ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (57)
сентябрь
2009

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р физ.-мат. наук,
заслуженный деятель науки РФ
В.Н. НЕВОЛИН

Председатель редакционного совета
д-р техн. наук, заслуженный деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместители главного редактора:
И.Н. ЖЕСТКОВА
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
С.В. СИДОРОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Полевой С.Н., Евдокимов В.Д. Упрочнение методами химического осаждения из растворов 3

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Гришанина О.А. Закалочное охлаждение плоских стальных пластин в магнитной жидкости 12

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Фоминский В.Ю., Калустян Г.Г., Романов Р.И., Костычев И.В., Петржик М.И. О влиянии микрочастиц на трибологические свойства градиентных Mo–Se–Ni–C покрытий, формируемых импульсным лазерным осаждением 20

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Гуревич Ю.Г. Поверхностное азотирование твердых сплавов на основе карбида титана 28

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Безъязычный В.Ф., Шеховцева Е.В. Контактная прочность зубьев зубчатых колес ГТД, изготовленных электроэрозионной обработкой с применением методов химико-термического упрочнения 30

Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В. Влияние криогенной прокатки на микроструктуру и механические свойства меди 40

Рамазанов К.Н. Ионное азотирование деталей ГТД в тлеющем разряде с полым катодом 47

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Лисин А.Н., Мозалев В.В., Степнов М.Н. Влияние эксплуатационных перегревов на эффективность упрочнения деталей 52

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2009**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 9 (57)
September
2009

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr of Phys. Math. Sci.,
The honoured worker
of a science of the RF
V.N. NEVOLIN
Chair of Editorial Council
Dr of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZYCHNYI
Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY
Chairman Assistants:
Dr of Eng. Sci.
V.Yu. BLUMENSTEIN
Dr of Eng. Sci.
A.V. KIRICHEK
Dr of Eng. Sci.
O.V. CHUDINA
Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
S.N. GRIGORIEV
V.Yu. ZAMYATIN
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
Yu.V. PANFILOV
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS
Edition:
E.P. ZEMSKOVA
L.T. MARTYNENKO
S.V. SIDOROVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry Tele- and Broadcasting of Mass Communications Media. The certificate of registration ПИ № 77-17733, March 9, 2004

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Polevoy S.N., Evdokimov V.D. Strengthening by chemical deposition from solution . . . 3

THERMAL PROCESSING

Grishanina O.A. Quenching cooling of the steel magnetizable plate in magnetic fluid . . . 12

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Fominski V.Yu., Kalustyan G.G., Romanov R.I., Kostichev I.V., Petrgyk M.I. The effect of micro-sized droplets on the tribological properties of gradient Mo-Se-Ni-C coatings, formed by pulsed laser deposition . . . 20

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Gurevich Yu.G. The surface nitriding technology of hard titanium carbide-based alloys . . . 28

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Bezyazichny V.F., Shehovtseva E.V. Contact strength of gear teeth in a gas turbine engine using electro-erosive machining with application of methods of chemicothermak strengthening . . . 30

Konkova T.N., Mironov S.Yu., Korznikov A.V. Effect of cryogenic rolling on microstructure and mechanical properties of copper . . . 40

Ramazanov K.N. Ion nitriding of details of GTE in the glow discharge with the effect of the hollow cathode . . . 47

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Lisin A.N., Mozalev V.V., Stepnov M.N. The operational overheating influence on effectiveness of part hardening . . . 52

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2009**

С.Н. Полевой, В.Д. Евдокимов

Упрочнение методами химического осаждения из растворов

Рассмотрено упрочнение инструментов методами химического осаждения из растворов. Приведены технологии получения фосфатного покрытия.

Ключевые слова: *химическое осаждение, фосфатное покрытие, травление, твердые смазки.*

Strengthening of instruments by chemical deposition from solution is considered. There is bonderite technology in this article.

Keywords: *chemical deposition, bonderite, etching, solid lubrications.*

Фосфатирование

Процесс нанесения фосфатной пленки на поверхность сложного фасонного режущего инструмента типа протяжек, разверток, фрез, долбяков, специальных резцов, сверл, зенкеров, метчиков, плашек и деталей, работающих на истирание, для защиты от коррозии и повышения износостойкости называется фосфатированием.

Оборудование для фосфатирования: ванна для обезжиривания – 1 шт.; ванна для двукратной(каскадной) промывки – 2 шт.; ванна для промывки – 1 шт.; ванна для обработки в масле – 1 шт.; сушильный шкаф – 1 шт.

Технология подготовки деталей к фосфатированию приведена в табл. 1, составы растворов для фосфатирования – в табл. 2. Для корректирования фосфатирующего раствора на каждую недостающую "точку" на 100 л раствора добавляют раствор следующего состава: $Zn(H_2PO_4)_2H_2O$ 48 г; $Zn(NO_4)_2H_2O$ 49 г; H_3PO_4 22 г; дистиллированная вода – остальное (до объема 108 мл). Для уменьшения испарения фосфатирующего раствора при работе поверхность ванны заполняют кусочками полиэтилена, пенопласта или покрывают слоем пушечного сала толщиной 3–5 мм. В целях повышения защитных свойств фосфатной пленки, нанесенной на поверхность инструментов, проводят специальную обработку, технология которой приведена в табл. 3.

Стальные детали можно обезжиривать в растворе состава (г/л): пирофосфорнокислый натрий 20±5; техническая кальцинированная сода 10±2; кремне-

Таблица 1

Подготовка к фосфатированию

Операция	Состав раствора		Режим обработки	
	Компоненты	Количество, г/л воды	Температура, °С	Выдержка, мин
Обезжиривание	Керосин	81	18...25	3...4
	Олеиновая кислота	6,6	18...25	3...4
	Триэтаноламин	3,4	18...25	3...4
	Тракрезол	9,0	9,0	3...4
Двукратная (каскадная) промывка	Проточная вода	–	80...90	1...2
Промывка	Непроточная дистиллированная вода	–	80...90	15

Таблица 2

Составы растворов для фосфатирования и режимы обработки

Состав, г/л воды			Режим обработки	
$Zn(H_2PO_4)_2$	$Zn(NO_3)_2$	H_3PO_4	Температура, °С	Выдержка, мин
40	55	15	93...98	10...15
40	58	2	94...96	29

Примечание. Кислотность раствора – 60...80 точек. Числом точек называется количество, мл 0,1 н. раствора, необходимого для титрования 10 мл фосфатирующего раствора в присутствии фенолфталеина.

Таблица 3

Технология обработки фосфатной пленки

Операция	Среда	Режим обработки	
		Температура, °С	Выдержка, мин
Двукратная (каскадная) промывка	Проточная вода	80...90	1...1,5
Сушка	Воздух	80...90	3...4
Обработка в масле	Масло И-12	100...115	3...4
Подсушивание для стока излишнего масла	Воздух	Нормальная	3...4

кислый натрий 8±1. Режим работы: температура 60±10 °С, время обработки 15±2 мин.

Сильно загрязненные детали обезжиривают в растворе состава (г/л): технический едкий натр 80±10; техническая кальцинированная сода 60±10; тринатрийфосфат 35±5; натриевое жидкое стекло 15±5; сульфонол НП-3 15±1,5. Режим работы: температура 85±10 °С, время обработки 15±2 мин.

Технология фосфатирования деталей сепараторов и шайб подшипников с предварительной подготовкой поверхности состоит из следующих операций:

1. Монтаж деталей на подвески.

2. Обезжиривание в растворе состава (г/л): технический едкий натр 80±10; техническая кальцинированная сода 60±10; тринатрийфосфат 85±5; жидкое натриевое стекло 15±5; сульфонол НП-3 5±1,5. Время обработки 15±2 мин, температура 85±10 °С. Заменяют раствор обезжиривания раз в неделю.

3. Промывка в горячей (70...80 °С) проточной воде.

4. Промывка в холодной проточной воде.

5. Травление раствором: 160±10 г/л технической серной кислоты и 40±10 г/л хлористого натрия. Время обработки 20±5 мин, температура 50±5 °С. Замену раствора травления производят раз в месяц.

6. Промывка в холодной проточной воде.

7. Химическая активация. Для получения качественной фосфатной пленки с высокими противокоррозионными свойствами рекомендуется после обезжиривания и травления проводить дополнительную обработку деталей в течение 1...1,5 мин в растворе щавелевой кислоты 20±2 г/л при температуре 20±2 °С. Замену раствора производят раз в месяц. После химической активации детали без промывки поступают в ванну фосфатирования.

8. Фосфатирование раствором *1* или *2*. Состав раствора *1* (г/л): фосфорно-кислый однозамещенный цинк 50±5; азотно-кислый цинк 50±5; ортофосфорная техническая кислота 14±3; щавелево-кислый двухводный цинк 0,1...0,2. Режим работы: температура 60±5 °С, время обработки 20±5 мин, общая кислотность 90...100 точек, свободная кислотность 10...15 точек, коррозионная стойкость фосфатной пленки 7–8 мин. Состав раствора *2* (г/л): препарат "Мажеф" 60±5; азотно-кислый цинк 90±10; фтористый технический натрий 3±1. Режим работы: температура 40±5 °С, время обработки 30±5 мин, общая кислотность 80...85 точек, свободная кислотность 4...6 точек, коррозионная стойкость фосфатной пленки 9...10 мин. Фосфатные пленки, полученные при обработке деталей данными растворами, имеют мелкокристаллическую структуру с минимальной пористостью, обладают высокой коррозионной стойкостью и прочностью сцепления с основным металлом. В процессе эксплуатации фосфатирующий раствор необходимо ежедневно проверять на общую и свободную кислотность и при необходимости корректировать.

Защитное покрытие крепежных деталей низкотемпературным фосфатированием

Перед фосфатированием детали подвергают электрохимическому обезжириванию, промывке в горячей и холодной воде и декапированию в растворе соляной кислоты 1:1. Состав раствора фосфатирования (г/л): 35...60 соли "Мажеф"; 60...80 азотно-кислого цинка; 3...4 фтористого натрия. Температура раствора 50...60 °С; время обработки деталей 20 мин.

После фосфатирования на поверхности деталей образуется мелкокристаллическая фосфатная пленка

светло-серого или серого цвета, обладающая хорошей коррозионной стойкостью.

Для приготовления раствора расчетное количество соли "Мажеф" засыпают в отдельную емкость, заливают горячей водой (с температурой 80...90 °С) и выдерживают в течение 2...3 ч. Затем раствор сливают в рабочую ванну. В отдельных емкостях растворяют расчетное количество азотно-кислого цинка и фтористого натрия. Полученные растворы также сливают в рабочую ванну.

В приготовленном для фосфатирования прозрачном растворе обрабатывают случайные детали до получения раствора мутного цвета. Общая кислотность проработанного раствора должна составлять 70...100 точек, а свободная – 5...10 точек.

Корректирование раствора для фосфатирования проводят по кислотности из расчета на одну точку 1 г/л соли "Мажеф" и 3 г/л азотно-кислого цинка. Фтористый натрий добавляют 2 раза в неделю из расчета 3 г/л.

Химическое фосфатирование с последующей пропиткой дисульфидмолибденовой смазкой ВНИИНП-229 выполняют в растворе состава (г/л): 35 монофосфата цинка; 35 азотно-кислого цинка; 15 ортофосфорной кислоты. Температура раствора 95...98 °С, время выдержки 5 мин. Перед фосфатированием поверхность обезжиривают. Затем на нагретый до 100 °С фосфатированный инструмент наносят дисульфидмолибденовую смазку ВНИИНП-229 и выдерживают его в электрошкафу 2...3 ч при температуре 150...200 °С.

Технологический процесс одновременного обезжиривания, травления и фосфатирования

В раствор на основе препарата "Мажеф" вводят азотно-кислый цинк в качестве ускорителя, борную кислоту для обеспечения стабильности раствора и увеличения прочности пленки, оксалат цинка (щавелево-кислый цинк) для уменьшения шламообразования и нитрат кальция для придания пленке мелкокристалличности и повышения эластичности покрытия.

