpha} \right];$$
(9)

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[ 1 - \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha} \left( \ln \mu + \frac{m(\ln \mu)^{n+1}}{\sigma_{\tau 0}(n+1)} \right) \right]; \quad (10)$$

$$\sigma_{cd} = \frac{2\sigma_{\tau 0} \operatorname{tg} \alpha \left(1 + \mu^{k}\right)}{3\sqrt{3}}; \quad (11)$$

$$\sigma_{cd} = \frac{2 \operatorname{tg} \alpha \left( 2 \sigma_{\mathrm{T0}} + m (\ln \mu)^n \right)}{3\sqrt{3}}.$$
 (12)

При отсутствии деформационного упрочнения (k = m = 0) из формул (7) и (8) следует зависимость

$$\sigma_{z1} = \sigma_{t0} \ln \mu (1 + f/tg\alpha), \qquad (13)$$

которая отличается от формулы Зибеля только значением предела текучести  $\sigma_{\rm T}$ . В формуле Зибеля используется среднее значение предела текучести в очаге пластической деформации.

Из формул (9) и (10) для расчета прироста осевого напряжения от действия противонатяжения при отсутствии упрочнения определяют уравнение [14]

$$\sigma_{zq} = \sigma_q (1 - f \ln\mu/tg\alpha). \tag{14}$$

В работе [15] предложена формула для расчета прироста осевого напряжения в калибрующем пояске, учитывающая напряженное состояние в рабочем конусе

$$\sigma_{z\pi} = 2fL(\sigma_{\tau k} - \sigma_{zk})r_k, \qquad (15)$$

где  $\sigma_{zk}$  — осевое напряжение на выходе рабочего конуса;  $r_k$  — радиус заготовки после деформации. Прирост  $\sigma_{zn}$  зависит от параметров деформации через напряжение  $\sigma_{zk}$ , которое определяется также формой кривой упрочнения [6—9].

Осевое напряжение на выходе калибрующего пояска волоки:

$$\sigma_z = \sigma_{zk} + \sigma_{z\pi}.$$
 (16)

При отсутствии калибрующего пояска  $\sigma_z = \sigma_{zk}$ .

Прирост осевого напряжения от действия контактного трения рассчитывали по формуле [17]

$$\sigma_{zf} = \sigma_z - \sigma_z (f = 0), \tag{17}$$

где  $\sigma_z$ ,  $\sigma_z$  (f = 0) — осевое напряжение на выходе рабочего конуса или калибрующего

пояска при наличии и отсутствии контактного трения.

Приняты следующие модели упрочнения:

$$\sigma_{\rm T} = 112 + 521(\ln\mu)^{0,415}; \tag{18}$$

$$\sigma_{\rm T} = 340 + 950(\ln\mu)^{0,37}; \tag{19}$$

$$\sigma_{\rm T} = 1000 + 220(\ln\mu)^{0.35}; \tag{20}$$

$$\sigma_{\rm T} = 511\mu^{1,37};$$
 (21)

$$\sigma_{\rm T} = 676\mu^{1,09};$$
 (22)

$$\sigma_{\rm T} = 1000\,\mu^{0,00001}.\tag{23}$$

В зависимостях (18)—(23) обозначение  $\sigma_{\rm T}$  принято для текущего значения предела текучести при коэффициенте вытяжки µ в отличие от среднего значения предела текучести в очаге пластической деформации, используемой, например, в формуле Зибеля для расчета прироста осевого напряжения в рабочем конусе волоки.

Эмпирическая формула (18) для предела текучести латуни Л63 взята из работы [18]. Предел текучести латуни интенсивно увеличивается с ростом степени деформации, что показывает кривая *1* на рис. 1. Зависимость (19) получена для проволочной заготовки из стали 12Х18Н10Т при термической обработке по общепринятому заводскому режиму при производстве проволоки из нержавеющих сталей: охлаждение в воде после выдержки при температуре 1050 °C [17]. Кривая упрочнения построена по результатам определения предела текучести проволоки по-



Рис. 1. Зависимости предела текучести  $\sigma_{\rm T}$  от коэффициента вытяжки µ при различных моделях упрочнения: 1 — модель упрочнения (18); 2 — (19); 3 — (20); 4 — (21); 5 — (22); 6 — (23)

Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Том 17. № 5

сле двух проходов волочения заготовки после термической обработки с суммарной степенью деформации 40 % (коэффициент вытяжки µ за два прохода 1,66).

У стали 12Х18Н10Т предел текучести также интенсивно повышается, особенно при малых степенях деформации (кривая 2 на рис. 1). Линия 3 при модели упрочнения (20) отражает высокий рост предела текучести при малых деформациях (µ < 1,15) и невысокий прирост предела текучести при коэффициенте µ > 1,3. Кривая 4 построена для стали 12Х18Н10Т после той же термической обработки по данным предела текучести проволоки, протянутой по маршрутам волочения с высокой степенью деформации (суммарный коэффициент вытяжки  $\mu > 4$ , суммарная технологическая степень деформации  $Q = 100 \% (d_0 - d_k)/d_0 > 75 \%$ ). Линия 5 для высокопрочного дисперсионнотвердеющего сплава ХН40МДТЮ (22) определяет изменение предела текучести проволоки при холодном волочении по маршрутам с высокой степенью деформации [17]. Режим термической обработки сплава перед волочением такой же, как заготовки из стали 12Х18Н10Т. Линии 4 и 5 почти прямолинейные и интенсивно повышаются с ростом степени деформации. Линия 5 выше линии 4, так как исходный предел текучести σ<sub>т0</sub> для сплава ХН40МДТЮ 676 МПа (22), а для стали 12Х18Н10Т (21) 511 МПа.

Для уточнения влияния интенсивности упрочнения на показатели деформации и значение оптимального угла волочения принята модель (23) с малым значением коэффициента упрочнения k. (При нулевом значении коэффициента упрочнения k наблюдается сбой расчета на компьютере прироста осевого напряжения по формуле (7) из-за деления конечной величины на ноль.) Линия  $\delta$  (см. рис. 1) для зависимости предела текучести при отсутствии упрочнения (23) параллельна оси абсцисс.

Результаты расчета и их анализ. Для моделей упрочнения (18)—(23) построены зависимости для осевого напряжения  $\sigma_z$  на выходе рабочего конуса и пояска волоки и прироста осевого напряжения  $\sigma_{zn}$  в калибрующем пояске от волочения угла  $\alpha$  при коэффициенте трения f = 0,075 (рис. 2). Угол  $\alpha$  варьировали в интервале 3...21°. Приняли коэффициент вытяжки  $\mu = 1,25$  и 1,50, напряжения противонатяжения  $\sigma_q = 0$  и  $\sigma_q = 0,25\sigma_{r0}$ . Длина и радиус калибрующего пояска 1 мм.

Все кривые для осевого напряжения о, имеют минимум, а кривые для прироста напряжения  $\sigma_{7\pi}$  — максимум. Кривые 1 (см. рис. 2) для напряжения на всех графиках находятся ниже других линий из-за меньшего значения исходного предела текучести латуни (18), равного 112 МПа. Кривая 3 показывает более высокое напряжение о<sub>2</sub>, так как для модели (20) больше исходный предел текучести  $\sigma_{r0} = 1000 \text{ M}\Pi a$ при наличии деформационного упрочнения. Кривая 6 для напряжения σ<sub>7</sub> при модели (23) ниже кривой 3, так как отсутствует деформационное упрочнение при равном исходном пределе текучести от при моделях (20) и (23). Линии 2 и 4 для стали 12X18H10T, построенные соответственно при моделях упрочнения (19) и (21), показывают разные значения напряжения  $\sigma_{7}$ . Линия 2 выше линии 4 особенно при отсутствии противонатяжения (см. рис. 2, а, в, ж, и). Кривая 5 для сплава ХН40МДТЮ (22) находится выше линий 2 и 4. Сравнение расположения соответствующих линий на рис. 2, а и б, на рис. 2, в и г при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$ , на рис. 2, ж и з, на рис. 2, и и к при коэффициенте вытяжки µ = 1,50 показывает рост напряжения  $\sigma_7$  на выходе рабочего конуса и пояска от действия противонатяжения.

На рис. 2, д, е, л, м зависимости для прироста осевого напряжения одп в калибрующем пояске получены с использованием формулы (15). Значения напряжения  $\sigma_{2\Pi}$  на рис. 2,  $\partial$ , eможно представить также как результат разности значений напряжения о, на выходе пояска (см. рис. 2, в, г) и рабочего конуса (см. рис. 2, а, б) при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$ . При  $\mu = 1,50$  напряжение  $\sigma_{z\pi}$  на рис. 2, л, м является результатом разности значений напряжения  $\sigma_z$  на выходе пояска (см. рис. 2, *u*, к) и рабочего конуса (см. рис. 2, ж, з). От действия противонатяжения уменьшилось напряжение  $\sigma_{2\pi}$ , что следует из сравнения соответствующих кривых на рис. 2, д и е при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$ , кривых на рис. 2, л и *м* при коэффициенте  $\mu = 1,50$ .

От увеличения коэффициента вытяжки также снизился прирост напряжения  $\sigma_{zn}$  в пояске при отсутствии и действии противонатяжения. Это следует из сравнения данных рис. 2,  $\partial$  и *л* при  $\sigma_q = 0$  и рис. 2, *е* и *м* при  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ . При коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,50$  и отсутствии противонатяжения (см. рис. 2, *л*) ось абсцисс

### ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



Рис. 2. Зависимости для осевого напряжения  $\sigma_z$  и прироста осевого напряжения  $\sigma_{zn}$  в калибрующем пояске волоки от угла волочения  $\alpha$  при коэффициенте трения f = 0,075:

 $a-e - \mu = 1,25; \ m-m - \mu = 1,50; a, b, m, 3 -$ осевое напряжение на выходе рабочего конуса; b, c, u,  $\kappa$  - осевое напряжение на выходе пояска; d, e, л, m - прирост осевого напряжения в калибрующем пояске; a, b, d, m u,  $n - \sigma_q = 0; b, c, e, 3, \kappa, m - \sigma_q = 0,25\sigma_{T0}; 1 -$ модель упрочнения (18); 2 - (19); 3 - (20); 4 - (21); 5 - (22); b - (23)

пересекает кривая 6 для модели (23) при отсутствии деформационного упрочнения, а при действии противонатяжения ось абсцисс пересекают кривые 3 и 6 (см. рис. 2, m). В точках пересечения кривых фиксируется угол  $\alpha$ , при котором отсутствует прирост осевого напряжения  $\sigma_{z\pi}$  в пояске, а на выходе рабочего конуса волоки осевое напряжение  $\sigma_{zk}$  равно пределу текучести  $\sigma_{tk}$  материала проволоки (13). Кривая 6 определяет на оси абсцисс два предельных значения угла  $\alpha$ , при которых коэффициент  $\gamma = \sigma_{tk}/\sigma_{zk}$  запаса прочности

И.Л. Перлина равен 1. Равенство  $\gamma = 1$  при нулевом приросте осевого напряжения  $\sigma_{z\pi}$  в пояске следует из модифицированной формулы С.И. Губкина [18]:

$$\sigma_{z\pi} = 2\sigma_{\pi k} f L (1 - 1/\gamma) / r_k.$$

Необходимо отметить, что при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,50$  и действии противонатяжения (см. рис. 2, *м*) кривая *1* для латуни с относительно малым пределом текучести выше кривых *3* и *6* соответственно для моделей (20) и (23) с исходным пределом текучести  $\sigma_{\tau 0} = 1000$  МПа.

Данные рис. 2 показывают смещение минимума для напряжения  $\sigma_z$  и максимума для прироста осевого напряжения  $\sigma_{zn}$  в сторону увеличения угла  $\alpha$  от повышения коэффициента вытяжки и в направлении уменьшения угла  $\alpha$  от действия противонатяжения при всех моделях упрочнения.

Визуально трудно определить из рис. 2 степень различия значений оптимального угла  $\alpha_{ont}$  при разных моделях упрочнения. Влияние коэффициентов вытяжки и трения, напряжения противонатяжения при моделях упрочнения (18)—(23) на оптимальный угол волочения  $\alpha_{\text{опт}}$  приведено в табл. 1 и 2. Значение угла  $\alpha_{\text{опт}}$ дано с точностью до второй цифры после запятой, так как зависимость оптимального угла от модели упрочнения незначительная.

Угол α<sub>опт</sub> больше для моделей упрочнения (18) и (19), что согласуется с расположением кривых 1 и 2 на рис. 2. При степенной модели упрочнения (1) несущественная зависимость угла  $\alpha_{\text{опт}}$  от коэффициента упрочнения k, что показывают данные табл. 1 и 2 для моделей упрочнения (21)—(23). При большем значении коэффициента k = 1,37 модели (21) меньше оптимальный угол α<sub>опт</sub>, что показывают кривые 4 рис. 2. Коэффициенты вытяжки и трения, напряжение противонатяжения в большей степени влияют на угол аопт, чем вид модели упрочнения. Большинство формул для расчета оптимального угла волочения аопт не включают коэффициент(ы) упрочнения. Формула (5), как частный случай формул (3) и (4), при отсутствии деформационного упрочнения также без коэффициента упрочнения и полностью

Модель	f = 0,025		f = 0	0,075	<i>f</i> = 0,15		
упрочнения	$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$	$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$	$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$	
(18)	5,39	4,67	9,28	8,06	13,02	11,30	
(19)	5,34	4,63	9,19	7,98	12,89	11,21	
(20)	4,94	4,28	8,51	7,38	11,95	10,38	
(21)	4,85	4,20	8,35	7,25	11,79	10,20	
(22)	4,85	4,21	8,37	7,26	11,75	10,21	
(23)	4,86	4,22	8,39	7,28	11,78	10,23	

1. Оптимальные значения угла волочения  $\alpha_{onr}$  при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$  и различных коэффициентах трения *f*, напряжениях противонатяжения  $\sigma_a$  и моделях упрочнения

2. Оптимальные значения угла волочения  $\alpha_{ont}$  при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,50$  и различных коэффициентах трения *f*, напряжениях противонатяжения  $\sigma_a$  и моделях упрочнения

					-		
Модель	f = 0,025		f = 0	0,075	f = 0,15		
упрочнения	$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{r0}$	$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{r0}$	$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{r0}$	
(18)	7,32	6,35	12,55	10,91	17,47	15,25	
(19)	7,25	6,29	12,43	10,81	17,31	15,11	
(20)	6,67	5,77	11,43	9,94	15,96	13,91	
(21)	6,46	5,60	11,10	9,64	15,51	13,51	
(22)	6,49	5,63	11,15	9,69	15,58	13,57	
(23)	6,54	5,67	11,24	9,78	15,70	13,68	

совпадает с аналогичной формулой Ю.С. Зыкова [19].

Построены зависимости прироста осевого напряжения от действия контактного трения  $\sigma_{zf}$  (17) при коэффициенте трения f = 0,075 и коэффициентах вытяжки  $\mu = 1,25$  (рис. 3) и 1,50 (рис. 4) от угла волочения  $\alpha$ . На рис. 3 и 4 также приведены зависимости для доли прироста напряжения  $\sigma_{zf}$ , %, в осевом напряжении  $\sigma_z$  на выходе рабочего конуса и калибрующего пояска, рассчитанной по формуле

$$\delta \sigma_{zf} = 100 \sigma_{zf} / \sigma_{z}. \tag{24}$$

Для оценки влияния калибрующего пояска волоки на прирост осевого напряжения  $\sigma_{zf}$  и долю его прироста  $\delta\sigma_{zf}$  построены зависимости при отсутствии пояска (см. рис. 3, a-e, рис. 4, a-e) и при его наличии с длиной и радиусом 1 мм (см. рис. 3,  $\mathcal{m}-\kappa$ , рис. 4,  $\mathcal{m}-\kappa$ ). Для более четкого разделения линий при разных моделях упрочнения зависимости для доли прироста  $\delta\sigma_{zf}$  при отсутствии калибрую-





щего пояска построены на двух интервалах варьирования угла  $\alpha$ : при малых значениях 3... 3,5° и больших значениях угла волочения  $\alpha = 16...21°$ (см. рис. 3, *в*—*е*, рис. 4, *в*—*е*).

Очередность расположения линий вдоль оси ординат одинаковая для напряжения  $\sigma_z$  (см. рис. 2) и прироста осевого напряжения  $\sigma_{zf}$  при отсутствии пояска (см. рис. 3, *a*, *б*, рис. 4, *a*, *б*). При наличии пояска несколько линий при разных моделях упрочнения пересекаются (рис. 3, *ж*, *з*, рис. 4, *ж*, *з*). От действия



Рис. 4. Прирост осевого напряжения от действия контактного трения  $\sigma_{zf}$  и его доля  $\delta \sigma_{zf}$  при коэффициентах вытяжки  $\mu = 1,50$  и трения f = 0,075:

пояска заметно увеличился прирост осевого напряжения  $\sigma_{zf}$  при отсутствии противонатяжения и коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$ , что видно из сравнения расположения соответствующих зависимостей на рис. 3, *а* и *ж*. При действии противонатяжения и коэффициентах вытяжки  $\mu = 1,25$  и 1,50 напряжение  $\sigma_{zf}$  менее отличается при отсутствии и наличии пояска. От увеличения  $\mu$  от 1,25 до 1,50 возросло напряжение  $\sigma_{zf}$  при отсутствии (из сравнения рис. 3 *a*, *б* и рис. 4, *a*, *б*) и наличии пояска (из сравнения рис. 3,  $\mathcal{K}$ , з и рис. 4,  $\mathcal{K}$ , з). Линии для напряжения  $\sigma_{zf}$  при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$  и 1,50 с увеличением угла  $\alpha$ сближаются при отсутствии и наличии противонатяжения и калибрующего пояска, т.е. при фиксированном значении степени деформации (коэффициента вытяжки) уменьшается влияние модели упрочнения материала проволоки на напряжение  $\sigma_{zf}$  с ростом угла  $\alpha$ .

Порядок расположения вдоль оси ординат линий для доли прироста бо<sub>zf</sub> существенно отличается от порядка расположения кривых σ<sub>zf</sub>. Доля прироста δσ<sub>zf</sub> при отсутствии пояска больше для модели (18), что показывают линии 1. Несколько меньше значение  $\delta \sigma_{zf}$ для модели (19), представленной линиями 2 (см. рис. 3, в-е, рис. 4, в-е). При наличии пояска линии 1 и 2 занимают разное расположение относительно других кривых графиков на рис. 3, и, к и рис. 4, и, к при отсутствии и наличии противонатяжения. В этом случае линия 1 выше линий 2 и 3. При действии противонатяжения и отсутствии пояска (рис. 3,  $\partial$ , e, рис. 4,  $\partial$ , e) доля  $\delta \sigma_{zf}$  заметно меньше при отсутствии деформационного упрочнения (линии 6). От действия противонатяжения меньше степень различия значений бо<sub>г</sub> при отсутствии и наличии пояска (см. рис. 3,  $\partial$ , e, рис. 3, к). При коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,50$  (см. рис. 4) менее заметно влияние пояска на показатель  $\delta\sigma_{zf}$ , чем при коэффициенте  $\mu = 1,25$  (см. рис. 3). Это объясняется тем, что прирост осевого напряжения  $\sigma_{2\Pi}$  в пояске при коэффициенте  $\mu = 1,50$  меньше (см. рис. 3, *л*, *м*), чем при  $\mu = 1,25$  (см. рис. 3,  $\partial$ , *e*).

Таким образом, данные рис. 3 и 4 показывают уменьшение от действия противонатяжения и с ростом угла  $\alpha$  напряжения  $\sigma_{zf}$  и его доли  $\delta\sigma_{zf}$ . От увеличения коэффициента вытяжки  $\mu$  от 1,25 до 1,50 при отсутствии пояска возросла величина  $\delta\sigma_{zf}$  при отсутствии и наличии противонатяжения. При наличии пояска с повышением обжатия заметно уменьшилась доля  $\delta\sigma_{zf}$  при отсутствии противонатяжения. Величина  $\delta\sigma_{zf}$  больше при наличии калибрующего пояска, чем при его отсутствии особенно при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$  и отсутствии противонатяжения.

Противонатяжение влияет на осевое напряжение на выходе рабочего конуса и калибрующего пояска волоки, а также прирост осевого напряжения от действия контактного трения  $\sigma_{rf}$  В работах [8, 14, 20] показано, что при некоторых условиях волочения отсутствует прирост осевого напряжения от действия противонатяжения. Из формул (9) и (10) определены значения коэффициента трения  $f_0$ , при которых нулевой прирост осевого напряжения  $\sigma_{zq}$  от действия противонатяжения [8, 14]. Также из формул (9) и (10) можно определить значения угла  $\alpha_0$  при нулевом приросте осевого напряжения  $\sigma_{zq}$  для моделей упрочнения (1) и (2) соответственно:

$$\operatorname{tg} \alpha_0 = \frac{f\left(\mu^k - 1\right)}{k}; \qquad (25)$$

$$\operatorname{tg} \alpha_0 = f \left[ \ln \mu + \frac{m \ln \mu^{n+1}}{\sigma_{\mathrm{T}0}(n+1)} \right]. \tag{26}$$

При отсутствии деформационного упрочнения (k = m = 0) формулы (25) и (26) определяют зависимость

$$tg\alpha_0 = f \ln\mu. \tag{27}$$

Для принятых моделей упрочнения на рис. 5 приведены зависимости для прироста осевого напряжения  $\sigma_{zq}$  и доли  $\delta$ , %, этого прироста в величине напряжения волочения  $\sigma_z$ , рассчитанной по формуле

$$\delta = 100\sigma_{za}/\sigma_z$$

Абсцисса точек пересечения кривых для напряжения  $\sigma_{zq}$  и доли  $\delta$  с прямой линией  $\theta$  фиксирует значение угла  $\alpha_0$  при нулевом напряжении  $\sigma_{zq}$ , что показано на рис. 5, *в*—*e*, *з*.