Состав раствора (г/л): препарат "Мажеф" 100±10; азотно-кислый цинк 240±25, фосфорно-кислый однозамещенный аммоний 60±5; борная кислота 30±2; сульфонол НП-3 2,5±0,5; азотно-кислый кальций 3,5±0,5, щавелево-кислый аммоний 0,15±0,02; стальная стружка (стали 30, 40, 50) 5±1. Режимы работы: температура 50±2 °С; время выдержки 20±5 мин; общая кислотность точек 190±210, свободная кислотность точек 12...18, отношение общей кислотности к свободной 11...15, коррозионная стойкость фосфатной пленки 10...12 мин.

Раствор для одновременного обезжиривания, травления и фосфатирования приготовляют в деминерализованной конденсационной или умягченной воде (последнюю готовят добавлением 2...2,5 г/л углекислой соды в водопроводную воду, кипячением в течение 1...1,5 ч, отстаиванием и удалением осадка).

Способ приготовления оказывает существенное влияние на шламообразование, долговечность раствора и коррозионную стойкость покрытия. Основную емкость заполняют на 1/2 объема водой, растворяют рассчитанное количество фосфорно-кислого однозамещенного аммония, сульфонола НП-3 и стальной стружки. Затем раствор подогревают до 60 °С и выдерживают в течение 3 ч. В отдельной емкости азотно-кислый цинк смешивают с препаратом "Мажеф", смачивают водой, перемешивают и оставляют на 3...4 ч. После этого смесь азотно-кислого цинка с препаратом "Мажеф" помещают в основную емкость, добавляют рассчитанное количество борной кислоты, азотно-кислого кальция и щавелево-кислого аммония. Раствор доводят до рабочего объема, нагревают до 50 °С в течение 1 ч. После прогрева раствора определяется общая и свободная кислотности, которые должны соответствовать величинам 190...210, 12...18 соответственно.

Для повышения общей кислотности на одну точку необходимо на 1 л раствора ввести выдержанную не менее 1 ч сухую смесь из расчета 1,5 г препарата "Мажеф" и 3 г азотно-кислого цинка. Для понижения свободной кислотности на одну точку необходимо на 1 л фосфатирующего раствора ввести 1 мл 0,1 н. раствора едкого натра.

Технологический процесс фосфатирования

Монтаж деталей на подвески или загрузка в барабан, обработка их в кипящей воде с выдержкой 4...5 мин (при незначительном загрязнении); предварительная очистка в растворе с тринатрийфосфатом и мыльным спиртом; фосфатирование в растворе одновременного обезжиривания, травления и фосфатирования при 50...55 °С с выдержкой 20 мин; промывка фосфатированных деталей в теплой проточной воде при 50...60 °С, затем в горячей проточной воде при 70...80 °С трех-четырехкратным погружением; сушка горячим сжатым воздухом. Температура 70...80 °С, продолжительность выдержки 8...10 мин; пропитка маслом. Для пропитки деталей для увеличения антикоррозионных свойств используют УКРИНОЛ-11 с концентрацией 40...100 г/л. Температура 65...75 °С, время обработки 3±1 мин.

При наличии на деталях сильных загрязнений (жирная металлическая пыль, окалина, коррозия и т.п.) проводят предварительную очистку в растворе тринатрийфосфата 50±5 г/л и мыльного спирта 4±1 мл/г при температуре 50±5 °С; время обработки 8±2 мин.

Технология позволяет сократить продолжительность обработки стальных деталей в 2,5...3 раза, уменьшить число операций; при этом сокращается расход воды, электроэнергии и материалов примерно в 2,5 раза.

Износостойкость азотированных поверхностей может быть увеличена последующим фосфатированием. Проводят фосфатирование в растворе препарата "Мажеф" с концентрацией 30...40 г/л при 90...100 °С в течение 20...30 мин (для получения развитой поверхности, хорошо удерживающей смазочный материал), а затем изотермическую выдержку в течение 10...40 мин при 100...150 °С в индустриальном масле, содержащем 5...10 % дисульфида молибдена.

Температура изотермической выдержки зависит от марки масла. Чем выше температура вспышки масла, тем выше температура изотермической выдержки. Например, концевые фрезы диаметром 6 мм из быстрорежущей стали Р6М5 азотируют по двухстадийному режиму. Нагрев до 530 °С и первые 20 мин выдержки проводят в атмосфере чистого аммиака. На второй стадии азотный потенциал снижают за счет разбавления аммиака азотно-водородной смесью в соотношении 50 % NH_3 и 50 % (N_2 + H_2) в течение 40 мин. В результате на инструменте получают азотированный слой, состоящий из α-твердого раствора азота в сплаве и поверхностной ε-фазы с содержанием 7 % азота. Затем фрезы подвергают фосфатированию в растворе препарата "Мажеф" с концентрацией 40 г/л при 95 + 5 °С в течение 30 мин, после чего проводят изотермическую выдержку в индустриальном масле 20 мин при 100 °С, добавках 5...10 % дисульфида молибдена и выдержке 10...40 мин. После такой обработки стойкость фосфатированного инструмента на 15...20 % выше стойкости инструмента, упрочненного только диффузионным азотированием. Чистота обрабатываемой поверхности улучшается. Отпадает необходимость в консервации готового инструмента.

Никель-фосфатирование

Улучшение режущих свойств и стойкости инструментов обеспечивает покрытие режущих частей инструментов из быстрорежущих сталей износостойкими пленками никель-фосфора. Выполняют никельфосфатирование способом химического осаждения пленки в аммиачно-никелевой цитратной ванне состава (г/л): хлористый никель 30; гипофосфат натрия 10; хлористый аммоний 100. Для поддержания кислотности в пределах pH 8...9 добавляют аммиак. Процесс химического осаждения осуществляют в ванне. При температуре 85 °С в течение 30 мин на поверхности режущего инструмента осаждается слой никель-фосфора толщиной 5 мкм.

Технологический процесс нанесения покрытия: промывка и обезжиривание химическим способом, химическое осаждение никель-фосфорного покрытия, термическая обработка инструмента с нанесением никель-фосфорным покрытием, нагрев до температуры 400...450 °С с последующим охлаждением на воздухе.

Никель-фосфорное покрытие уменьшает силу трения при резании, резко снижает температуру резания, облегчает выход стружки, обеспечивает высокую износостойкость инструмента. Высокая твердость режущей кромки инструмента 65...68 HRC сохраняется при температуре выше 600 °С. Покрытие особенно ценно для упрочнения и восстановления инструментов сложной геометрической формы, перезаточку которых производят по задней поверхности (например, сверла диаметром 8...35 мм)

Никель-борирование

Применяют для повышения износостойкости, твердости и коррозионной стойкости металла. Выполняют в растворе состава (г/л): никель хлористый 80...100; этилендиамин 114...120; едкий натр 40...50; боргидрид натрия 0,8...0,9; фенантролин 0,02...0,25. Покрытия обладают высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью и твердостью, фактически беспористые при толщине слоя 5...7 мкм. Другой состав раствора (г/л): никель хлористый 30; этилендиамин 60; едкий натр 40; боргидрид натрия 0,6; таллий азотнокислый 0,1.

В случае когда никель-борное покрытие используют для изготовления паяных деталей, можно применить состав, который содержит (г/л): никель хлористый 10...20; этидендиамин 20...40; едкий натр 20...30; боргидрид натрия 0,9...1,1; азотно-кислый таллий 0,09...0,11; гидразин серно-кислый 0,9...1,1; маннит 5...15.

Введение в раствор гидразина серно-кислого и маннита обеспечивает получение светло-серого покрытия с малым содержанием бора, обладающего высококачественной пайкой. Применяют следующие компоненты: никель хлористый $NiCl_2 \cdot 6H_2O$; этилендиамин – 70 %-ный водный раствор $C_2H_8N_2$; едкий

натр NaOH; боргидрид натрия $NaBH_4$; таллий азотно-кислый $TiNO_3$; гидразин сернокислый $Na_2H_4SO_4$; маннит $C_6H_{14}O_6$.

Приготовление раствора

В 1/3 объема дистиллированной воды, нагретой до 30...40 °С, растворяют хлористый никель и добавляют этилендиамин. В отдельной емкости растворяют едкий натр, часть его добавляют в раствор хлористого никеля с этилендиамином, а в другой части растворяют восстановитель – боргидрид натрия, дают раствору остыть и сливают его в основной раствор, содержаний хлористый никель, этилендиамин и едкий натр, при перемешивании. Затем вводят серно-кислый гидразин и маннит. Раствор тщательно размешивают и выдерживают сутки.

Нанесение покрытия из раствора осуществляют при 95±2 °С, pH 12–13, плотности загрузки 1,6...3,2 дм^2/л и периодическом встряхивании в течение 30 мин. Скорость осаждения покрытия 8,7...9,2 мкм/ч, толщина покрытия 6...10 мкм.

Перед нанесением покрытия осуществляют обычную предварительную подготовку в зависимости от типа покрываемого материала.

Никель-кобальт-фосфатирование

Выполняют в целях повышения износостойкости и антифрикционных свойств стальных деталей сложной конфигурации (пресс-формы, измерительный инструмент, крышки клапана, поршень и др.), работающих в условиях трения, при повышенных температурах.

Шероховатость поверхности пресс-формы, на которую наносят никель-кобальт-фосфорное покрытие, должна быть *Ra* 0,040...0,32 мкм, так как при этом воспроизводится геометрия поверхности детали. Технологические операции по нанесению никель-кобальт-фосфорного покрытия выполняют в порядке, представленном ниже.

1. Химическое обезжиривание в щелочном растворе следующего состава (г/л): едкий натр 45±5; кальцинированная сода 65±5; тринатрийфосфат 25±5; стекло натриевое жидкое 7±2. Температура 70±5 °С, продолжительность обработки 30±3 мин.

2. Промывка в горячей (70...80 °С) проточной воде.

3. Промывка в холодной проточной воде.

4. Обезжиривание окисью магния. Окись магния смешивают с холодной водой до консистенции негустой кашицы и волосяной щеткой тщательно протирают пресс-формы до полного смачивания поверхности.

5. Промывка в холодной проточной воде до полного удаления окиси магния.

6. Сушка пресс-формы горячим (70...80 °) сжатым воздухом, если следующей операцией будет изолирование непокрываемых участков. Если же пресс-форма подвергается покрытию полностью, сушка исключается. Изолирование участков поверхности пресс-формы, не подлежащих покрытию, производят эмалью ХВ-124, которую наносят кистью. Сушка при нормальной температуре в течение 30 мин, затем 2 ч при температуре 80...120 °С.

7. Электрохимическое обезжиривание на катоде в щелочном растворе состава (г/л): едкий натр 30±5, кальцинированная сода 30±5; тринатрийфосфат 20±5; стекло натриевое жидкое 10±5. Температура 70±5 °С; плотность тока 7±3 А/дм^2; продолжительность обработки 5±1 мин. Анодами при обезжиривании служат пластины из катодного никеля Н-2. Состав щелочных растворов для химического и электрохимического обезжиривания контролируют не реже одного раза в неделю при односменной работе.

8. Промывка в горячей (70...80 °С) проточной воде.

9. Промывка в холодной проточной воде последовательно в двух ваннах. Смену воды в промывочных ваннах осуществляют со скоростью 0,7...1 объем в ч. Очистку ванн следует проводить не реже одного раза в месяц.

10. Декапирование в растворе серной кислоты (100 г/л). Температура 23±3 °С, продолжительность 2 мин.

11. Промывка в холодной дистиллированной воде последовательно в двух ваннах.

12. Нанесение химического никель-кобальт-фосфорного покрытия. В состав раствора входят следующие компоненты (г/л): хлористый никель 15; сернокислый кобальт 15; лимонная кислота 20; хлористый аммоний 50; едкий натр 50; фосфорноватисто-кислый натрий – гипофосфат 20. Температура 85±2 °С, pH раствора – 9...10, скорость осаждения 16...18 мкм/ч, плотность загрузки 1 дм^2/л.