Кривые для прироста напряжения σ<sub>га</sub> непрерывно повышаются с ростом угла а при всех моделях упрочнения. Интенсивность роста напряжения σ<sub>za</sub> высокая при малых значениях угла (α < 3°). Линии для показателя δ имеют максимум. Для напряжения о<sub>га</sub> линия 1 находится ниже других кривых по причине меньшего значения предела  $\sigma_{r0}$  у латуни (18). При коэффициентах вытяжки  $\mu = 1,25$  и трения f = 0,075 линии не пересекают ось абсцисс (см. рис. 5, а, б). Линии 1 и 2 для показателей  $\sigma_{za}$  и  $\delta$  при повышенном f = 0,15 и  $\mu = 1,25$  и незначительных значениях угла α пересекают прямую линию  $\theta$  (см. рис. 5, *в*, *г*). Это объясняется отрицательным приростом осевого напряжения от действия противонатяжения при повышенных значениях коэффициентов

#### ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



Рис. 5. Прирост осевого напряжения от действия противонатяжения  $\sigma_{zq}$  и его доля  $\delta$  в напряжении волочения  $\sigma_z$ :

a-e - L = 0; ж, 3 - L = 1 мм; a-e, ж,  $3 - \mu = 1,25$ ;  $\partial$ ,  $e - \mu = 1,50$ ; a,  $\delta$ ,  $\partial - \kappa - f = 0,075$ ; e, z, 3 - f = 0,15;  $\partial -$  нулевая ордината для значений напряжения  $\sigma_{za}$  и доли  $\delta$ ; остальные обозначения см. рис. 4

вытяжки и трения, интенсивном деформационном упрочнении и невысоком угле волочения  $\alpha$  [8, 14]. Эти линии *1* и *2* соответственно для латуни и стали 12Х18Н10Т с интенсивным деформационным упрочнением также пересекают линию  $\theta$  при коэффициентах трения f == 0,075 и вытяжки  $\mu = 1,50$  (см. рис. 5,  $\partial$ , *e*). Линии *3*—*6*, особенно кривая *6* при отсутствии деформационного упрочнения и кривая *3* для материала с малой интенсивностью упрочнения при коэффициентах вытяжки  $\mu = 1,25$  и 1,50, показывают невозможность уменьшения осевого напряжения от действия противонатяжения даже при повышенных значениях коэффициента вытяжки и трения и малом угле  $\alpha$ .

При  $\mu = 1,25$  и 1,50 и значительном коэффициенте трения f = 0,15 для модели (23) с отсутствием деформационного упрочнения угол волочения  $\alpha_0$  по формуле (27) соответственно равен 1,9 и 3,5°. В работе [21] показано, что во второй формуле И.Л. Перлина (28) для расчета напряжения волочения прирост осевого напряжения от действия противонатяжения учитывается выражением (29):

$$\sigma_z = \ln \mu (\sigma_{\rm T} + f/{\rm tg} \alpha_{\rm II} (\sigma_{\rm T} - \sigma_q)) + \sigma_q; \quad (28)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q (1 - f \ln\mu/tg\alpha_{\Pi}), \qquad (29)$$

где  $\alpha_{n}$  — приведенный угол [2].

Формула (29) совпадает с зависимостью (14) за исключением величины угла: в формуле (14) действительное значение угла волочения α. Из формулы (29) следует величина приведенного угла, при которой отсутствует прирост осевого напряжения от противонатяжения

$$tg\alpha_{\Pi} = f \ln\mu. \tag{30}$$

Поскольку α > α<sub>п</sub> [2, 21], то при наличии калибрующего пояска и использовании формулы (30) нулевой прирост напряжения  $\sigma_{zq}$  возможен при большем угле  $\alpha$ , чем при расчете  $\alpha_0$  по формуле (27).

Показатель  $\delta$  меньше при наличии калибрующего пояска, так как поясок не влияет на прирост напряжения  $\sigma_{zq}$  и увеличивает напряжение волочения  $\sigma_{z}$ . Это видно из сравнения данных на рис. 5,  $\delta$  и рис. 5,  $\infty$  при коэффициентах вытяжки  $\mu = 1,25$  и трения f = 0,075, на рис. 5, e и рис. 5, s при  $\mu = 1,25$  и f = 0,15. Значение показателя  $\delta$  больше при меньшей интенсивности упрочнения материала проволоки (см. кривые 3 и 6 на рис. 5).

Значения тангенса угла  $\alpha_0$  по формуле (26) для латуни (18) и стали 12Х18Н10Т (19) при  $\mu =$ = 1,25 и *f* = 0,15: 0,093 и 0,073 соответственно. В этом случае значения угла  $\alpha_0$ , при которых прирост осевого напряжения от действия противонатяжения  $\sigma_{zq}$  нулевой, равны 5,3 и 4,2° соответственно для латуни и стали 12Х18Н10Т. Данные расчета согласуются с графическим определением значений угла  $\alpha_0$  для кривых 1 и 2 на рис. 5, *в*, *е*.

Из формул (9) и (10) выделили соответствующие выражения  $\Delta \sigma_{zq}$ :

$$\Delta \sigma_{zq} = \frac{\sigma_q f\left(\mu^k - 1\right)}{k \operatorname{tg} \alpha}; \tag{31}$$

$$\Delta \sigma_{zq} = \frac{\sigma_q f}{\operatorname{tg} \alpha} \left[ \ln \mu + \frac{m(\ln \mu)^{n+1}}{\sigma_{\mathrm{T0}}(n+1)} \right].$$
(32)

Формулы (31) и (32) определяют "полезное" напряжение, уменьшающее осевое напряжение  $\sigma_z$  от действия противонатяжения. Долю напряжения  $\Delta \sigma_{zq}$  в напряжении противонатяжения  $\sigma_q$  выразили в процентах по формуле

$$\Theta_{\pi} = \frac{100\Delta\sigma_{zq}}{\sigma_q}.$$
(33)

Равенство характеризует эффективность применения противонатяжения. При  $\Im_{\Pi} = 100 \%$ 



Рис. 6. Напряжение Δσ<sub>zq</sub> по формулам (31) и (32) и эффективность Э<sub>п</sub> (33) применения противонатяжения в зависимости от угла волочения α:

 $a-e-\mu = 1,25;$ ,  $e-\mu = 1,50;$ , d, e-f = 0,075;, e-f = 0,15; 1- модель упрочнения (18); 2-(19);3-(20); 4-(21); 5-(22); 6-(23) прирост осевого напряжения от противонатяжения равен нулю.

Зависимости показателей  $\Delta \sigma_{zq}$  и  $\Im_{\Pi}$  от угла волочения  $\alpha$  приведены на рис. 6 при параметрах деформации, использованных при построении рис. 5. Зависимости рис. 6 показывают снижение показателей  $\Delta \sigma_{zq}$  и  $\Im_{\Pi}$  с ростом угла  $\alpha$ . Напряжение  $\Delta \sigma_{zq}$  меньше для латуни (кривая *1*), так как при его расчете по формулам (31) и (32) напряжение противонатяжения  $\sigma_q$  определяется исходным пределом текучести ( $\sigma_q = 0,25\sigma_{\Pi}$ ). А поскольку напряжение противонатяжения  $\sigma_q$  в формуле (33) стоит в знаменателе, то величина  $\Im_{\Pi}$  для латуни (18) больше.

Линии 1 и 2 для показателя  $\Im_{\Pi}$  при повышенном значении коэффициента трения f = 0,15и коэффициенте  $\mu = 1,25$  (см. рис. 6, e) выше ординаты 100 %, так как напряжение  $\Delta \sigma_{zq}$ больше приложенного напряжения противонатяжения  $\sigma_q$ , т.е. при  $\Im_{\Pi} > 100$  % прирост осевого напряжения  $\sigma_{zq} < 0$  (см. рис. 5, e). При  $\mu =$ 1,50 и f = 0,075 (см. рис. 6, e) линии 1 и 2 также пересекают ординату 100 %. Линии 1 и 2 на рис. 6, e несколько выше, чем на рис. 6, e, т.е. при  $\mu = 1,25$  (b) увеличение f = 0,075 до 0,15 (e) вызвало меньшую степень роста эффективности  $\Im_{\Pi}$ , чем при увеличении  $\mu$  от 1,25 до 1,50 (e) при f = 0,075.

На рис. 7 при моделях упрочнения (18) — (23) приведены зависимости от угла волочения  $\alpha$  для прироста осевого напряжения от деформации сдвига  $\sigma_{cd}$  и доли  $\delta\sigma_{cd}$  этого прироста при коэффициенте трения f = 0,075. Долю  $\delta\sigma_{cd}$  прироста осевого напряжения  $\sigma_{cd}$  в осевом напряжении  $\sigma_z$  на выходе рабочего конуса и пояска рассчитывали по формуле

 $\delta \sigma_{cd} = 100 \sigma_{cd} / \sigma_z. \tag{34}$ 

Зависимости на рис. 7 показаны на двух интервалах варьирования угла волочения  $\alpha$ : 5...8° и 16...21°. Показатель  $\delta \sigma_{cd}$  при наличии калибрующего пояска с длиной и радиусом 1 мм определен при коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$  и отсутствии противонатяжения (см. рис. 7, *л*, *м*). Прирост осевого напряжения  $\sigma_{cd}$  по формулам (11) и (12) не зависит от напряжения противонатяжения в отличие от его доли  $\delta \sigma_{cd}$  в осевом напряжении  $\sigma_{zk}$ . Поэтому в описании рис. 7 для прироста напряжения  $\sigma_{cd}$  не указано напряжение противонатяжения.

Напряжение  $\sigma_{cd}$  и доля  $\delta\sigma_{cd}$  в отличие от показателей  $\sigma_{zf}$  и  $\delta\sigma_{zf}$  на рис. 3 и 4 увеличиваются с ростом угла волочения α. Линии для напряжения σ<sub>cd</sub> и доли δσ<sub>cd</sub> расходятся с увеличением угла α. Это обусловлено усилением влияния модели упрочнения на показатели  $\sigma_{cd}$ и δσ<sub>cd</sub> с повышением угла α. С увеличением коэффициента вытяжки от 1,25 (см. рис. 7, а) до 1,50 (рис. 7,  $\delta$ ) предел текучести  $\sigma_{\tau k}$  при моделях упрочнения (18)-(22) повысился, а при модели (23) не изменился. В результате возросло напряжение  $\sigma_{cd}$  по формулам (11) и (12) при моделях (18)-(22), что показывает сравнение расположения линий 1-6 на рис. 7, а и б. Линия 3 при модели упрочнения (20) находится выше других линий, так как больше среднее значение предела текучести в очаге пластической деформации. Для стали 12Х18Н10Т (линии 2 и 4) близкие значения  $\sigma_{cd}$  при обеих моделях упрочнения (19) и (21).

Доля бо<sub>с</sub> (34) увеличивается с ростом напряжения  $\sigma_{cd}$  и уменьшением напряжения волочения σ<sub>7</sub>. С повышением коэффициента вытяжки µ более интенсивно увеличивается напряжение  $\sigma_z$ , чем напряжение  $\sigma_{cd}$ . Поэтому значение доли δσ<sub>cd</sub> меньше при большем коэффициенте вытяжки 1,50 при отсутствии и наличии противонатяжения. При увеличении коэффициента вытяжки µ от 1,25 до 1,50 величина δσ<sub>cd</sub> в большей степени уменьшилась при повышенных значениях угла α. От действия противонатяжения снизился показатель  $\delta \sigma_{cd}$  при  $\mu = 1,25$  и 1,50. Это уменьшение более заметно при коэффициенте вытяжки µ = 1,25. Калибрующий поясок не влияет на напряжение  $\sigma_{cd}$ , но увеличивает напряжение волочения  $\sigma_z$ . Это вызывает снижение показателя  $\delta\sigma_{cd}$  при повышении длины пояска в случае отсутствия изменения других параметров деформации. При f = 0,075 и  $\mu = 1,25$ , отсутствии противонатяжения и одинаковых моделях упрочнения значения показателя бо<sub>с</sub> при отсутствии пояска (см. рис. 7, в, г) больше, особенно при значительных углах волочения α, чем аналогичные значения δσ<sub>cd</sub> на рис. 5, л, м, вычисленные при длине и радиусе пояска 1 мм.

Значение доли  $\delta\sigma_{cd}$  находится в сложной зависимости от параметров деформации. Например, линии *1* и *2* при отсутствии противонатяжения и коэффициенте вытяжки  $\mu = 1,25$  (см. рис. 7, *в*, *г*) находятся ниже других линий. Причем линия *1* ниже линии *2*. При действии



Рис. 7. Прирост осевого напряжения от деформации сдвига  $\sigma_{cd}$  и доля  $\delta\sigma_{cd}$  этого прироста в напряжении волочения  $\sigma_z$  при коэффициенте трения f = 0,075:

*a*, *в*-*е*, *л*, *м* –  $\mu$  = 1,25; *б*, *ж*– $\kappa$  –  $\mu$  = 1,50; *в*, *г*, *ж*, *з*, *л*, *м* –  $\sigma_q$  = 0; *д*, *е*, *u*,  $\kappa$  –  $\sigma_q$  = 0,25 $\sigma_{\text{т0}}$ ; *a*- $\kappa$  – *L* = 0; *л*, *м* – *L* = 1 мм; *I* – модель упрочнения (18); *2* – (19); *3* – (20); *4* – (21); *5* – (22); *6* – (23)

противонатяжения и  $\mu = 1,25$  (см. рис. 7,  $\partial$ , e) линии 1 и 2 выше других линий. При этом линия 1 выше линии 2. При  $\mu = 1,50$  и  $\sigma_q = 0$  и малых значений угла  $\alpha$  (см. рис. 7, u) линии 1 и 2 пересекаются и ниже других линий. При тех же значениях коэффициента  $\mu$  и напряжения противонатяжения  $\sigma_q$  и значительных углах  $\alpha$  (см. рис. 7,  $\kappa$ ) линия 2 ниже линии 1.

Заключение. Для шести моделей упрочнения приведены зависимости от угла волочения для осевого напряжения на выходе рабочего конуса и калибрующего пояска, прироста осевого напряжения в пояске, от контактного трения и деформации сдвига материала проволоки на входе и выходе рабочего конуса волоки при разных значениях коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. При оптимальных значениях угла волочения осевое напряжение на выходе рабочего конуса и пояска волоки минимальное и прирост осевого напряжения в пояске максимальный. Приведены значения оптимального угла волочения при разных моделях упрочнения и значениях коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения (см. табл. 1 и 2). При модели упрочнения (1) оптимальный угол по формуле (3) несущественно уменьшается с ростом коэффициента упрочнения к. При отсутствии деформационного упрочнения (k = m = 0) из формул (3) и (4) следует зависимость (5) для расчета оптимального угла α<sub>опт</sub>, полностью совпадающая с формулой Ю.С. Зыкова [19]. Данные расчета оптимального угла α<sub>опт</sub> показывают необходимость учета формы кривой упрочнения при выборе рабочей геометрии волок.

Построены зависимости для доли  $\delta\sigma_{zf}$  в напряжении волочения  $\sigma_z$  прироста осевого напряжения  $\sigma_{zf}$  от контактного трения. Величина  $\delta\sigma_{zf}$  уменьшилась с ростом угла волочения  $\alpha$  и от действия противонатяжения. От увеличения коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,50 при отсутствии пояска возросла величина  $\delta\sigma_{zf}$ . При наличии пояска с повышением обжатия заметно уменьшилась доля  $\delta\sigma_{zf}$  при отсутствии противонатяжения. Величина  $\delta\sigma_{zf}$  больше при наличии калибрующего пояска.

С увеличением угла волочения непрерывно повышается прирост осевого напряжения σ<sub>га</sub> от действия противонатяжения при разных параметрах деформации. При этом линии для доли δ прироста осевого напряжения σ<sub>zq</sub> в напряжении волочения σ<sub>7</sub> имеют максимум (см. рис. 5). Доля б больше при отсутствии деформационного упрочнения материала проволоки. Кривые для напряжения σ<sub>га</sub> и доли δ пересекают нулевую ординату при повышенных значениях коэффициентов вытяжки и трения (см. рис. 5, e - e, 3) и незначительном угле волочения. Предложены формулы (25)—(27) для определения угла α<sub>0</sub> при нулевом приросте осевого напряжения  $\sigma_{zq}$  от действия противонатяжения. Показана возможность нулевого прироста осевого напряжения от противонатяжения по выражению, включенному в формулу И.Л. Перлина (28). Построены зависимости для предложенного критерия эффективности  $\Im_{n}$  применения противонатяжения от угла волочения  $\alpha$  при разных моделях упрочнения и параметрах деформации (см. рис. 6). При величине  $\Im_{n} = 100 \%$  прирост осевого напряжения  $\sigma_{zq}$  от противонатяжения равен нулю.

Прирост осевого напряжения  $\sigma_{cd}$  от деформации сдвига меньше для латуни вследствие малого предела текучести в сравнении с другими принятыми моделями упрочнения (см. рис. 7). Доля  $\delta\sigma_{cd}$  напряжения  $\sigma_{cd}$  в напряжении волочения  $\sigma_z$  кроме модели упрочнения существенно зависит от коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. Показатели  $\sigma_{cd}$  и  $\delta\sigma_{cd}$  непрерывно повышаются с увеличением угла волочения  $\alpha$ .

Для стали 12Х18Н10Т (см. кривые 2 и 4 на рис. 2—7) соответственно при моделях упрочнения (19) и (21) получены разные значения для показателей деформации ( $\sigma_z$ ,  $\sigma_{z\Pi}$ ,  $\sigma_{zf}$ ,  $\sigma_{zq}$ ,  $\sigma_{cd}$ ,  $\alpha_{o\Pi T}$ ,  $\Theta_{\Pi}$ ,  $\delta\sigma_{zf}$  и т.п.). Таким образом, для одного материала кривые упрочнения, построенные по результатам определения предела текучести проволоки с разными степенями деформации, различаются, что и обусловливает неодинаковые расчетные показатели деформации.

### 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 противонатяжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.

4. **Roger N. Wright.** Wire Technology Process Engineering and Metallurgy. 2011. 320 p.

5. **Hosford W.F., Caddell R.M.** Metal Forming. Mechanikcs and Metallurgy. Cambridgy University Press. 2007. 312 p.

6. Запас прочности и эффективность формоизменения проволоки в зависимости от угла волочения / Г.Н. Гурьянов, О.С. Железков, С.И. Платов, Д.В. Терентьев // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. № 1. С. 24—30.

7. **Гурьянов Г.Н.** Показатели напряженного состояния и запаса прочности в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки в зависимости от параметров деформации и моделей упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2016. № 4. С. 26—37. 8. **Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В.** Влияние формы кривой деформационного упрочнения на напряжение волочения и запас прочности круглого сплошного профиля // Технология металлов. 2018. № 2. С. 13–24.

9. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Влияние интенсивности упрочнения и угла рабочего конуса волоки на осевое напряжение, запас прочности и прирост средней температуры в проходе волочения проволоки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 4. № 3. С. 99—106.

10. Должанский А.М. Определение тягового напряжения и оптимального угла волоки с учетом критерия формы очага деформации // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2003. № 4. С. 61—63.

11. Колмогоров Г.Л., Латышева Т.В., Филиппов В.Б. Оптимизация технологических параметров волочильного производства // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. Г.С. Гуна. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2006. Вып. 34. С. 105—110.

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

13. Гурьянов Г.Н. Степень различия показателей волочения при разных моделях упрочнения материала круглого сплошного профиля и равном значении среднего предела текучести в очаге пластической деформации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 10. С. 435—441.

14. **Гурьянов Г.Н.** К разработке эффективного процесса волочения с противонатяжением круглой сплошной заготовки через волоки с различной формой профиля рабочего канала // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2013. № 3. С. 66—74.

15. **Гурьянов Г.Н.** Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34—36.

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

17. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.

18. **Гурьянов Г.Н.** Прирост осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки от контактного трения при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволоки // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 8. С. 32—44.

19. Волочение: учеб. пособие / А.И. Рудской, В.А. Лунев, О.П. Шаболдо. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. 126 с.

20. Шахпазов Х.С., Недовизий И.Н., Ориничев В.И. и др. Производство метизов. М.: Металлургия, 1977. 392 с.

21. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Сравнительная оценка показателей деформации при расчете с применением действительного угла волочения и приведенного угла И.Л. Перлина при разных моделях упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2018. № 11. С. 10—24.

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





ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

### "ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

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

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

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

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.74.011:669.1.017:669.018.44

**М.Д. Фукс** (НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург), **М.А. Фролов** (Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

# Влияние фазового состава на жаростойкость конструкционных сплавов Fe—25Cr—35Ni

Экспериментально определена стойкость к окислению жаропрочных аустенитных сплавов на основе системы Fe—25Cr—35Ni. Установлен комплексный характер процесса окисления сплавов, связанный с многофазностью их структуры. Получены зависимости содержания кислорода на поверхности различных фаз в структуре сплава после высокотемпературной выдержки различной длительности. Показана роль отдельных фаз сплава в его стойкости к окислению.

Ключевые слова: литые сплавы Fe—25Cr—35Ni; высокотемпературное окисление; микроструктура; фазовый состав; работоспособность.

The resistance to oxidation of heat-resistant austenitic alloys based on the Fe–25Cr–35Ni system is experimentally determined. The complex nature of the oxidation process of alloys, associated with the multiphase of their structure, is established. The dependences of the oxygen content on the surface of various phases in the structure of the alloy after high-temperature exposure of various durations are obtained. The role of the individual phases of the alloy in its resistance to oxidation is shown.