Для получения никель-кобальт-фосфорных покрытий толщиной более 18 мкм осаждение проводят в стационарной ванне с переносом пресс-формы через 1 ч из отработанного раствора в свежеприготовленный или откорректированный по данным химического анализа. Из указанного выше раствора осаждается сплав никель–кобальт–фосфор следующего состава (%): никель 70...75; кобальт 10...15; фосфор 10...15. Компоненты раствора для получения химического никель-кобальт-фосфорного покрытия следует растворять каждый отдельно в теплой дистиллированной воде (50...60 °С), едкий натр и гипофосфит

натрия – в воде нормальной температуры. Через фильтр из марли и ваты растворы солей сливают в последовательности: раствор хлористого никеля и серно-кислого кобальта; затем в него растворы лимонной кислоты, хлористого аммония и едкого натра. Полученный раствор нагревают до температуры 60...65 °С и вводят растворенный в минимальном количестве воды гипофосфит натрия. Температуру раствора доводят до 80 °С и загружают деталь. Подвеску для загрузки деталей изготовляют из стальной проволоки.

Ванна для химического никель-кобальт-фосфорного покрытия пресс-форм может быть изготовлена из керамики, фарфора, стекла. Можно использовать в качестве ванн чугунные котлы, а также эмалированные бачки. В процессе нанесения покрытия интенсивно выделяется водород. Для получения покрытия без питтинга необходимо встряхивать, покачивать пресс-форму или перемешивать раствор с помощью сжатого воздуха.

13. Промывка в проточной воде нормальной температуры.

14. Промывка в горячей (70...80 °С) проточной воде.

15. Сушка горячим (70...80 °С) сжатым воздухом.

16. Термическая обработка.

Для увеличения износостойкости никель-кобальт-фосфорного покрытия его необходимо подвергнуть термической обработке в электрической печи. Пресс-формы с покрытием выдерживают при температуре 325...350 °С в течение 1 ч, а затем охлаждают вместе с печью при открытой дверце. В результате прочность сцепления покрытия с основой превышает прочность сцепления никелевого и хромового покрытия, полученного электролитическим способом. При нагреве покрытых пресс-форм до температуры 325...350 °С образуется двухфазная система, состоящая из Ni_3P и CO_2P. Структурные превращения сопровождаются увеличением твердости покрытия от 500...600 HV (до термообработки) до 1000...1100 (после термообработки), т.е. покрытие по твердости приближается к электролитическому хромовому. Пористость покрытия при толщине 16...18 мкм и более не выявлена. Пресс-формы, покрытые сплавом никель–кобальт–фосфор, используют для прессования пластических масс и резин. При прессовании резин прилипания поверхности прессуемой детали к поверхности пресс-формы не наблюдалось.

Ванну для фосфатирования изготовляют из стали и оборудуют теплоизоляционным покрытием, нагревателем и вытяжной вентиляцией. Во избежание взмучивания осадка фосфатов на расстоянии 100...150 мм от дна ванны устанавливают перфорированную перегородку. Перед началом эксплуатации новой ванны необходимо покрыть ее внутреннюю поверхность фосфатным слоем и лишь после этого начинать фосфатирование. Сушку технологической оснастки после фосфатирования проводят в сушильном шкафу, оборудованном вытяжной вентиляцией.

При обезжиривании, промывке и фосфатировании технологической оснастки применяют корзины из тонкой проволоки или перфорированной листовой стали и подвески различных конструкций.

Качество фосфатной пленки определяется плотностью, зернистостью, шероховатостью, защитными свойствами и коррозионной стойкостью. Покрытие должно быть плотным, гладким, мелкозернистым; цвет пленки может быть от светло-серого до черного. Не допускается наличие коррозии и налета взмученного осадка, а также черного налета, оставляющего следы на руках или хлопчатобумажной салфетке. Допускается наличие пятен и непокрытых точек в местах контактов с подвесным устройством на рабочей поверхности технологической оснастки. Внешнему осмотру после фосфатирования подвергают всю партию деталей. Детали с неудовлетворительным качеством пленки выбраковывают. Наличие фосфатной пленки проверяют визуально, царапая поверхность оснастки, протирая ее мелкозернистой абразивной шкуркой или соскабливая.

Для определения защитных свойств фосфатной пленки (табл. 4) пользуются капельным методом. Метод заключается в том, что на заданный участок поверхности при температуре 15...25 °С наносится одна капля контрольного раствора. Продолжительность времени в минутах между моментом нанесения капли и изменением ее цвета (капля становится темно-коричневой, почти черной) служит характеристикой стойкости пленки.

При капельном методе испытания контроль проводят на двух-трех образцах-свидетелях, взятых от партии. Образцы-свидетели должны быть термически обработаны и изготовлены из стали той же марки, что и фосфатируемая технологическая оснастка. Состав контрольного раствора: 0,4М раствор $CuSO_4$ – 40 мл;

Таблица 4

Определение защитных свойств фосфатной пленки капельным методом

Продолжительность испытания до изменения цвета капли, мин	1	1...2	2...5	5
Оценка защитных свойств	Низкая	Пониженная	Средняя	Высокая

10 %-ный раствор NaCl – 20 мл; 01М раствор HCl – 0,8 мл.

Для контроля коррозионной стойкости фосфатной пленки технологическую оснастку подвешивают на шелковых или капроновых нитях в 3 %-ном растворе NaCl при температуре 20 °С с выдержкой 5...15 мин, после чего промывают водой и оставляют на воздухе в течение 25...30 мин. Если в результате испытания пленка не изменилась, то ее качество считается удовлетворительным.

Обработка стального инструмента ангидридом молибдена выполняется с целью повышения стойкости стальных режущих инструментов. После обработки на инструменте образуется антифрикционный и антикоррозионный слой повышенной твердости, состоящий из интерметаллических железомолибденовых соединений; стойкость слоя до 770°С.

Окончательно обработанный инструмент предварительно очищают и обезжиривают в следующем порядке:

1. Промывка в воде.

2. Обезжиривание в горячем растворе (75...90 °С) в течение 15...60 мин в зависимости от степени загрязнения инструмента. Состав раствора (г/л): едкий натр 10...15; сода кальцинированная 30...40; тринатрийфосфат 30...70; жидкое стекло 2...3.

3. Промывка в воде.

4. Декапирование в 5...10 %-ном растворе соляной кислоты 0,5...2 мин.

5. Промывка в воде.

6. Кипячение в течение 25...30 мин в 100...150 г/л водном растворе ангидрида молибдена. Промывку выполняют в горячей проточной, а затем в холодной проточной воде.

Химическое никелирование

Осадок химического никеля восстанавливают из раствора, содержащего 30 г/л серно-кислого никеля; 10 г/л уксусно-кислого натрия; 10 г/л гипофосфита натрия; 0,007 г/л тиосульфата натрия; 2 мл/л уксусной кислоты; хромовокислый свинец – до насыщения. Кислотность раствора pH 4,2...4,8; температура 90...92 °С; плотность загрузки 1 дм^2/л. Скорость осаждения осадка 6...9 мкм за 30...40 мин; толщина покрытия 15...18 мкм. После никелирования инструмент подвергают термообработке в течение 1 ч при температуре 350...400 °С.

Слой твердого никеля можно осадить химическим способом из состава (г/л): серно-кислый Ni кристаллический 80; фосфорновато-кислый Na 24; уксуснокислый Na 12; борная кислота 8; хлористый Na 6. Пористость в слое получают травлением в течение 20 с – 1 мин в ванне, содержащей фтористый аммоний и плавиковую кислоту. Способ позволяет повысить стойкость пресс-форм для литья под давлением, штампов, лезвийных инструментов (сверла, метчики, развертки и др.).

Если в никельсодержащий раствор ввести мелкодисперсные твердые вещества типа алмаза, карбидов или нитридов бора, вольфрама, кобальта, хрома, ванадия и др., то при восстановлении никеля из суспензии образуется комплексный осадок, обладающий высокой износостойкостью. Например, покрытие алмазным порошком, закрепляемым химически осаждаемым слоем никеля, применяют для упрочнения колец уплотнения газовых турбин и насосов высокой подачи, нагревательных барабанов, фрикционных дисков, нитеводителей, пресс-форм для изготовления бакелитовых деталей, шнеков для термопластавтоматов, а также рабочих поверхностей калибров, микрометрических и других измерительных приборов.

Метод химического нанесения слоя позволяет точно контролировать его толщину. Применяемые в этом случае никель-фосфорные сплавы могут быть после нанесения подвергнуты термической обработке (например, 24 ч при 270 °С или 1 ч при 400 °С), что обеспечивает повышенные твердости до 1000 HV. Рекомендуемые параметры алмазного защитного слоя: объемное содержание алмазов 20...25 % (допустимо до 40 %); толщина слоя покрытия 25...50 мкм; твердость никелевой основы 1000...1200 HV; коэффициент трения 0,08...0,2 на синтетическом волокне.

Износостойкость металлических пресс-форм, предназначенных для изготовления изделий из пластмассы, бакелита, фарфора и электрофосфора, повышают химическим нанесением многослойного композиционного покрытия, в котором первый слой представляет собой химическое никелевое покрытие, а последующие из никеля, содержащего окислы, карбиды, металлы, алмазный порошок, бориды, нитриды и др. Для улучшения приработки инструмента в наружных слоях осаждают более мягкие компоненты, например, электрокорунд, а во внутренних – более твердые, например карбид бора. После нанесения всех слоев покрытие подвергается термической обработке при 200...750 °С 15 мин ... 48 ч. Износостойкость многослойных покрытий выше, чем однослойных. Изношенное покрытие может быть удалено химическим путем и после предварительной подготовки поверхности восстановлено.

Эпиламирование

Эпиламирующие составы – поверхностно-активные вещества, снижающие количество поверхностной энергии, степень адгезии контактирующих материалов, локализующие поверхностные микротрещины и ограничивающие возможность их роста. Основная особенность веществ этого класса – высокая адсорб-

ционная способность, в результате которой на обрабатываемой поверхности образуются разделительные барьерные пленки с очень низким запасом поверхностной энергии – эпиламы, которые представляют собой раствор высокомолекулярных фторсодержащих поверхностно-активных веществ во фторсодержащих растворителях – хладоне 113, смеси хладонов 112 и 113, хладоне 114В2 и др. Из раствора адсорбируется на поверхности в виде мономолекулярного или близкого к нему по своим свойствам слоя, резко снижая микротвердость поверхностного слоя и, следовательно, поверхностное напряжение и запас энергии. Бесцветная подвижная жидкость, негорючая, малотоксичная, плотность 1570...1590 кг/м^3, вязкость $(1–1,2)\cdot10^{-3}$ Па. Не растворим в углеводородных растворителях. Смазочные масла, внесенные в эпиламированные узлы трения, прочно удерживаются в их рабочей зоне. Штамповый инструмент после эпиламирования смазывают минеральным маслом.

Режущие инструменты используют с применением *смазочно-охлаждающей жидкости* (СОЖ) или с введением любого минерального масла в зону резания.

Технология обработки составом проста, не требует специального оборудования, высокопроизводительна, может быть использована непосредственно на рабочем месте в производственных условиях при температуре окружающей среды. Эпиламирующие составы – высокоэффективный способ упрочняющей обработки. Применяют их с целью повышения износостойкости поверхностей деталей машин и особенно для увеличения стойкости инструментов всех типов, используемых в различных отраслях промышленности при обработке металлов резанием, вытяжке, прокатке, штамповке, прессовании, в том числе деталей из органических материалов, а также при формообразовании и вулканизации изделий из резины и каучука и т.п. Изнашивание трущихся поверхностей снижается от 2 до 40 раз (в зависимости от характера работы узла). Износостойкость режущих инструментов, инструментов для обработки металлов давлением повышается до 20 раз.

Технологический процесс эпиламирования

1. Обезжиривание в хладоне 113, спирте, ацетоне, бензине или подобных растворителях. Детали или инструменты погружают в емкость с хладоном, либо тщательно протирают тампоном, смоченным в растворителе. Механические смеси удаляют с поверхности до обезжиривания.

2. Сушка на воздухе 5...8 мин.

3. Эпиламирование. Детали погружают в эпиламирующий раствор на 5...7 мин при температуре окружающей среды. Раствор желательно периодически перемешивать. Емкость с раствором закрывают для предотвращения испарения растворителя. Состав можно наносить тампоном на обезжиренные поверхности 2–3 раза.