**Keywords:** cast Fe–25Cr–35Ni alloys; high-temperature oxidation; microstructure; phase composition; serviceability.

Длительная высокотемпературная эксплуатация литых жаропрочных сплавов системы Fe—25Cr—35Ni—C—Si—Nb сопровождается их окислением, что в значительной степени определяет ресурс энергетического оборудования. Структура этих сплавов является многофазной и в литом состоянии содержит матричную  $\gamma$ -фазу на Fe—Cr—Ni-основе; эвтектику, состоящую из карбида на основе хрома (M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) и матричной фазы; равномерно распределенный в матрице карбид ниобия (NbC) [1—3].

При длительной эксплуатации в интервале рабочих температур 700...1200 °С карбидные фазы в структуре непрерывно взаимодействуют с матрицей, образуя промежуточные интерметаллидные фазы переменного состава [4—8]. Сопротивление различных фаз окислению значительно различается. Это существенно

усложняет процесс окисления сплава и возможность прогнозирования его работоспособности [9].

Характерно также, что структура оксида, образующаяся на поверхности сплава Fe—25Cr— 35Ni—C—Si—Nb, формируется в нестационарных условиях, является полиэдрической. При этом диффузионная проницаемость оксида по границам зерен значительно выше, чем по объему, а сама структура сплава неустойчива и при высоких температурах склонна к собирательной рекристаллизации, образованию трещин и летучих соединений, вызывающих ее деструкцию в процессе окисления.

В связи с этим анализ процесса окисления жаропрочных многокомпонентных сплавов на основе системы Fe—Cr—Ni при длительной высокотемпературной эксплуатации необходимо проводить для конкретных условий

работы и определенных состава сплава, технологии производства деталей и рабочей среды.

Цель исследования — изучение процесса высокотемпературного окисления сплавов системы Fe—25Cr—35Ni—C—Si—Nb и анализ роли фазового состава в обеспечении его жаростойкости в условиях, соответствующих эксплуатационным для высокотемпературных установок энергетического машиностроения.

Методика проведения исследований. Фактический химический состав исследованного сплава 45Х26Н33С2Б2 приведен в табл. 1. Сплав выплавляли в индукционной печи емкостью 500 кг на чистых шихтовых материалах и разливали в песчаные формы — стандартные клиновые литейные пробы (ГОСТ 977—88).

Для оценки жаростойкости сплава изготовляли образцы размерами 10×10×15 мм. Испытания проводили с использованием вакуумной камеры с водяным охлаждением и вольфрамовым нагревателем. Установка поддерживает вакуум 10-2-10-3. Контроль температуры образца осуществляется W—Re-термопарой, точность измерения температуры ±2 °C.

1. Фактический химический состав сплава 45Х26Н33С2Б2, % мас. (Fe — остальное)

С	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Мо	Ti	N
0,46	1,73	1,31	25,5	35,6	1,60	0,59	0,31	0,21	0,05

После высокотемпературной выдержки в интервале температур 400...1150 °С в воздушной среде и в вакууме измеряли глубину окисленного слоя и исследовали вглубь от поверхности структуру, фазовый состав сплава и характер распределения химических элементов.

Микроструктуру сплава изучали на оптическом металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 при увеличениях 50...1000 и с помощью растрового электронного микроскопа Quanta 200 3D FEG. Микрорентгеноспектральный анализ распределения элементов в фазах проводили на установке Tescan VEGA 5136 LM с точностью определения концентрации (%, отн.): для Fe, Ni, Cr, Si, Nb, Mo, W, Ti – 3 %; для C, N – 20 %.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Экспериментальные результаты структурного и фазового анализа сплава приведены в табл. 2. Из этих данных следует, что при длительной высокотемпературной выдержке химический состав матричного твердого раствора и карбида ниобия является стабильным, а первичный эвтектический карбид на основе хрома —  $M_7C_3$  преобразуется в карбид  $M_{23}C_6$ . Состав промежуточных интерметаллидных фаз непрерывно изменяется. Известно, что химический состав различных фаз сплава значительно отличается, что должно существенно влиять на их стойкость к окислению [10—12].

Состояние сплава, режим нагрева	Фаза и ее расположение в структуре	Условная формула фазы	Содержание основных элементов, % ат.
	Матричный твердый раствор	—	3,8 Si; 0,9 Mn; 25,0 Cr; 33,0 Ni; 36,5 Fe; 0,5 Nb
Исходное литое	В эвтектике	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	9,1 C; 78,8 Cr, 8,4 Fe; 1,6 Ni; 0,7 Mo; 1,4 W
	В матрице	NbC	11,7 C; 84,8 Nb; 0,8 Ti; 1,2 Cr; 0,7 Fe; 0,8 Ni
1150 °С, 100 ч	Матричный твердый раствор	—	4,3 Si; 0,9 Mn; 24,0 Cr; 33,5 Ni; 36,7 Fe; 0,5 Nb
	В эвтектике	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	5,3 C; 73,5 Cr; 12,3 Fe; 4,4 Ni; 1,2 Mo; 3,3 W
1150 °С, 50 ч	ү'-фаза на границе карбида ниобия хрома и матрицы	C. N. C. M. F. MI	14,2 Si; 35,3 Cr; 26,6 Ni; 4,5 Fe; 6,0 Nb; 13,4 N
1150 °C 100	Центр ү'-фазы, расположенной в матрице	$Cr_7 N1_5 S1_3 N_3 Feind$	14,5 Si; 33,8 Cr; 27,0 Ni; 4,6 Fe; 6,3 Nb; 13,8 N
1150 C, 100 4	Граница ү'-фазы, расположенной в матрице	Cr <sub>7</sub> Ni <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> N <sub>3</sub> Fe <sub>3</sub> Nb	11,8 Si; 31,7 Cr; 27,6 Ni; 11,7 Fe; 4,6 Nb; 12,6 N
1150 °C, 50 ч	γ"-фаза на границе с карбидом ниобия	Cr <sub>5</sub> NiFe	66,0 Cr; 14,3 Fe; 14,3 Ni
1150 °С, 2 ч	ү'-фаза внутри карбида ниобия	Fe <sub>7</sub> Cr <sub>4</sub> Ni <sub>8</sub> Si	35,0 Fe; 20,0 Cr; 40,0 Ni; 5,0 Si

2. Химический состав фаз в структуре исследованного сплава в литом состоянии и после длительной высокотемпературной выдержки

Фаза	Спектр на рис. 1	Содержание элементов, % мас.								
		0	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	
Карбид ниобия Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> (условно)	1, рис. 1, а	32,5	—	0,6	3,4	3,8	2,6	56,5	0,6	
	1, рис. 1, б	30,0	—	—	1,7	2,1	1,9	64,2	—	
Карбид хрома	2, рис. 1, а	1,5	—	_	78,6	12,3	5,8	_	1,7	
Матрица	2, рис. 1, б	2,8	1,9	—	22,4	37,1	34,8	0,3	—	

3. Химический состав поверхности фаз в структуре сплава после выдержки при температуре 600 °C, 10 мин на воздухе

Анализ микроструктуры литого сплава после выдержки при температуре 600 °С на воздухе показал, что характер окисления разных фаз в нем, действительно, значительно отличается (рис. 1). Количественно это подтверждено результатами определения химического состава окисленного слоя на поверхности различных



20 мкм



Рис. 1. Характер окисления карбида ниобия (а, спектр 1), карбида хрома (а, спектр 2) и матрицы (б, спектр 2) в структуре сплава после выдержки при температуре 600 °С, 10 мин на воздухе. РЭМ

фаз (табл. 3). Наибольшему окислению подвергается карбид ниобия, причем равномерно по всей поверхности образца. Это согласуется с данными [10].

Установленные закономерности окисления фаз в исследованном сплаве сохраняются и при температуре 800 °С (табл. 4). Однако степень окисления фаз при повышении температуры от 600 до 800 °С увеличивается (см. табл. 3, 4).

Характерно, что окисление фаз в сплаве наблюдается и после высокотемпературной выдержки в вакууме, однако активность этого процесса в вакууме незначительная, причем и в этом случае наиболее интенсивно окисляется карбид ниобия (табл. 5).

4.	Химический	состав	поверхност	ги фаз е	в структу	ре сплава
пос	ле выдержки	при те	емпературе	800 °C,	10 мин	на воздухе

	Условная	Co	Содержание элементов, % мас.								
Φаза	формула	0	Si	Cr	Fe	Ni	Nb	W			
Матрица	γ-фаза, окислена	7,2	1,9	22,8	32,8	30,4	0,2	_			
Карбид ниобия	Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	38,2	0,8	10,1	10,7	8,9	30,3	_			
Карбид хрома	Оксидная пленка на карбиде	5,0	0,2	83,2	9,6	1,7	0,2	_			

5. Химический состав поверхности фаз в структуре сплава после выдержки при температуре 800 °C, 10 мин в вакууме

Фаза и ее условная	Содержание элементов, % мас.								
формула	0	Si	Cr	Fe	Ni	Nb	W		
Матрица	4,6	1,7	20,3	33,8	32,5	_	6,1		
Карбид ниобия Nb <sub>2</sub> O (условно)	7,2	_	3,0	0,7	1,1	87,8	1,65		
γ'-φaзa, Cr <sub>7</sub> Ni <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> N <sub>3</sub> FeNb	4,8	7,2	35,5	5,7	34,0	8,2	3,4		
Карбид хрома	5,7	_	83,9	3,7	0,5	0,4	4,6		



30 мкм

Рис. 2. Микроструктура окалины и окисленного поверхностного слоя образца литого сплава после выдержки 565 ч при температуре 1150 °С под напряжением 6 МПа на воздухе. РЭМ

Для количественной оценки жаростойкости литого сплава Fe—25Cr—35Ni—C—Si—Nb в условиях работы высокотемпературных установок исследовали образцы после испытаний на длительную прочность при температуре 1150 °C на воздухе при внешнем напряжении 6 МПа. Длительность испытаний до момента разрушения образцов сплава составила более 550 ч.

6. Химический состав оксидов в слое окалины и фаз в структуре окисленного слоя на поверхности образца литого сплава после выдержки 565 ч при температуре 1150 °С под напряжением 6 МПа на воздухе

Фаза		Спектр	Содержание элементов, % мас.						
(условно)		на рис. 2	0	Si	Cr	Fe	Ni	Nb	
C=O	1		37,0	0,7	61,8	0,5	—		
$CrO_2$	2	в окалине	36,9	0,4	62,1	0,5	_	_	
$\begin{array}{c} M_{2}O_{3} \\ \{(CrSi)_{2}O_{3}\} \end{array}$	3		32,1	12,4	55,4	_	_		
MO <sub>2</sub> (SiO <sub>2</sub> )	4	D. MOTOVIJO	44,5	22,5	3,0	8,4	8,2	13,3	
ү'-фаза (окислена)	5	в матрице	19,2	10,3	8,8	29,6	27,2	4,9	

Анализ структуры сплава показал существенное окисление всех фаз в приповерхностной области образцов. Однако глубина окалины относительно невелика и составляет 15...25 мкм (рис. 2). Наибольшему окислению по сравнению с другими фазами, присутствующими в структуре сплава, как и при температурах 600...800 °С, подвергается карбид ниобия. В этом случае (при 1150 °С) он практически отсутствует в окисленном слое образца в результате окисления и сублимации.