4. Сушка эпиламированных деталей на воздухе 5...10 мин. При необходимости длительного хранения детали эпиламирования покрывают слоем консервирующего смазочного материала. Во избежание улетучивания растворителя состав хранят при температуре не более 30 °С, вдали от нагревательных приборов и действия прямых солнечных лучей, в герметичной таре – бутылях, бочках, бидонах и т.п. Особых условий транспортирования раствора не требуется.

Работы по обезжириванию хладоном 113 и обработке эпиламирующим составом следует проводить, соблюдая меры безопасности, соответствующие требованиям, предъявляемым к работе с хладоном 113. Хладон 113 относится к малотоксичным соединениям 4-го класса опасности. Предельно допустимая концентрация хладона 113 в рабочей зоне производственных помещений – до 3000 мг/м^3. Хладон 113 негорюч, невзрывоопасен. Под действием открытого огня разлагается с образованием высокотоксичных веществ, поэтому в помещении, где проводят работы с хладоном 113 или эпиламирующими составами, запрещается курить и проводить работы с открытым огнем.

Упрочнение твердыми смазками

Стойкость режущих, волочильных, штамповых и других инструментов может быть увеличена покрытием их плотно прилегающими твердыми смазками, снижающими коэффициент трения между режущей кромкой инструмента и обрабатываемой деталью и улучшающими стружкообразование. На стабильность получаемых результатов существенное влияние оказывает геометрия различных инструментов, наличие или отсутствие СОЖ, давление СОЖ, метод нанесения покрытий, обрабатываемый материал. Состав покрытий на основе алюминиевого фосфата и трехокиси хрома, в которых содержатся субмикронные частицы дисульфида молибдена, приведен в табл. 5.

Водородный показатель составов *1* и *2* равен 1,5; плотность 1,37 и 1,22 соответственно. Отношение отвержденной смазки к связке для состава *1* составляет 3:2, для состава *2* – 3:1. Составы и покрытия из них характеризуются отсутствием взаимодействия с СОЖ, в частности с горячим маслом; хорошими адгезионными свойствами к различным металлам; высокими абразивными износостойкостью и твердостью; высокой теплостойкостью.

Стойкость инструментов после покрытия твердой смазкой увеличивается в среднем в несколько раз: фрезы – 2,65; метчики – 2,76; сверла – 1,60; фрезы червячные – 1,31; пластины твердосплавные – 1,5; холодновысадочный инструмент – 3,6; вырубной инструмент – 2,0. Твердые смазки для инструментов должны обладать высокой прочностью при растяжении и скручивании, хорошей смачиваемостью. Специфические свойства алкилового полиглюколового

Таблица 5

Состав молибденовых твердых смазок для упрочнения инструментов

Компоненты	Количество компонента, %	
	1	2
Раствор моноалюминиевого фосфата (52 %)	24,7	12,35
Трехокись хрома	1,3	0,65
Дисульфид молибдена	20,0	20,0
Алкиловый феноло-полиглюколовый спирт	0,4	0,4
Вода	53,6	66,6

спирта, используемого в качестве диспергирующего агента и поверхностно-активного вещества; жидкое неионное поверхностно-активное вещество; точка помутнения 33 °С; активный уровень 100 %, точка затвердевания 5 °С; плотность 1,055 г/см^3 (при 25 °С). Дисульфид молибдена как смазывающий пигмент имеет следующую характеристику: диаметр частиц 0,75 мкм; нерастворимость аммиака 2,0 %; водородное число min 3, max 8; отсутствие абразивности; отсутствие коррозии к медной пластинке. Покрытия с содержанием 20...90 % дисульфида молибдена имеют минимальный коэффициент трения. Состав *1* применяют при работе инструментов с СОЖ, состав *2* – при работе без СОЖ. Влияние дисульфида молибдена на свойства покрытия приведено в табл. 6.

Инструмент перед нанесением покрытия твердой смазкой промывают растворителем и обезжиривают. Покрытие наносят кистью, окунанием или распылением. Перед нанесением и в процессе нанесения состав нужно тщательно перемешать. При любом методе нанесения толщина покрытия приближенно равна 0,005 мм. Возможно и более тонкое покрытие, если материал разжижен водой. Увеличение толщины покрытия максимально до 0,025 мм возможно при многослойном покрытии, при этом необходимо промежуточное просушивание. Рекомендуется просушивание 10 мин на воздухе или 2...3 мин при 60 °С. Покрытие при просушивании меняет цвет с темно-серого на светло-серый. Во время покрытия изделие должно иметь температуру 15...30 °С. Состав может быть нагрет и до 60...80 °С, если необходимо прочное многослойное покрытие. Для отвердевания покрытия после нанесения его можно выдержать 1 ч при температуре 200...250 °С или 3 ч при минимальной температуре 180 °С. Для нанесения покрытия методом распыления используют обычные краскопульты.

Таблица 6

Влияние дисульфида молибдена на свойства покрытия

Отношение смазка : связка	Пористость	Смачиваемость	Условия работы	
			без СОЖ	с применением СОЖ
9:1	Высокая	Плохая	Плохие	Плохие
4:1	Незначительная	Прекрасная	Хорошие	Хорошие
3:1	"	Хорошая	Отличные	"
1,5:1	Нет	Отличная	Хорошие	Отличные
0,25:1	"	"	"	Хорошие
0,11:1	"	"	Плохие	Плохие

Твердая паста для нанесения на режущую кромку и переднюю поверхность режущих инструментов в зоне износа содержит (%): дисульфид молибдена 30...50; графит 2,0...10,0; сульфид сурьмы 0,5...2,5; органическую связку (парафин, пчелиный воск и т.п.) 37,5...67,5. В сосуде соответствующей вместимости расплавляют 525 г органической связки, добавляют 60 г графита и тщательно размешивают, после чего вводят 400 г дисульфида молибдена и 15 г сульфида сурьмы и перемешивают до полного затвердевания. Из пасты вырезают столбики-карандаши толщиной 10 и длиной 80 мм. После выдержки в течение 24 ч при пониженной температуре карандаши закругляют с одного конца и погружением второго конца окрашивают краской на основе нитроцеллюлозы. Нанесение пасты на режущую кромку осуществляют, когда кромка чуть нагрета после заточки.

Использование твердых смазок при упрочнении стальных деталей механическими методами

При упрочнении деталей поверхностным пластическим деформированием возможно возникновение на поверхности различных дефектов: прижогов, схватывания материала инструмента и детали, поверхностного отпуска и др. Повышение износостойкости и контактной выносливости поверхности возможно предварительным нанесением твердой смазки. Перед пластическим упрочнением, например, стальными щетками, вводится предварительная обработка, состоящая из 15-минутной выдержки детали в кипящем водном растворе, содержащем 20...30 г/л боровольфрамовокислого кобальта, и последующего нагрева в масле, например, вазелиновом, при 160...180 °С в течение 50...60 мин. На поверхности образуется модифицированный слой, являющийся твердой смазкой, которая, снижая коэффициент трения, создает благоприятные условия для протекания пластической деформации в поверхностном слое при последующем упрочнении щетками, способствует повышению качества поверхности, увеличению контактной выносливости и износостойкости детали при ее дальнейшей эксплуатации.

УДК 621.78.084

О.А. Гришанина *(Северо-Кавказский государственный технический университет)*
Тел.: (865) 295-67-39

Закалочное охлаждение плоских стальных пластин в магнитной жидкости

Обоснована возможность регулируемого закалочного охлаждения плоских ферромагнитных пластин в магнитной жидкости типа "магнетит в воде".
Ключевые слова: *закалочное охлаждение, магнитная жидкость.*

In this work the experiments on quenching cooling the steel magnetizable plates in the magnetic fluid are discussed.
Keywords: *guenching cooling, magnetic fluid.*

Магнитные жидкости – искусственно созданные намагничивающиеся среды (коллоидальные суспензии ферро- или ферримагнетиков в жидкости-носителе), обладающие текучестью и взаимодействующие с магнитными полями. В литературе середины прошлого века их называли феррожидкостями или намагничивающимися жидкостями. Современные магнитные жидкости представляют собой коллоидные растворы с частицами магнитной фазы однодоменного размера, имеющие постоянный магнитный момент. Устойчивое существование таких систем достигается выполнением двух условий: отсутствием коагуляции частиц при их контакте и образованием частиц столь малого размера, что броуновское тепловое движение исключает их осаждение в жидкости. Частицы магнитной фазы, слабо взаимодействуя между собой, обладают большим магнитным моментом, на несколько порядков выше магнитного момента атома.

Сочетание высокой жидкотекучести, сильных магнитных свойств, многочисленных и качественно разнообразных эффектов взаимодействия с электромагнитными полями открывают огромные возможности применения магнитных жидкостей в качестве магнитоуправляемых материалов.

Магнитные жидкости – не только перспективный технологический материал. Они уже широко используются в уплотнителях, демпферах, подшипниках, сепараторах, контрольно-измерительных устройствах, экологии, производстве лекарственных препаратов, тепло- и массообменных процессах и аппаратах. В силу своих уникальных свойств магнитные жидкости широко применяют в науке, технике и медицине.

Отечественными и зарубежными учеными доказана возможность управления гидродинамическими и теплообменными процессами в магнитных жидкостях при наложении внешних магнитных полей [1, 2, 10]. В конце прошлого века выделилось самостоятельное научное направление, изучающее явления тепло- и массопереноса в высокотемпературных технологических процессах, в которых магнитная жидкость, являясь охлаждающей средой, претерпевает различные режимы кипения: пленочный, переходный и пузырьковый.

Общеизвестно, что износостойкость деталей в узлах трения напрямую связана с твердостью контактных поверхностей. В этой связи особый интерес представляет изобретение В.В. Чеканова и А.Я. Симоновского, предложивших применять магнитные жидкости в качестве закалочных сред [1]. Малые времена релаксации намагниченности магнитных жидкостей позволяют практически мгновенно воздействовать на тепломассобмен при закалке, давая возможность менять режимы охлаждения при изменении внешнего магнитного поля.

Изучение влияния магнитного поля на процессы теплообмена, протекающие при закалке ферромагнитных тел в магнитной жидкости, представляет научный и практический интерес, расширяя представления о закономерностях протекания нестационарных процессов кипения магнитных жидкостей в постоянных магнитных полях и способствуя разработке новой технологии закалки деталей различной

формы. Некоторые аспекты тепломассобмена при высокотемпературном охлаждении в магнитных жидкостях в разные годы исследованы в работах В.В. Чеканова, А.Я. Симоновского, В.В. Гогосова, В.Г. Баштового и др.

Применение магнитных жидкостей в качестве закалочных сред может решить задачу управляемого закалочного охлаждения, а также задачу проведения закалочного охлаждения с заданной локальной неоднородностью для получения различных механических свойств по сечению детали. Разработки в этой области нацелены на реализацию возможности создания изделий с заранее заданным распределением твердости и микроструктуры по объему.

Экспериментально установлено, что при внесении в магнитное поле погруженного в магнитную жидкость ферромагнитного образца форма свободной поверхности магнитной жидкости искажается [3]. На поверхности образца существуют области, которые не контактируют с магнитной жидкостью и называются воздушными полостями [6]. Размеры, форма и дислокация воздушных полостей зависят как от формы, размеров и ориентации ферромагнитного образца по отношению к силовым линиям внешнего магнитного поля, так и от свойств магнитной жидкости и величины приложенного магнитного поля [8]. Поэтому возникает необходимость до выполнения охлаждения изучить форму свободной поверхности магнитной жидкости вблизи поверхности образца каждой конкретной формы.

Для решения вопроса о возможности управления нестационарными процессами переноса тепла при закалочном охлаждении тел плоской формы в магнитных жидкостях типа "магнетит в воде" изучали формы свободной поверхности магнитной жидкости вблизи поверхности образцов, тепловые явления при высокотемпературном охлаждении, микроструктуру и твердость закаленных образцов.

Охлаждающая среда – магнитная жидкость – непрозрачна. Поэтому традиционные оптические методы наблюдения за процессами кипения в магнитной жидкости неприемлемы. Однако, как показали эксперименты [10], при охлаждении твердых тел в магнитной жидкости на их поверхности остается осадок расслоившейся магнитной жидкости. Характер осадка зависит от режима кипения жидкости на поверхности твердого тела при определенной температуре теплоотдающей поверхности. Поэтому для определения температурных интервалов различных режимов кипения магнитной жидкости на поверхности охлаждаемых пластин использовали методику [1], при которой характеристика того или иного режима кипения магнитной жидкости дается по структуре и характеру налипания осадка расслоившейся в результате кипения на поверхности охлаждаемых образцов магнитной жидкости.

Пластину, нагретую до 700 °С, охлаждали быстрым погружением в магнитную жидкость, заполнявшую немагнитный цилиндрический контейнер, установленный между полюсами электромагнита, при включенном магнитном поле. Плоскость пластины располагали параллельно вектору внешнего магнитного поля. Температура магнитной жидкости в эксперименте составляла 22±2 °С, плотность жидкости – $1{,}9\cdot10^3$ кг/м^3, кинематическая вязкость – $4{,}07\cdot10^6$ м^2/с, магнитная проницаемость – $(1{,}8\pm0{,}3)\cdot10^{-6}$ Гн/м. Охлаждение пластины прерывали быстрым извлечением ее из контейнера с магнитной жидкостью при достижении температуры в центре образца значений последовательно 600, 500, 400, 300, 200, 100 °С. Температуру в центре образца измеряли хромель-копелевой термопарой. Состояние поверхности пластины спустя 60...70 с после извлечения из охлаждающей жидкости фиксировали фотокамерой.

Режимы кипения магнитной жидкости на различных участках поверхности пластины при различных температурах пластины отличали по следующим признакам [1, 10]. При отсутствии на поверхности осадка магнитной жидкости или при наличии сухого, плохо связанного с поверхностью металла осадка, легко удаляемого простым встряхиванием, делали заключение о пленочном режиме кипения магнитной жидкости, при котором поверхность металла отделена от охлаждающей среды паровой пленкой. Слегка увлажненный осадок, основная часть которого непрочно связана с поверхностью пластины и хаотически распределена на поверхности металла, давал основание считать, что данный режим кипения – переходный. При пузырьковом кипении слой увлажненного осадка испещрен кавернами от формирующихся пузырьков пара и хорошо связан с поверхностью охлаждаемого образца.

На рис. 1 представлена фотография пластины длиной L = 15 мм, толщиной t = 3 мм и высотой h = = 50 мм (L/t < 10), закрепленной на цилиндрическом немагнитном штоке. Охлаждение пластины в магнитной жидкости было прервано при температуре 600 °С. Левый и правый торцы пластины покрыты темным осадком расслоившейся магнитной жидкости. В центральной части поверхности образца видна светлая сужающаяся книзу полоска, свободная от осадка. Слой осадка на торцах пластины плохо связан с поверхностью металла и легко удаляется встряхиванием.

Экспериментально установлено, что при включенном магнитном поле при температурах 700...400 °С охлаждение по всей поверхности пласти-

Рис. 1. Короткая пластина после охлаждения в магнитной жидкости

ны происходит в режиме пленочного кипения. В температурном интервале 400...200 °С на поверхности вблизи торцов пластины пленочный режим кипения сменяется переходным, а в центральной части поверхности пластины сохраняется пленочный режим кипения.

При температурах поверхности пластины 200...100 °С на ее торцах наблюдался режим пузырькового кипения, о чем свидетельствует хорошая связанность осадка расслоившейся магнитной жидкости с металлом и наличие каверн от формирующихся пузырьков пара. В окрестности центральной части поверхности пластины режим кипения остается пленочным. В области температур ~100 °С на центральных участках поверхности пластины пленочный режим кипения сменяется переходным и далее – пузырьковым. Ниже 100 °С охлаждение пластины происходит в режиме однофазной конвекции и поверхность всей пластины покрывает толстый слой гелеобразного осадка расслоившейся магнитной жидкости.

Одновременное протекание различных режимов кипения магнитной жидкости на различных участках поверхности пластины объясняется неоднородным распределением сил магнитного поля в окрестности пластины, действующих на омывающую пластину магнитную жидкость. На одних участках поверхности пластины жидкость испытывает действие сил магнитного поля, притягивающих ее к пластине, на других участках силы магнитного поля отталкивают жидкость от поверхности пластины. В местах, где магнитная жидкость испытывала отталкивающее действие сил магнитного поля, на поверхности пластины обнаруживались следы паровоздушных полостей – светлая полоска вдоль вертикальной оси пластины (см. рис. 1). В этих областях поверхность пластины при охлаждении была отделена от магнитной жидкости паровоздушной прослойкой. Для изучения механизма образования паровоздушных прослоек (полостей) проводили экспериментальное моделирование этих

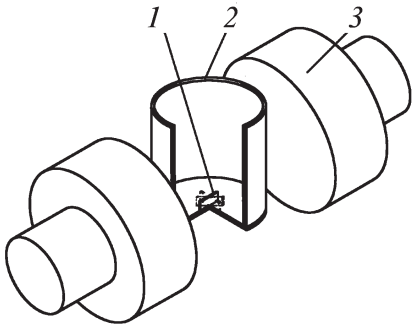


Рис. 2. Схема экспериментальной установки для изучения распределения магнитной жидкости вблизи поверхности пластины

полостей путем наблюдения за распределением свободной поверхности магнитной жидкости, омывающей холодную пластину.

Схема экспериментальной установки изображена на рис. 2. Ферромагнитную пластину *1* устанавливают на дно немагнитной цилиндрической кюветы *2*. Для подсветки снизу дном кюветы служит матовое стекло. Кювета располагается между полюсами *3* электромагнита. Плоскость пластины в разных экспериментах ориентирована параллельно (положение пластины изображено сплошным контуром), перпендикулярно (изображено пунктиром) и под углом 45° (изображено штрихпунктиром) по отношению к вектору внешнего магнитного поля.

К поверхности пластины при включенном магнитном поле подают последовательно увеличивающиеся порции магнитной жидкости. Фигуры равновесия свободной поверхности магнитной жидкости, формирующиеся вблизи пластины, регистрируют фотокамерой.

Форма свободной поверхности магнитной жидкости вблизи намагничивающейся пластины меняется в зависимости от объема магнитной жидкости, размеров пластины и величины внешнего магнитного поля, приложенного к системе. На рис. 3 приведены фотографии пластины с размерами $L \times h \times t$ = = 25×15×3 мм, окруженной магнитной жидкостью при включенном магнитном поле 110 кА/м. Малые порции магнитной жидкости притягиваются к торцам пластины с образованием двух симметричных конусообразных скоплений, расширяющихся в направлении силы тяжести (рис. 3, *а*). С увеличением объема магнитной жидкости происходит ее растекание в придонной части от торцов пластины до границ кюветы. При этом вблизи центральной части поверхности пластины формируются две подковообразные полости (светлые пятна в верхней и нижней частях на рис. 3, *б*). Дальнейшее увеличение объема жидкости в

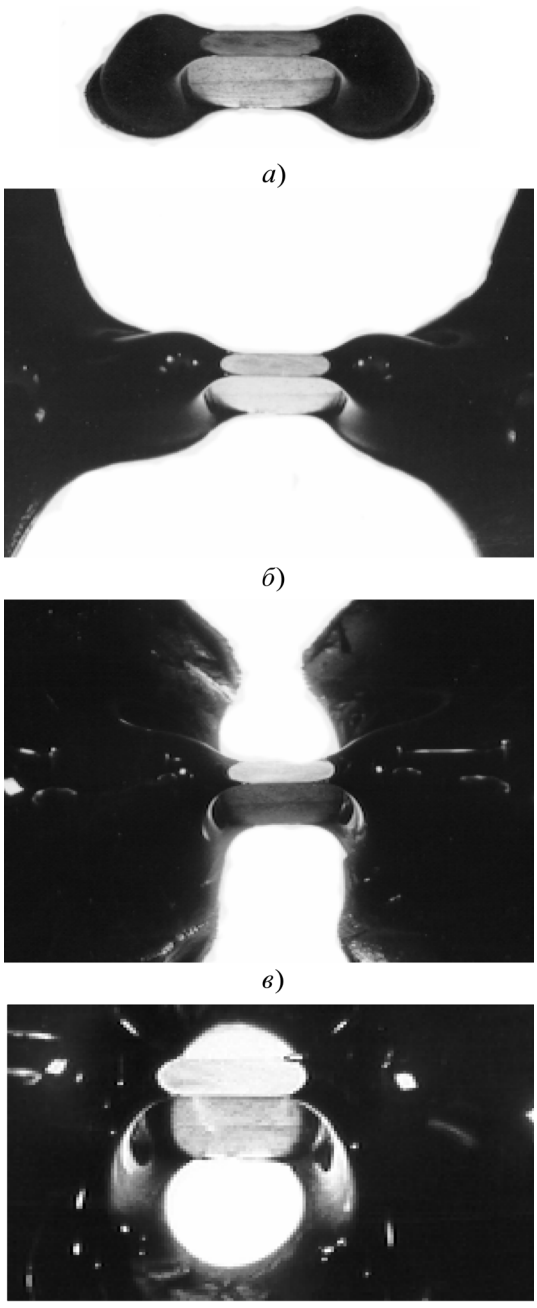


Рис. 3. Фотографии короткой пластины, окруженной магнитной жидкостью суммарным объемом:
а – 2,3 мл; *б* – 28 мл; *в* – 85 мл; *г* – 146 мл

кювете (рис. 3, *в*) приводит к сближению левой и правой придонных частей, завершающееся их слиянием с образованием в центральной части пластины двух конусообразных воронок, расширяющихся в направлении силы тяжести (рис. 3, *г*).

Аналогичные эксперименты проводили на пластине с размерами $L \times h \times t$ = 75×15×3 мм. Формирование свободной поверхности магнитной жидкости сравнительно небольших объемов происходило так же, как и для короткой пластины (рис. 4, *а*, *б*). Увеличение суммарного объема магнитной жидкости при-

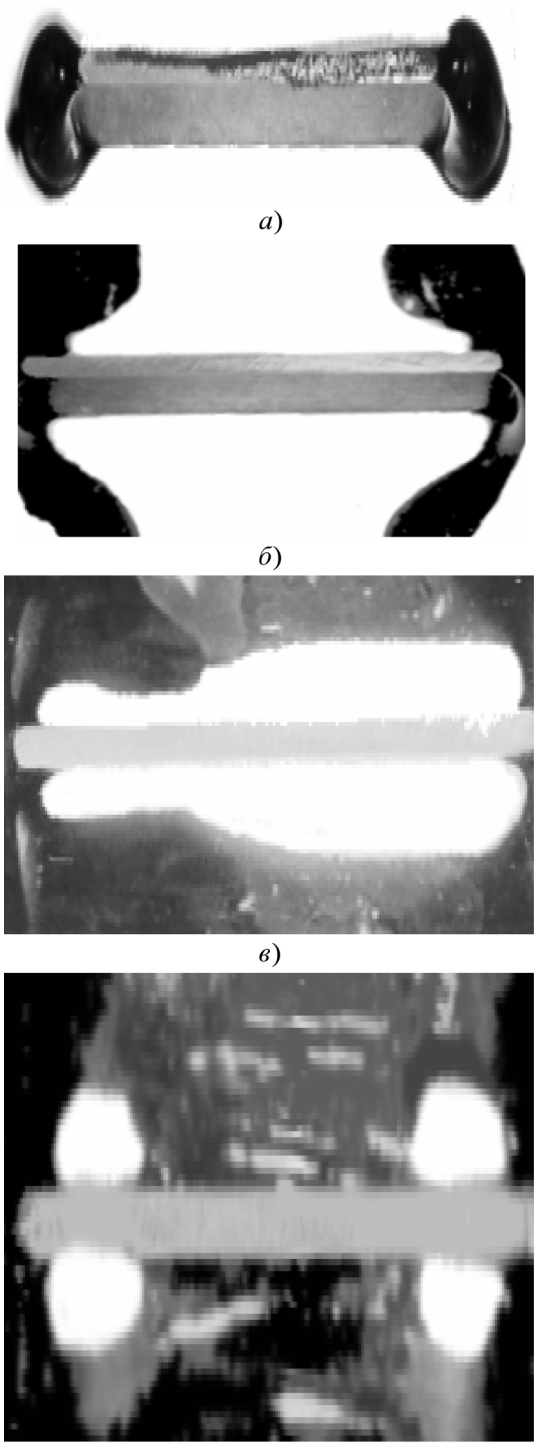


Рис. 4. Фотографии длинной пластины, окруженной магнитной жидкостью суммарным объемом:
а – 3 мл; *б* – 53 мл; *в* – 68 мл; *г* – 146 мл

вело к слиянию ее придонных частей вдали от поверхности пластины (рис. 4, *в*). Образовавшиеся воздушные полости в центральной части поверхности пластины не имеют четкой геометрической формы, их границы неустойчивы (рис. 4, *в*), имеет место натекание магнитной жидкости на центральную часть поверхности пластины, которое носит случайный характер. При дальнейшем увеличении объема жидкости вся центральная область поверхности пластины свободно омывается магнитной жидкостью (рис. 4, *г*). Вблизи торцов пластины формируются четыре воздушные полости, имеющие правильные геометрические очертания.