7. Содержание кислорода в фазах, присутствующих в структуре литого сплава после высокотемпературной выдержки на воздухе (p = 0,1 МПа) или в вакууме (p = 1,33 Па)

	Содержа	ание кислород	ца, % мас., по	сле выдержки	и сплава при у	/словиях
<b>D</b>	400 °C	600	) °C	800	) °C	1150 °C
Фаза П			10 мин			565 ч
	вак	уум	воздух	вакуум	BO3	дух
Матрица — ү-твердый раствор	0,81,5	2,42,6	2,33,1	4,15,8	6,78,3	10,611,9
$\gamma'$ - $\phi$ asa — Cr <sub>7</sub> Ni <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> N <sub>3</sub> FeNb	—	1,62,0	1,32,1	4,06,9	9,211,0	18,219,9
γ'-φaзa — Fe <sub>7</sub> Cr <sub>4</sub> Ni <sub>8</sub> Si	_	_	_	4,35,2	_	—
Карбид хрома		1,92,3	1,54,6	3,43,7	5,05,7	6,57,4
Карбид ниобия	2,93,6	3,23,7	30,032,5	4,27,2	32,634,2	37,338,4
Окалина – CrO <sub>2</sub> (рис. 2, спектры 1, 2)	_	_	_	_	_	36,237,5
Окалина – Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (рис. 2, спектр 3)	—	_	_	_	_	30,233,1
Оксид MO <sub>2</sub> (SiO <sub>2</sub> ) в матрице под окалиной (рис. 2, спектр 4)	_	_	_	_	_	42,445,5
ү'-фаза (окислена) в матрице под окалиной (рис. 2, спектр 5)	_	_	_	_	_	7,820,2

Промежуточные интерметаллидные фазы являются наиболее устойчивыми к окислению. Стойкость к окислению карбидов хрома сопоставима с матрицей (табл. 6).

Обобщенные результаты определения химического состава оксидной пленки, образующейся на разных фазах в структуре литого сплава Fe—25Cr—35Ni—C—Si—Nb при высокотемпературной выдержке на воздухе и в вакууме, приведены в табл. 7 и на рис. 3.

Анализ экспериментальных данных показал, что наименее устойчивой фазой в структуре сплава является карбид ниобия. Интенсивное окисление карбида ниобия начинается при температуре 600 °C, а матрицы и промежуточной интерметаллидной у'-фазы — при 800 °С. Характерно, что при образовании оксидной пленки на у'-фазе в ней происходит избирательное окисление кремния, содержание которого определяет в этом случае интенсивность накопления кислорода [13, 14]. После выдержки одинаковой длительности при температуре 1150 °С концентрация кислорода в у'-фазе переменного состава увеличивается от 8,4 до 10,4 и 15,6 % мас. при содержании кремния 8,3; 10,6 и 17,3 % мас. соответственно.

Карбиды хрома относительно стабильны к окислению до температуры 1150 °С. Плотная пленка окалины толщиной до 15...25 мкм, образующаяся на поверхности образцов при температуре 1150 °С после выдержки длительностью 565 ч, состоит из оксидов на основе хрома с условной формулой  $CrO_{1,93}$  с недостатком кислорода ( $CrO_2$ ) и оксида на основе хрома



Рис. 3. Содержание кислорода в фазах, присутствующих в структуре литого сплава после высокотемпературного окисления при различных условиях

и кремния  $Cr_{1,06}Si_{0,44}O_2$  с условной формулой  $M_2O_{2,66}$  также с недостатком кислорода ( $M_2O_3$ ).

Установлено, что концентрация кислорода в окружающей среде (вакуум — 1,33 Па и воздух — 0,1 МПа) несущественно влияет на интенсивность окисления фаз в структуре сплава Fe—25Cr— 35Ni—C—Si—Nb при температурах 400...800 °C, кроме карбида ниобия, который начинает интенсивно окисляться на воздухе при 600 °C, а в вакууме — при 800 °C (см. табл. 7, рис. 4, 5).

Интенсивное окисление ниобия на воздухе при температурах, начиная с 600 °С, происходит до образования оксида  $Nb_2O_5$ . При этом ниобий активно участвует не только в образовании окалины, но и в подповерхностном окислении сплава (см. рис. 2). Однако внутреннее подповерхностное окисление сплава происходит в тонком слое образцов толщиной 10...15 мкм,



Рис. 4. Влияние температуры на окисление фаз в структуре сплава при выдержке в вакууме 10 мин



Рис. 5. Влияние температуры на окисление фаз в структуре сплава при выдержке на воздухе 10 мин — при 600 и 800 °С и 565 ч — при 1150 °С

сопоставимой с толщиной образующейся на поверхности окалины (15...25 мкм). Это свидетельствует о примерно равной интенсивности диффузии анионов кислорода в металлическую основу сплава и катионов хрома в окалину, которые лимитируют процессы внутреннего окисления (кислород) и рост пленки окалины (хром).

Промежуточные фазы с повышенной концентрацией кремния, идентифицированные в [4, 5] как ү'- и ү"- фазы переменного состава, подвергаются внутреннему окислению. В этом случае степень окисления фазы зависит от содержания кремния.

#### Заключение

Результаты исследования жаростойкости литого сплава Fe—25Cr—35Ni—C—Si—Nb в интервале температур 400...1150 °С позволили установить, что процесс окисления в нем имеет сложный характер, связанный с многофазностью структуры. Присутствие в исходной литой структуре сплава нескольких фаз и образование промежуточных фаз при высокотемпературной выдержке, значительно различающихся по химическому составу, определяет избирательный характер окисления.

Склонность к окислению первичных фаз в структуре литого сплава увеличивается в ряду: карбид хрома, матричный твердый раствор, карбид ниобия. Промежуточные интерметаллидные фазы, образующиеся в структуре сплава при высокотемпературной выдержке, имеют стойкость к окислению, сопоставимую с матричной фазой.

Характерно, что с повышением температуры до 1150 °С на поверхности сплава образуется плотная окалина толщиной 15...25 мкм, состоящая из оксидов на основе хрома ( $MO_2$  и  $M_2O_3$ ), которая защищает сплав от дальнейшего интенсивного окисления. Внешние напряжения при длительной высокотемпературной выдержке не приводят к разрушению структуры окалины, что обеспечивает сохранение ее защитных свойств и высокую жаростойкость сплава.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Microstructural** characterization of modified 25Cr—35Ni centrifugally cast steel furnace tubes / L.H. de Almeida, A.F. Ribeiro, I.L. May // Materials Characterization. 2002. Vol. 49. Iss. 3. P. 219–229.

2. **Niobium** additions in HP heat-resistant cast stainless steels / G.D. de Almeida Soares, L.H. de Almeida, T.L.

da Silveira, I.L. May // Materials Characterization. 1992. Vol. 29. Iss. 3. P. 387–396.

3. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С—26Сг—33Ni—2Si—2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 1. Литое состояние / А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, Г.П. Анастасиади, М.Д. Фукс, С.Н. Петров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 1 (142). С. 155—163.

4. **Kaya A.A., Krauklis P., Young D.J.** Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/ carburizing environment: I. Oxidation phenomena and propagation of a crack // Materials Characterization. 2002. Vol. 49. Iss. 1. P. 11–21.

5. **Kaya A.A.** Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment: II. Carburization and carbide transformations // Materials Characterization. 2002. Vol. 49. Iss. 1. P. 23–34.

6. Влияние фактора числа электронных вакансий на кинетику образования, роста и растворения фаз при длительных высокотемпературных выдержках жаропрочного сплава 0,45С—26Сг—33Ni—2Si—2Nb / А.И. Рудской, Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев, А.С. Орышенко, М.Д. Фукс // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 1. С. 3—13.

7. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С—26Сг—33Ni—2Si—2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки / А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, Г.П. Анастасиади, М.Д. Фукс, С.Н. Петров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 1—1 (147). С. 217—228.

8. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С—26Сг—33Ni—2Si—2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 3. Механизм и кинетика фазовых превращений / А.И. Рудской, Г.П. Анастасиади, А.С. Орышенко, С.Ю. Кондратьев, М.Д. Фукс // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 3—2 (154). С. 143—150.
 9. Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.

9. Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю. Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36–38.

10. **Биркс Н., Майер Д.** Введение в высокотемпературное окисление металлов / пер. с англ. под ред. Е.А. Ульянина. М.: Металлургия, 1987. 184 с.

11. Войтович Р.Ф. Окисление карбидов. Киев: Наукова думка, 1981. 192 с.

12. Angerman C.L. Long-Term Oxidation of Superalloys // Oxidation of Metals. 1972. Vol. 5. Iss. 2. P. 149–167.

13. McIntyre N., Chan N., Chen C. Characterization of Oxide Structures Formed on Nickel-Chromium Alloy During Low Pressure Oxidation at 500–600 °C // Oxidation of Metals. 1990. Vol. 33. Iss. 5–6. P. 458–479.

14. **Papageorgiou D.G., Karakasidis T., Evangelakis G.A.** Oxygen adatom diffusion on the NiO (001) surface by molecular dynamics simulation // Physica B: Condensed Matter. 2002. Vol. 318. Iss. 2–3. P. 211–216.

Михаил Дмитриевич Фукс, канд. техн. наук, stoma\_87@mail.ru; Максим Алексеевич Фролов М.А. Гервасьев (Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург), М.И. Пономарева (ОАО "Пневмостроймашина", г. Екатеринбург)

# Повышение пластичности при одновременном увеличении прочности Cr—Ni—Mo-сталей в результате изотермической обработки

Исследовано изменение фазового состава сталей в процессе изотермической закалки в бейнитном интервале температур. Определены механические свойства сталей после такой обработки. Изучено влияние алюминия и кремния (до 1,5 %) на механические свойства стали, показано повышение прочностных и пластических свойств, при этом более высокий комплекс свойств обеспечивает добавка кремния.

Ключевые слова: изотермическая обработка; остаточный аустенит; изменение фазового состава; механические свойства.

Changes of phase composition of steels during isothermal quenching in the bainite temperature are studied. The mechanical properties and structure of the steel after such processing are determined. The effect of aluminum and silicon (up to 1.5 %) on mechanical properties of steel is studied, the increase of strength and plastic properties is shown, while higher complex of properties is provided by the silicon addition.

Keywords: isothermal processing; retained austenite; change in phase composition; mechanical properties.

Введение. В последнее время появилось много работ, где рассмотрено повышенное содержание остаточного аустенита, полученное изотермической закалкой в бейнитной области [1—6]. Повышенное содержание остаточного аустенита позволяет увеличить пластичность (особенно показатели равномерного удлинения) и одновременно повысить прочностные характеристики стали вследствие значительного деформационного упрочнения аустенита и возможности образования в нем мартенсита деформации (так называемый TRIP-эффект). Это явление находит все большее применение для изготовления деталей в машиностроении.

В настоящей работе исследована возможность получения большего количества остаточного аустенита в результате легирования A1 и Si в промышленных сталях для особо крупных поковок ответственного назначения: энергомашиностроения, судостроения и т.д.

Исследованы механические свойства в результате бейнитного превращения в сталях 35ХН1М2ФА, 35ХН1М2ФС2А и 35ХН1М2ФЮ2А после изотермической выдержки. В сталях, содержащих Si и Al, образуется значительное количество остаточного аустенита. При этом в бейните содержится очень малое количество углерода (так называемый безкарбидный бейнит), а в непревращенном аустените наблюдается высокое содержание углерода, что приводит к снижению мартенситной точки и дополнительному появлению остаточного аустенита [7].

Известно: чем быстрее произойдет карбидообразование в  $\alpha$ -фазе, тем раньше остановится процесс перераспределения углерода, что объясняет роль элементов типа кремния и алюминия, задерживающих карбидообразование при отпуске [9, 10]. В работе [10] описана возможность протекания мартенситного и бейнитного превращений одновременно ниже точки начала мартенситного превращения.

Методика проведения исследований. Исследовали доэвтектоидную сталь 35ХН1М2ФА с добавлением легирующих элементов: Si и Al (1,5%) и без добавления легирующих элементов. Химический состав исследуемых сталей представлен в табл. 1.

Все стали выплавляли в индукционной печи вместимостью 10 кг и разливали в слитки массой 8 кг в изложницы из шамота. Слитки проковывали на прутки размерами 14×14 мм и подвергали отжигу при температуре 920 °C в течение 2 ч с охлаждением в печи.

Нагрев и изотермическую выдержку стали осуществляли в камерной электропечи с защитной атмосферой ПМЗ-1,2-3. Режим термической обработки для получения безкарбидного бейнита и остаточного аустенита в структурах исследуемых сталей приведен на рис. 1.

Сталь	С	Si	Mn	Cr	Ni	Мо	Al	V
35ХН1М2ФА	0,38	0,37	0,69	1,55	1,50	0,48	0,01	0,1
35ХН1М2ФС2А	0,32	1,7	0,45	1,46	1,42	0,42	0,003	0,1
35ХН1М2ФЮ2А	0,33	0,13	0,33	1,36	1,41	0,39	1,24	0,08

1. Химический состав исследуемых сталей, % мас.

После изотермической закалки методами рентгеноструктурного анализа определяли количество остаточного аустенита и параметр его кристаллической решетки. Результаты рентгеноструктурного анализа представлены в табл. 2.

Исследование проводили на дифрактометре Brucker D8 Advance в кобальтовом  $K_{\alpha}$ -излучении. Погрешность определения параметра решетки аустенита 0,001 Å.

Для испытаний на статическое растяжение использовали разрывную машину INSTRON. Результаты испытания механических свойств приведены в табл. 3 и 4. Режим отпуска 550 °C, 2 ч выбран в соответствии с промышленной технологией для стали 35XH1M2ФА (см. табл. 3). Диаграммы растяжения образцов представлены на рис. 2.

Результаты исследований и их обсуждение. Анализ данных рентгеноструктурного анализа (см. табл. 2) показал, что легирование кремнием и алюминием значительно увеличивает параметр кристаллической решетки остаточного аустенита, что свидетельствует о повышенном содержании в нем углерода. При этом содержание углерода в бейните снижается, что приводит к образованию бескарбидного бейнита.

Концентрацию углерода в остаточном аустените вычисляли по формуле [11]

 $C_{\gamma} = (a_{\gamma} - 3,578)/0,033,$ 

где  $a_{\gamma}$  — параметр решетки аустенита, Å;  $C_{\gamma}$  — концентрация углерода в остаточном аустените, % мас.

В стали 35XH1M2ФА при получении бейнитной структуры в сравнении с мартенсит-



#### 2. Результаты рентгеноструктурного анализа исследуемых сталей

Столи	Фазовы	й состав	a Å	С <sub>ү</sub> , % мас.	
Сталь	α-Fe	γ- Fe	$a_{\gamma}, A$		
35ХН1М2ФА	88,7	11,3	3,599	0,64	
35ХН1М2ФЮ2А	82,7	17,3	3,627	1,48	
35XH1M2ФС2А	85,7	14,3	3,610	0,97	

3. Механические свойства исследуемых сталей после закалки от 900 °С и отпуска 550 °С, 2 ч

Столи	σ <sub>0,2</sub>	$\sigma_{_B}$	δ	ψ	пр
Сталь	M	Па	%		пр
35ХН1М2ФА	1190	1260	10	58	375
35ХН1М2ФЮ2А	1080	1180	12	60	350
35ХН1М2ФС2А	1270	1320	10	54	390

4. Механические свойства исследуемых сталей после закалки от 900 °С и выдержки 2 ч при 350 °С

Столи	σ <sub>0,2</sub>	$\sigma_{_B}$	δ	ψ	пр
Сталь	M	Па	%		IID
35ХН1М2ФА	950	1460	19	36	356
35ХН1М2ФЮ2А	750	1340	19	33	307
35ХН1М2ФС2А	850	1512	20	33	398

ной наблюдали снижение предела текучести на 20 %, при этом предел прочности увеличился на 14 %, относительное удлинение также повысилось на 50 %, твердость по Бринеллю практически не изменилась.

В стали 35ХН1М2ЮФА при получении бейнитной структуры в сравнении с мартенситной также наблюдали уменьшение предела текучести на 30 %, при этом предел прочности увеличился на 12 %, относительное удлинение повысилось на 37 %, твердость по Бринеллю снизилась на 12 %.

В стали 35Х2Н2МФС2А при получении бейнитной структуры в сравнении с мартенситной структурой твердость по Бринеллю практически не изменилась аналогично стали 35ХН1М2ФА, предел текучести уменьшился примерно на 33 %, предел прочности и относительное удлинение увеличились примерно на 12,5 и 50 % соответственно.

Таким образом, получение бейнитной структуры в исследуемых сталях повышает прочностные и пластические характеристики.





#### Выводы

1. Предложенная термическая обработка позволяет получить многофазную структуру с большим количеством остаточного аустенита. При этом остаточный аустенит значительно обогащен углеродом, а бейнит фактически является игольчатым ферритом.

2. Все исследуемые стали в результате проведенной изотермической обработки при испытаниях на статическое растяжение имеют относительное удлинение в 2 раза выше, тогда как относительное сужение почти в 2 раза ниже по сравнению со свойствами указанных сталей после закалки и отпуска при 550 °C, что характерно для сталей с TRIP-эффектом. Высокое равномерное удлинение стали позволяет использовать их для холодной пластической деформации в качестве стали глубокой вытяжки. Свойства стали характеризуются высокой пластичностью и одновременно высокой прочностью.

3. Cr—Ni—Mo-стали с кремнием (около 1,5 %) после изотермической закалки имеют более высокий комплекс механических свойств.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Zhang M., Qian J., Gu H. The structure stability of carbide-free bainite wheel steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2007. Vol. 16. Iss. 5. P. 635–639.

2. Yang H.-S., Bhadeshia H.K.D.H. Designing low carbon, low temperature bainite // Materials Science and Technology. 2008. Vol. 24. No. 3. P. 335–342.

3. Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Панов Д.О. и др. Получение структуры нижнего бескарбидного бейнита в результате изотермической обработки сталей типа ХЗГЗМФС и ХНЗМФС // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 2. С. 4—13. 4. Панов Д.О., Симонов Ю.Н., Леонтьев П.А. и др.

4. Панов Д.О., Симонов Ю.Н., Леонтьев П.А. и др. Формирование структуры и свойств бескарбидного бейнита в стали 30ХГСА // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 2. С. 13—18. 5. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong

5. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite // Current Opinion in Solid State and Materials Science. 2004. № 8. P. 251–257.

6. Van Tuan Duong, You Young Song, Kyong-Su Parket et al. Austenite in transformation-induced plasticity steel subjected to multiple isothermal heat treatments // Metallurgical and Materials Transactions. A. September, 2014. Vol. 45A. P. 4201–4223.

7. Садовский В.Д., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в закаленной стали. М.: Наука, 1986. 760 с.

 Long X.Y., Kang J. Carbide-free bainite in medium carbon steel // Materials and Design. 2014. Vol. 64. Р. 237—245.
 Симонов Ю.Н., Панов Д.О., Симонова М.Ю.

9. Симонов Ю.Н., Панов Д.О., Симонова М.Ю. и др. Принципы конструирования химического состава стали для получения нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 7. С. 20–28.

10. Kolmskog P., Borgenstam A., Hillert M. et al. Direct observation that bainite can grow below Ms // Metallurgical and Materials Transactions. A. December 2012. Vol. 43A. P. 4984–4988.

11. **Grajcar A., Kwaśny W.** Microstructural study on retained austenite in advanced high-strength multiphase 3Mn–1.5Al and 5Mn–1.5Al steels // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2012. Vol. 54. P. 168–177.

12. Гервасьев М.А., Кутьин А.Б. Хладостойкие стали для крупных поковок и отливок. Екатеринбург, 2010.

13. Энтин Р.И., Курдюмов Г.В., Утевский Л.М. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.

Михаил Антонович Гервасьев, д-р техн. наук; Мария Ивановна Пономарева, ami504@mail.ru УДК 621.77.04

### В.Г. Шибаков, Р.В. Шибаков, Д.Л. Панкратов, А.М. Фролов

(Набережночелнинский институт Казанского (Приволжского) федерального университета)

# Восстановление эксплуатационных свойств шаровых пальцев автомобилей пластической деформацией

информация

Представлена технология восстановления шаровых пальцев большегрузных автомобилей пластической деформацией, позволяющая полностью восстановить работоспособность и ресурс детали, обеспечив при этом значительную экономию материальных, энергетических и трудовых ресурсов.

Ключевые слова: износ; восстановление; пластическая деформация.

The recovery technology of ball pin of heavy trucks by plastic deformation is presented, which allows to fully restore the working capacity and life of the part while ensuring significant savings in material, energy and labor resources.

Keywords: wear; restoration; plastic deformation.

В процессе эксплуатации детали автомобиля подвергаются различным видам износа, обусловленным воздействием внешней среды и длительным повторно-переменным нагрузкам, вызывающим кумулятивные повреждения деталей. Известно, что в результате действия таких нагрузок возникают циклические напряжения, которые часто приводят к усталостному разрушению деталей, причем разрушение происходит при напряжениях, значительно меньших предела прочности материала при статическом нагружении [см. кн.: Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях переменных во времени. М.: Машиностроение, 1977. 232 с.]. Процесс накопления кумулятивных повреждений является необратимым [1], а разрушение детали зачастую может происходить внезапно, без заметных признаков его приближения.