При расположении плоскости пластины под углом 45 , 90 и 135° к вектору внешнего магнитного поля в объеме магнитной жидкости, омывающей пластину, формируются две воздушные полости, расположенные вблизи торцов пластины.

В ходе проведения дальнейших экспериментов установлено, что при значениях $L/t < 10$ вблизи поверхности пластин в объеме магнитной жидкости формировались две воздушные полости, расположенные вблизи центральной части пластины по одной на каждую сторону. При $L/t > 10$ – четыре воздушные полости, расположенные вблизи торцов пластины по две с обеих сторон.

При соотношении размеров пластины $L/t \sim 10$ наблюдали промежуточное состояние, заключающееся в следующем. Граница раздела воздушная полость – магнитная жидкость вблизи центральной части поверхности пластины становится неустойчивой: форма полости в поперечном сечении не имеет строгих геометрических очертаний, близких к эллипсу, а неопределенно размыта. Увеличение соотношения размеров пластины от значений $L/t \sim 10$ до значений $L/t > 10$ приводит к развитию неустойчивости границы раздела жидкость–воздух. Магнитная жидкость вблизи центральной части пластины свободно подтекает к ее поверхности, что приводит к разделению одной воздушной полости на две, которые в свою очередь при увеличении соотношения L/t пластины, перемещаются из центральной области пластины к ее торцам.

Описанный характер распределения свободной поверхности магнитной жидкости в окрестности пластин с разным соотношением L/t не изменяется при изменении высоты пластины в пределах от $h = t$, до $h \sim 10t$.

Результаты моделирования проверяли в экспериментах по охлаждению пластины размерами 75×15×3 мм ($L/t > 10$) в магнитном поле 73 кА/м. Охлаждение

Рис. 5. Фотография длинной платины после охлаждения в магнитной жидкости

прерывали при температуре пластины 100 °С. На рис. 5 приведена фотография поверхности пластины, полученная после прерывания охлаждения. Вблизи левого и правого торцов пластины видны светлые участки, свободные от осадка расслоившейся магнитной жидкости – следы паровоздушных полостей, опоясывающих приторцевые области поверхности пластины, появление которых на пластине было предсказано после моделирования.

Исследование влияния магнитного поля на процессы теплообмена ферромагнитной пластины с магнитной жидкостью выполняли на установке, изображенной на рис. 6. Ферромагнитную пластину *1* с размерами 45×50×5 мм (соотношение $L/t \sim 10$), устанавливали на полом немагнитном цилиндрическом штоке *2*. Для предотвращения горизонтальных смещений пластины шток жестко фиксировали специальной державкой, неподвижно закрепленной на штативе. Пластина имела возможность свободно перемещаться в вертикальном направлении по направляющим *3*. В шести точках на поверхности пластины в соответствии со схемой (рис. 6, *б*) устанавливали спаи термопар. Электроды термопар для изоляции

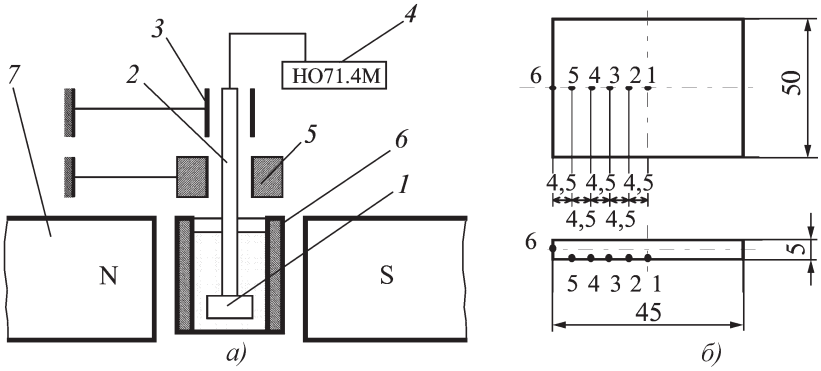


Рис. 6. Установка для изучения влияния магнитного поля на теплообмен при охлаждении пластины в магнитной жидкости:
а – схема установки; *б* – схема расположения термопар на поверхности охлаждаемой пластины

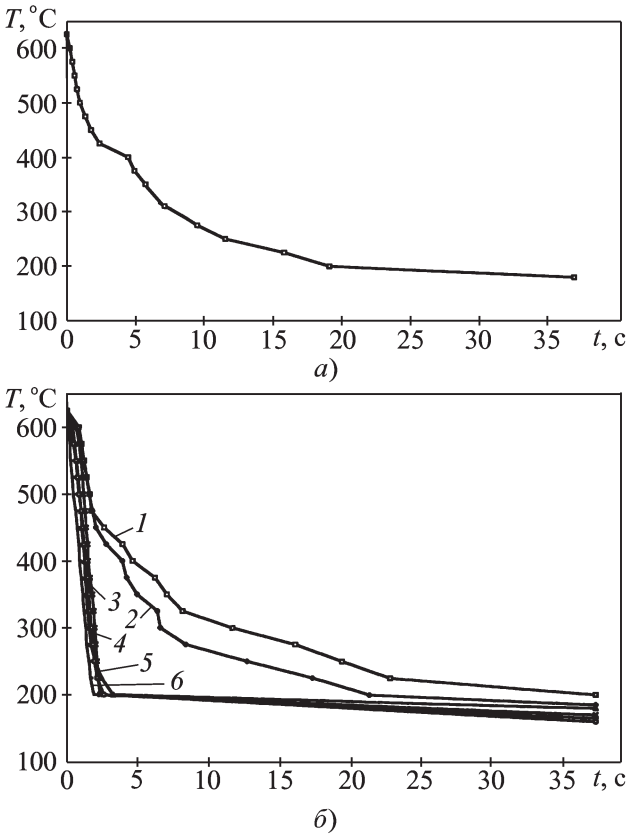


Рис. 7. Кривые охлаждения различных точек поверхности пластины в магнитной жидкости:
а – без наложения магнитного поля; *б* – в магнитном поле 21 кА/м

разводили по каналам керамической соломки и укладывали вдоль тела направляющего штока. Показания термопар регистрировали светолучевым осциллографом *4*.

Пластину, нагретую в трубчатой электропечи *5* до температуры 625 °С, быстро погружали в центр объема магнитной жидкости, заполнявшей немагнитный цилиндрический контейнер *6*, установленный между полюсами электромагнита *7*. Плоскость пластины располагали параллельно силовым линиям внешнего постоянного магнитного поля, величину которого в экспериментах изменяли от 0 до 190 кА/м.

На рис. 7 приведены графики зависимости температуры различных точек поверхности пластины от времени охлаждения, полученные при охлаждении в магнитной жидкости с наложением магнитных полей 0 и 21 кА/м. На рис. 7, *а* изображена кривая охлаждения различных точек поверхности пластины в магнитной жидкости, полученная без включения магнитного поля. Усреднение проводили по показаниям всех шести термопар, установленных на поверхности пластины, по результатам пяти измерений в предположении, что без магнитного поля охлаждение различных точек поверхности происходит равномерно. По разбросу данных в этих измерениях был определен доверительный интервал.

На рис. 7, *б* приведены кривые охлаждения шести точек поверхности пластины (рис. 6, *б*), полученные при охлаждении пластины в магнитной жидкости при 21 кА/м. Из графика видно, что при охлаждении в постоянном магнитном поле 21 кА/м интенсивность отвода тепла в различных точках поверхности пластины различна. При этом в точках *1* и *2*, лежащих вблизи центральной части поверхности пластины, интенсивность охлаждения не претерпела существенных изменений по сравнению со случаем охлаждения без магнитного поля. В точках *3–6* пластины, расположенных ближе к ее торцам, при температурах поверхности ниже 475 °С наблюдается значительная интенсификация отвода тепла по сравнению с охлаждением без магнитного поля.

При дальнейшем увеличении магнитного поля в точках *1*, *2*, расположенных вблизи центральной части поверхности пластины, интенсивность отвода тепла вначале убывает, а затем возрастает по сравнению с охлаждением без магнитного поля. Немонотонно зависит от магнитного поля и интенсивность охлаждения пластины в точках *3–6*.

Для объяснения характера зависимости интенсивности охлаждения различных точек поверхности пластины в магнитной жидкости от величины приложенного магнитного поля проводили наблюдение за поведением свободной поверхности магнитной жидкости в окрестности холодной пластины с размерами пластины, подвергавшейся охлаждению в магнитной жидкости. Напомним, что соотношение длины к толщине L/t для такой пластины составляло ~10. В экспериментах наблюдался эффект возникновения, дробления и миграции по поверхности пластины воздушных полостей, образующихся в объеме магнитной жидкости, омывающей поверхность ферромагнитной пластины, в зависимости от величины приложенного магнитного поля и от соотношения объемов магнитной жидкости и пластины. На рис. 8 показаны фотографии пластины размером 45×25×5 мм, окруженной магнитной жидкостью при соотношении объемов магнитной жидкости к объему пластины $V_{мж}/V_{пл} = 51$ в магнитных полях различной интенсивности.

В малом магнитном поле вблизи поверхности пластины в объеме магнитной жидкости происходит формирование двух полостей, расположенных вблизи центральной части поверхности пластины (рис. 8, *а*). С увеличением магнитного поля две воздушные полости вблизи центральной части пластины вначале увеличиваются в размерах (рис. 8, *б*), вытягиваясь в направлении силовых линий внешнего магнитного

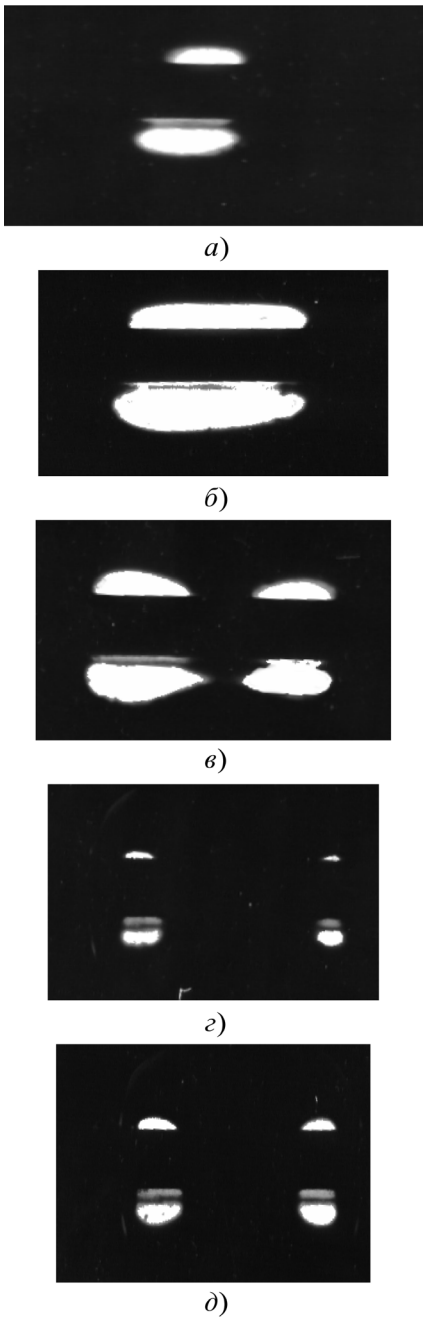


Рис. 8. Фотографии пластины с соотношением L/t ~ 10, окруженной магнитной жидкостью в магнитных полях:
а – 75,5 кА/м; *б* – 110 кА/м; *в* – 138 кА/м; *г* – 165 кА/м; *д* – 190 кА/м

поля, не имеют правильной геометрической формы, их граница неустойчива. При дальнейшем увеличении магнитного поля каждая полость, расположенная по одну из сторон пластины, распадается на две (рис. 8, *в*). При увеличении магнитного поля полости смещаются к торцам пластины, при этом уменьшаясь (рис. 8, *г*); в магнитном поле 190 кА/м размер расположенных в приторцовой части пластины полостей вновь увеличивается (рис. 8, *д*).