Рассматривая динамику исчерпания ресурса работоспособности детали от действия внешней среды и кумулятивных повреждений по двум разрушающим процессам (абразивному и усталостному износу), следует выделить три основных случая [2]. Исчерпание ресурса детали происходит:

1) с одинаковой интенсивностью абразивного и усталостного износа;

2) интенсивность абразивного износа выше, чем у усталостного износа; 3) интенсивность абразивного износа во много раз превышает интенсивность усталостного износа.

Для шаровых пальцев большегрузных автомобилей характерна вторая модель исчерпания ресурса детали. В этом случае интенсивность износов разная. У абразивного износа она выше по отношению к усталостному. При снятии детали с эксплуатации для реновационных воздействий по абразивному износу следует иметь в виду, что у детали остается неиспользованный ресурс по усталостной долговечности, но и его при восстановлении желательно повысить до первоначального уровня.

Сферические шарниры, конструктивным элементом которых являются шаровые пальцы, получили широкое применение в балансирной подвеске грузовых автомобилей, полуприцепах в рулевом приводе управляемых колес.

При исследовании партии шаровых пальцев (рис. 1) обнаружены следующие виды дефектов: абразивное и усталостное изнашивание, деформация, коррозионные повреждения (табл. 1).

На основе полученной информации был построен статистический ряд ресурса шаровых пальцев.

По данным исследования, средний ресурс шаровых пальцев сферических шарниров:



Рис. 1. Шаровой палец после эксплуатации: 1 — шаровая часть; 2 — галтель; 3 — конусная часть; 4 — резьбовая часть

— для реактивных штанг с учетом пробега автомобиля 84,7...85,7 тыс. км, при коэффициенте вариации 0,29 интегральная функция распределения долговечности описывается уравнением

$$F(t) = 0,0337 \int_{0}^{+\infty} e^{-\frac{(t-85,1)^2}{279,9}} dt;$$
 (1)

— для шарового пальца рулевого привода с учетом пробега автомобиля 120,9...123,6 тыс. км, при коэффициенте вариации 0,34 интегральная функция распределения долговечности описывается уравнением

$$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{22,3}\right)^{3,2}}.$$
 (2)

1. Виды дефектов, образующихся на шаровых пальцах				
реактивной штанги и рулевого привода				
во время эксплуатации				

		Дефекты				
Деталь	Элемент детали	Абра- зивный износ	Дефор- мация	Корро- зионные повреж- дения		
	Шаровая часть	100 %	12 %			
Шаровой палец реактивной штанги	Галтель	—	5 %	9 %		
	Конусная часть	_	3 %	7 %		
	Резьбовая часть	4 %	19 %	14 %		
	Шаровая часть	100 %	17 %	-		
Шаровой палец рулевого привода	Галтель	_	8 %	3 %		
	Конусная часть	_	2 %	15 %		
	Резьбовая часть	100 %	16 %	11 %		

Из графиков (рис. 2), построенных по результатам микрометрирования, по поясам и полуплоскостям измерений, сделаны следующие выводы о максимальном радиальном износе сферической головки шарового пальца:

 у реактивной штанги износ составляет 1,5 мм в нижней части головки и наблюдается в полуплоскости, в которой действуют тяговые силы от автомобиля;

— у рулевого привода износ 0,8 мм по полуплоскостям равномерный и наблюдается в верхних и нижних поясах.



Рис. 2. Эпюра величины и характера радиального износа шарового пальца реактивной штанги

По результатам микрометрирования шаровых пальцев установлено, что средний радиальный износ сферической головки шарового пальца с учетом доверительных границ: у реактивной штанги равен 0,62...0,68 мм при коэффициенте вариации 0,57; у рулевого привода — 0,30...0,32 мм при коэффициенте вариации 0,21.

Одновременно с абразивным износом происходит утрата работоспособности шарового пальца по параметрам сопротивления усталости металла в зоне перехода от его сферической части к конической.

Степень накопления усталостных повреждений в опасном сечении шарового пальца оценивали по результатам стендовых испытаний. Испытания проводили для сравнения параметров сопротивления усталости серийных (вновь изготовленных) и бывших в эксплуатации шаровых пальцев реактивной штанги. Бывшие в эксплуатации шаровые пальцы реактивной штанги были сняты с автомобиля при пробеге 86 тыс. км. Испытания выполняли на сервогидравлическом пульсаторе "MTS—911" (США).

Пульсирующая нагрузка, прикладываемая к шаровому пальцу, составляла во время испытаний 70 кН при частоте 12 Гц, что соответствует усредненным условиям эксплуатации, установленным тензометрированием. Испытания проводили до поломки шарового пальца. Результаты испытаний серийных и бывших в эксплуатации шаровых пальцев реактивной штанги приведены в табл. 2.

Шаровые пальцы реактивной штанги			
Серийные	После эксплуатации		
375 700	265 000		
390 850	273 000		
410 200	289 000		
412 900	294 000		
415 400	301 000		
421 100	306 000		
429 600	308 000		
—	309 000		

2. Число циклов нагружения до поломки шарового пальца реактивной штанги



Рис. 3. Характер усталостного разрушения шарового пальца:

```
1 — место зарождения усталостной трещины; 2 — зона скольжения
```

Характер и место усталостного разрушения шарового пальца реактивной штанги показаны на рис. 3.

Из проведенных испытаний следует, что в процессе эксплуатации средняя долговечность шарового пальца реактивной штанги снижается с учетом границ доверительного интервала на 27,4...29,0 %.

Таким образом, для шаровых пальцев одновременно с абразивным износом происходит частичная утрата работоспособности по параметрам сопротивления усталости металла в зоне перехода от его сферической части к конической. Остаточный ресурс по параметрам сопротивления усталости шаровых пальцев составляет 299 тыс. циклов, т.е. 60 % от исходного.

Работоспособность шаровых пальцев может быть восстановлена горячим пластическим выдавливанием полости в сферической части шарового пальца, обеспечивающим перемещение металла в зоны износа и залечивание усталостных повреждений в области галтели.

Восстановление изношенного при эксплуатации шарового пальца осуществляется с использованием прошивки (рис. 4), внедрением деформирующего инструмента в торец детали. Помимо восстановления формы происходит



Рис. 4. Моделирование процесса восстановления шарового пальца прошивкой в программе QForm



Рис. 5. Контур шарового пальца (а) и деформирующий инструмент (б):

1, 2 — контуры деталей до и после восстановления

залечивание усталостных микроповреждений материала детали, накопленных при эксплуатации, за счет интенсивной деформации материала в сечение перехода шаровой части в конусную.

Выбор процесса для реновации, размеров и формы инструмента напрямую зависит от геометрических параметров детали, а также характера и степени ее износа (рис. 5).

Исходя из результатов имитационного моделирования течения металла при восстановлении шарового пальца прошивкой установлено, что наиболее рациональным инструментом является пуансон с торцевой поверхностью, выполненный в виде полусферы (рис. 5,  $\delta$ ). Такая конструкция инструмента обеспечивает наиболее рациональное распределение материала по объему восстанавливаемой детали с учетом износа и способствует залечиванию повреждений, накопленных в результате эксплуатации в области перехода шаровой части в коническую.

Описанная технология восстановления (схематично изображена на рис. 6) была опробована при реновации изношенного шарового пальца реактивной штанги автомобиля КАМАЗ. Технологические параметры операции восстановления приведены в табл. 3.

Восстановление размеров обеспечивается целенаправленным перемещением материала детали из нерабочих зон в зону изношенной поверхности.

Направление течения металла зависит от формы внедряемого инструмента и условий трения на контакте пуансон—восстанавливаемая деталь—формообразующая матрица. Для создания анизотропных условий трения при пластическом деформировании (см. рис. 6) на



Рис. 6. Схема обработки поверхностей гравюры штампа:

1 — восстанавливаемая деталь; 2 — полукольца; 3 — зоны скольжения; 4 — зоны прилипания; 5 — потоки материала; 6 — кольцо

гравюре матрицы созданы зоны прилипания 4 и зоны скольжения 3.

Рациональная форма внедряемого инструмента обеспечивает пластическое течение материала, приводящего к восстановлению исходной формы детали.

Для определения механических характеристик материала восстановленного шарового пальца реактивной штанги были проведены исследования твердости сердцевины детали и усталостные испытания на стенде по приведенным ранее режимам.

На основании измерений твердости сердцевины восстановленного шарового пальца можно сделать заключение, что твердость увеличилась на 60...62 НВ и составляет 244...249 НВ, что приводит к увеличению долговечности.

3.	Технологические	параметры	операции	восстановления
		шарового п	альца	

Параметр	Величина
Диаметр шаровой части детали, мм	60
Диаметр цилиндрической части пуансона, мм	30
Объем перемещаемого металла, мм <sup>3</sup>	14 000
Глубина внедрения пуансона, мм	24,0
Температура нагрева, °С	1000
Материал детали	40X
Сила, необходимая для восстановления, кН	129,6

Данное явление может быть объяснено тем, что при нагреве до температуры штамповки и деформации происходит залечивание поврежденностей, накопленных в материале детали при эксплуатации [3, 4].

Усталостные испытания шаровых пальцев, прошедших реновацию, показали возрастание их параметров сопротивления усталости на 15...20 % относительно серийных образцов.

Таким образом, использование пластической деформации в технологии реновации шаровых пальцев большегрузных автомобилей позволяет полностью восстановить работоспособность и ресурс детали, обеспечив при этом значительную экономию материальных, энергетических и трудовых ресурсов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багданофф Дж., Козин Ф. Вероятностные модели накопления повреждений. М.: Мир, 1989. 344 с. 2. Дмитриев А.М., Панкратов Д.Л., Шибаков В.Г. Восстановление деталей пластической деформацией (теория, технология, оборудование). М.: Academia, 2012. 387 с.

3. Шибаков В.Г., Панкратов Д.Л., Фролов А.М. Восстановление ресурса изношенных элементов шаровых соединений // Проектирование и исследование технических систем: межвузовский сб. науч. тр. № 1. 2003. С. 81—83.

4. Пат. 2238832 Российская Федерация, МКИ<sup>7</sup> В23Р6/00. Способ и устройство восстановления шаровых элементов деталей методом пластического деформирования / В.Г. Шибаков, Д.Л. Панкратов, А.М. Фролов. 2003109298/02; заявл. 02.04.2003; опубл. 27.10.2004, Бюл. № 30.

Владимир Георгиевич Шибаков, д-р техн. наук, vladshib50@gmail.com;

Ростислав Владимирович Шибаков, канд. техн. наук; Дмитрий Леонидович Панкратов, д-р техн. наук; Алексей Марксович Фролов, канд. техн. наук



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2a, стр. 2 Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru Teл. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru Teхнический редактор Патрушева Е.М. Корректор Сажина Л.И. Сдано в набор 11.03.2019. Подписано в печать 13.04.2019. Формат 60 × 88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: www.aov.ru Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.