Приведенная на рис. 8 картина изменения числа, формы и размеров полостей вблизи поверхности пластины с соотношением L/t ~ 10 существенно зависит от соотношения объема магнитной жидкости к объему пластины. Так, при соотношении $V_{мж}/V_{пл}$ = 32 во всем исследованном интервале магнитных полей (0...200 кА/м) наблюдали только две воздушные полости, расположенные в окрестности центральной части поверхности пластины. Описанный характер распределения свободной поверхности магнитной жидкости вблизи холодной пластины дает основание предположить, что в процессе охлаждения горячей пластины толщина паровой пленки, опоясывающей образец, неравномерна на различных участках поверхности охлаждаемой пластины. Толщина паровой пленки вблизи различных участков поверхности пластины немонотонно изменяется с увеличением приложенного магнитного поля. Вблизи отдельных точек пластины паровая пленка может с увеличением магнитного поля то увеличиваться, то уменьшаться, что и приводит к немонотонной зависимости интенсивности охлаждения различных точек поверхности пластины с увеличением приложенного магнитного поля.

Задачу о распределении температуры и термических напряжений в пластине при охлаждении в магнитной жидкости с наложением внешнего магнитного поля рассматривали путем совместного решения уравнения теплопроводности и уравнения равновесия неоднородно нагретого твердого тела. В качестве граничных условий использовали полученные экспериментально значения температур в точках пластины (рис. 6, *б*) в различные моменты времени охлаждения. Расчеты показали, что распределение напряжений в различных точках поверхности, расположенных вдоль длинной стороны охлаждаемой в магнитной жидкости пластины, носит немонотонный характер и зависит от величины приложенного магнитного поля.

Выполняли закалку в магнитной жидкости изготовленных из сталей с различным содержанием углерода и легирующих элементов (сталь 45, У8 и 40Х) плоских образцов с размерами 25×15×3 мм, для которых соотношение длины к толщине L/t ~10. Закалку проводили в магнитной жидкости типа "магнетит в воде", имеющей плотность $1{,}24\cdot10^3$ кг/м^3, кинематическую вязкость $2{,}28\cdot10^{-6}$ м^2/с, магнитную проницаемость $(1{,}6\pm0{,}3)\cdot10^{-6}$ Гн/м.

После закалки была измерена твердость поверхности каждой пластины. Для всех пластин, закаленных

в магнитной жидкости, твердость выше в точках вблизи торцов. Наиболее низкие значения твердости обнаружены в точках, расположенных в центральной части пластин. При этом разница в значениях твердости точек поверхности пластин, расположенных у торцов и в центральной части, достигает 25 %. Изменением величины внешнего магнитного поля удалось добиться разницы твердости в различных точках поверхности одной пластины 30...64 HRC.

После изучения микроструктур закаленных образцов установлено, что в различных сечениях пластин после закалки в магнитной жидкости при наложении постоянных магнитных полей образуются различные микроструктуры, чем и объясняются различия в твердости на различных участках поверхности пластины. В центральных сечениях исследованных пластин наблюдается преобладание структуры мартенсита. В сечениях, расположенных ближе к торцам пластины, в структуре преобладают продукты диффузионного превращения: троостит и сорбит.

Выводы

1. Экспериментально подтверждена возможность управления процессами теплообмена при закалочном охлаждении пластин в магнитной жидкости при наложении постоянного внешнего магнитного поля.

2. Изменением величины магнитного поля можно добиться получения различных микроструктур и механических свойств на различных участках стальных пластин, закаливаемых в магнитной жидкости.

3. Обоснована возможность осуществления закалочного охлаждения плоских тел с заранее заданной локальной неоднородностью.

4. При закалке в магнитной жидкости деталей плоской формы можно добиваться заданного распределения физико-механических свойств по поверхности и объему изделий, проводя охлаждение в одном объеме магнитной жидкости, изменяя лишь величину внешнего приложенного постоянного магнитного поля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **АС** № 985076 СССР. Закалочная среда. / Ставропольский пединститут; авторы изобретения В.В. Чеканов, А.Я. Симоновский. Заявл. 26.05.81, N 3294878/22-02; опубл. 30.12.82 в Б.И. 1982. № 48.

2. **Bashtovoi V.G., Challant G., Volkova O.Yu.** Boiling heat transfer in magnetic fluids // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 1993. № 122. P. 305–308.

3. **Бернштейн М.Л.** Закалка стали в магнитных полях. М.: Машгиз, 1959. 102 с.

4. **Петраш Л.В.** Закалочные среды. М.: Машгиз. 1959. 111 с.

5. **Розенцвейг Р.Е.** Феррогидродинамика: Пер. с англ. М.: Мир, 1989. 356 с.

6. **Гогосов В.В., Гришанина О.А., Кирюшин В.В., Симоновский А.Я.** Распределение магнитной жидкости в окрестности намагничивающейся пластины // Материалы Всероссийской конференции "Современные методы и достижения в механике сплошных сред". М. 1997. С. 25–26.

7. **Gogosov V.V., Grishanina O.A., Kiryushin V.V., Simonovsky A.Ya.** Free surface shapes of the magnetic fluid near the magnetizable plate // Proceedings of the Internetional Symposium on Hydrodynamics of Magnetic Fluids and its Applications. Sendai, Japan. 1997. P. 76–79.

8. **Гогосов В.В., Гришанина О.А., Кирюшин В.В., Симоновский А.Я.** Экспериментальное исследование форм свободной поверхности магнитной жидкости, окружающей намагничивающуюся пластину // Магнитная гидродинамика. 1998. № 1. С. 4–49.

9. **Гогосов В.В., Гришанина О.А., Кирюшин В.В., Симоновский А.Я.** Теоретическое описание форм свободной поверхности магнитной жидкости, окружающей намагничивающуюся пластину во внешнем магнитном поле // Магнитная гидродинамика. 1998. № 1. С. 50–57.

10. **Gogosov V.V., Grishanina O.A., Kiryushin V.V., Simonovsky A.Ya.** Magnetic Flield Effect on the Quenched Colling of the Magnetizable Plate // Eihth Internetional Conference on Magnetic Fluids. Timishoara, Romania. 1998. P. 108–109.

УДК 621.793.79

В.Ю. Фоминский, **Г.Г. Калустян** *(НИЯУ МИФИ)*, **Р.И. Романов**, **И.В. Костычев** *(РГУТиС)*, **М.И. Петржик** *(МИСиС)*
Тел.: (495) 323-90-65

О влиянии микрочастиц на трибологические свойства градиентных Mo–Se–Ni–C покрытий, формируемых импульсным лазерным осаждением

Проведен сравнительный анализ химического состава, структуры и трибологических свойств антифрикционных градиентных покрытий Mo–Se–Ni–C, созданных импульсным лазерным осаждением из двух мишеней ($MoSe_2$(Ni) и графита) в условиях свободного разлета лазерного факела и при фильтрации этого факела от капельной фракции и частиц микронных размеров. Проведено тестирование покрытий методом скольжения стального шарика по диску. Установлено, что оба типа градиентных покрытий обладают достаточно качественными антифрикционными свойствами, а капли и микрочастицы оказывают негативное влияние на свойства покрытия на этапе приработки, однако в процессе трения это влияние заметно ослабевает.

Ключевые слова: *нанокомпозитные градиентные покрытия, импульсное лазерное осаждение, дихалькогениды переходных металлов, трибологические свойства, алмазоподобный углерод.*

Comparative analysis of chemical composition, structure and tribological properties of antifriction gradient Mo–Se–Ni–C coatings, formed by pulsed laser deposition from two targets ($MoSe_2$(Ni) and graphite) under different conditions is realized. The coatings were investigated with ball-on-dick friction method. It was revealed that both type of coatings had high-quality antifrictional properties. Micro-sized particles asserted negative influence on the properties at the beginning of the test, though the effect disappeared during friction.

Keywords: *nanocomposite gradient coatings, pulsed laser deposition, transition metal dichalcogenides, tribological properties, diamond-like carbon.*

Введение

Возможности вакуумных плазменных методов для формирования качественных антифрикционных покрытий на основе *дихалькогенидов переходных металлов* (ДПМ), таких как MoS_2, WS_2, $MoSe_2$, WSe_2 активно изучаются в научно-исследовательских центрах и производственных лабораториях различных стран в течение последних 30 лет. Научно-исследовательский процесс развивается в направлении от выяснения общих закономерностей структурообразования и свойств таких покрытий на микроуровне при варьировании условий получения к поиску качественно новых эффектов и свойств, связанных с наноструктурными особенностями композитных и градиентных покрытий на основе ДПМ материалов [1–3]. Подавляющее большинство исследований проводится с применением ионно-плазменного (магнетронного) осаждения. Импульсное лазерное осаждение применяется в меньшей степени, хотя этот метод имеет ряд преимуществ перед широко распространенным ионно-плазменным методом. Метод импульсного лазерного осаждения позволяет проводить процесс в глубоком вакууме, широко варьировать энергетические параметры осаждаемого потока атомов и ионов, дополнить осаждение высокоэнергетической ионной имплантацией [4]. Следует отметить универсальность лазерного метода с точки зрения возможности формирования многоэлементных покрытий на основе композиции ДПМ-материалов с различными металлами [5], углеродом [6] и другими элементами. При получении многослойных покрытий лазерным методом можно гибко варьировать толщину наносимых слоев в диапазоне от нескольких сотен до единиц нанометров [6].

Очевидный, на первый взгляд, недостаток метода импульсного лазерного осаждения ДПМ-слоев заключается в том, что в лазерно-инициированном эрозионном факеле, как правило, содержится достаточно большое число крупных частиц микронных и субмикронных размеров [7, 8]. Эти частицы могут создавать реальные проблемы при формировании лазерным методом качественно новых наноструктурированных покрытий с применением ДПМ-материалов. Лазерно-инициированный вылет из ДПМ-мишени крупных частиц обусловлен сочетанием теплофизических, механических и оптических свойств этих материалов.

ДПМ-мишени, как правило, изготавливают прессованием порошка из частиц микронных размеров. Неоднородная структура материала мишени оказывает существенное влияние на процессы поглощения лазерного излучения и развитие тепловых полей и, как следствие, может обусловливать сильно неоднородный нагрев, развитие взрывного вскипания (выброс капельной фракции) или механические разрушения. Откалывающиеся твердотельные частицы захватываются паровым потоком и переносятся в наносимое покрытие.

Объемная доля микрочастиц в ДПМ-покрытии зависит от режимов лазерного воздействия на мишень и может быть заметно уменьшена путем снижения плотности энергии лазерного облучения и/или увеличением размера пятна фокусировки [7]. Однако снижение интенсивности лазерного воздействия на мишень приводит и к заметному уменьшению скорости осаждения покрытий, что не всегда приемлемо в технологических процессах. При этом полностью исключить осаждение крупных частиц не удается. Следует отметить, что в большинстве проведенных исследований по формированию ДПМ-покрытий лазерным методом не обнаружено явного негативного эффекта от крупных частиц на трибологические свойства этих покрытий [4–6]. Однако прямое сравнительное исследование трибологических свойств ДПМ-покрытий, содержащих и не содержащих относительно крупные частицы из эрозионного лазерного факела, не проводили.

В работе [8] показано, что для предотвращения осаждения крупных частиц на подложке на пути разлета лазерного факела из WSe_2 мишени можно устанавливать дисковую заслонку определенных размеров. В теневой области за заслонкой происходило осаждение только паровой фракции лазерно-инициированного потока вещества. Однако при этом формировались некачественные покрытия с развитым рельефом. Это было обусловлено тем, что в теневой области существенно возрастала доля атомов, имеющих низкую энергию и падающих под относительно большими углами к поверхности покрытия. Осаждение высокоскоростной компоненты факела происходило на заслонку.

Цель работы заключается в разработке лазерной методики получения качественных ДПМ-покрытий, не содержащих частиц микронных и субмикронных размеров, и проведение сравнительных испытаний трибологических свойств этих покрытий со свойствами покрытий, полученных традиционным способом импульсного лазерного осаждения без сепарации микрочастиц. В качестве объекта исследования выбраны покрытия на основе $MoSe_2$. Для получения качественных покрытий использовали методику импульсного лазерного осаждения диселенида молибдена с заслонкой, дополненную осаждением высокоскоростного лазерно-инициированного потока атомов углерода из графитовой мишени. Предполагается, что бомбардировка слоев $MoSe_x$ атомами углерода позволит существенно повысить плотность этих покрытий и улучшить их качество. Выбор углерода обусловлен тем, что при импульсном лазерном облучении графитовой мишени эмиссия крупных частиц протекает не столь интенсивно, как в случае облучения ДПМ-мишени [9], а легирование ДПМ-покрытий углеродом оказывает положительное влияние на их трибомеханические свойства [2, 3, 6].

Методы нанесения и исследования покрытий

Для нанесения композитных покрытий, содержащих диселенид молибдена и углерод, использовали методику, представленную в работе [8]. В вакуумную камеру устанавливали две мишени – пластинки $MoSe_2$(Ni) и графита. Мишень из диселенида молибдена изготавливали методом холодного прессования порошка, приготовленного высокотемпературным химическим синтезом из порошков Mo, Se и Ni в Московском государственном институте стали и сплавов (МИСиС). Атомная концентрация никеля составила 6 %. Лазерное излучение сканировали автоматизированным устройством, управляемым по заданной компьютерной программе. Мишени располагали таким образом, чтобы лазерный факел распространялся от углеродной мишени до подложки беспрепятственно. На пути разлета лазерного факела от мишени $MoSe_2$(Ni) устанавливали дисковую заслонку от микрочастиц. Диск диаметром 0,8 см располагали параллельно мишени на расстоянии 2 см от нее. Капли и микрочастицы, образующиеся при импульсном лазерном воздействии на мишень $MoSe_2$(Ni), разлетались в основном по прямолинейным траекториям и осаждались на заслонку. Расстояние между параллельно установленными друг напротив друга мишенью $MoSe_2$(Ni) и подложкой составляло 5,5 см.

Использовали излучение лазера на алюмоиттриевом гранате с длительностью светового импульса 15 нс. Частота следования лазерных импульсов составляла 25 Гц. Для реализации режима эффективной эмиссии капельной фракции и микрочастиц из мишени $MoSe_2$(Ni) проводили ее облучение достаточно интенсивными лазерными импульсами с энергией до 70 мДж. Плотность энергии в пятне фокусировки составляла 9 Дж/см^2. Осаждение покрытий без использования заслонки проводили в вакууме, а при использовании заслонки – в атмосфере аргона при давлении 2 Па. Для этого после вакуумной откачки камеры до давления 10^{-4} Па в нее напускали особо чистый аргон (99,98 %).

Покрытия наносили на полированные подложки (диски) из стали 95Х18 при комнатной температуре. Подложки предварительно промывали в спирте. Затем в вакууме на все подложки наносили слой чистого углерода толщиной 250 нм. Выбранные режимы лазерного облучения графитовой мишени обеспечивали формирование алмазоподобного углеродного

слоя [9]. Затем проводили осаждение композитного покрытия Mo–Se–Ni–C. Лазерный луч достаточно быстро переводили с одной мишени на другую таким образом, чтобы исключить осаждение одного атомного слоя $MoSe_x$ или углерода (режим соосаждения). В процессе роста композитного покрытия относительное содержание твердосмазочного компонента $MoSe_x$(Ni) повышалось от 0 до 100 %. Время импульсного лазерного осаждения всех покрытий составляло 30 мин.

Анализ химического состава и оценку толщины осажденных слоев проводили методом *обратного резерфордовского рассеяния ионов* (ОРРИ) гелия. Энергия ионов в анализирующем пучке составляла 2 МэВ. Топографию поверхности покрытий и химический состав микрочастиц исследовали методами *сканирующей электронной микроскопии* и *электронным микрозондом* (СЭМ/МЗ), а также *атомной силовой микроскопией* (АСМ). Для исследования структурных особенностей слоев методом *просвечивающей электронной микроскопии* и *микродифракции* (ПЭМ/МД) осаждение тонких пленок нанометровой толщины проводили на кристаллы поваренной соли. Эти пленки высаживали в воде на металлические сетки и переносили в колонну электронного микроскопа.

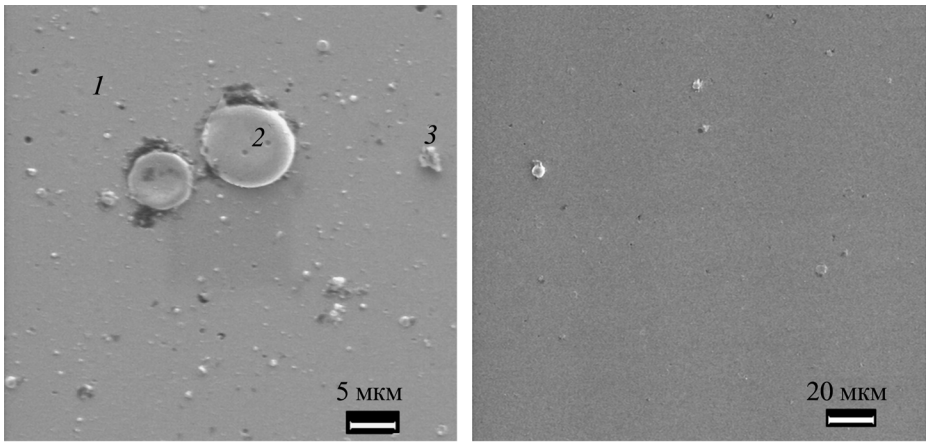
Покрытия тестировали по методике скольжения шарика по диску на трибометре CSM Instruments (Switzerland). Триботесты проводили без смазки на воздухе с относительной влажностью 50 %. Шарик диаметром 3 мм был изготовлен из стали ШХ15. Нагрузка на шарик составляла 1 Н. Скорость скольжения – 10 см/с. Испытания прекращали после $2 \cdot 10^4$ циклов. После трибоиспытаний поверхность диска и стального шарика исследовали методом оптической профилометрии и микроскопии.

Результаты экспериментального исследования и их обсуждение

На рис. 1 представлены результаты электронно-микроскопического исследования поверхности покрытий, созданных в различных условиях. В случае реализации традиционной методики импульсного лазерного осаждения на поверхности обнаружено заметное количество частиц микронных и субмикронных размеров. Наиболее крупные частицы размером до 5 мкм имели округлую форму, характерную для расплющенной и затвердевшей жидкой капли. Частицы другого типа с размерами до 1 мкм имели сложную многогранную форму, характерную для порошкообразных частиц. На поверхности покрытия, созданного с применением заслонки, обнаружено гораздо меньшее количество микрочастиц. Микрорентгеноспектральный анализ микрочастиц (рис. 2) показал, что округлые частицы состоят в основном из никеля, а химический состав порошкообразных частиц слабо отличаетя от состава покрытия, измеренного в зоне с гладкой поверхностью. Анализ химического состава отдельных микрочастиц, осажденных на поверхности покрытия в теневой области, показал, что он в целом не отличался от состава частиц, осажденных при свободном разлете факела. Микрочастицы могут залетать в теневую область либо в результате взаимных столкновений в самом факеле, либо в результате многократного упругого рассеяния от конструктивных элементов вакуумной камеры. Следует отметить, что при микрозондовом обследовании покрытий углеродных микрочастиц не было обнаружено.

ПЭМ/МД-исследование тонких пленок показало, что заслонка вызвала структурные изменения как на микро-, так и на наноуровне. При свободном разлете лазерного факела из мишени на основе диселенида молибдена в объеме аморфных пленок сформировались включения металлического молибдена (рис. 3). На картине микродифракции они проявились в виде тонких кольцевых рефлексов, а на темнопольном ПЭМ-изображении – в виде светлых областей. Эти включения имеют округлую форму диаметром от 1 до 50 нм. В наноструктуре пленок, созданных в теневой области, такие включения практически отсутствуют.

По данным результатов АСМ-исследования в тех областях, где отсутствуют достаточно крупные капли и микрочастицы, беспрепятственное осаждение лазерного факела приводит к формированию поверхностных слоев с достаточно плотной структурой и гладким нанорельефом. На рис. 4, *а* показана поверх-



а) *б*)

Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности покрытия Mo–Se–Ni–C, созданного импульсным лазерным осаждением без заслонки (*а*) и с ее применением (*б*):
1, *2*, *3* – зоны, исследованные электронным микрозондом

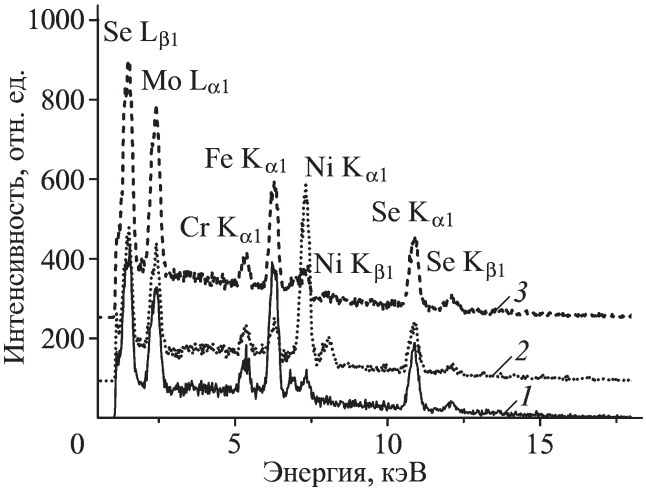


Рис. 2. Микрозондовый анализ покрытия Mo–Se–Ni–C в различных точках поверхности, см. рис. 1, *а*, позиции *1*, *2*, *3*

ность, на которой наночастицы, возможно включения Mo, размером ~50 нм окружены областью с гладким рельефом. Высота выступов не превышает 4 нм, расстояние по поверхности между выступами до 200 нм. На поверхности покрытия, созданного с применением заслонки, сформировался достаточно развитый нанорельеф (рис. 4, *б*), что может являться следствием относительно рыхлой структуры поверхностного слоя этого покрытия. Причина данного явления рассмотрена в работе [8] и объясняется низкой энергией атомов и большими углами их падения на поверхность покрытия при осаждении в теневой области.

Следует учесть, что плотность этого покрытия в поверхностном слое может быть существенно ниже, чем в глубине, так как поверхность градиентного покрытия не подвергалась воздействию высокоскоростных атомов углерода. Для повышения плотности поверхностных слоев с низким содержанием углерода необходимо использовать другой способ инициирования ионного облучения, например, подавая отрицательное смещение на подложку.

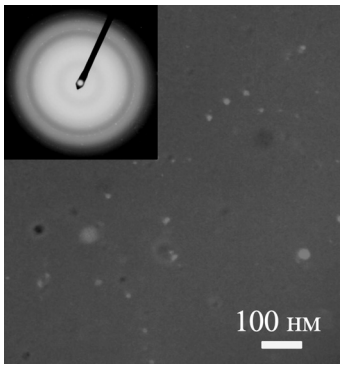


Рис. 3. Темнопольное ПЭМ-изображение и микродифракционная картина тонкой пленки на основе диселенида молибдена, созданной импульсным лазерным осаждением

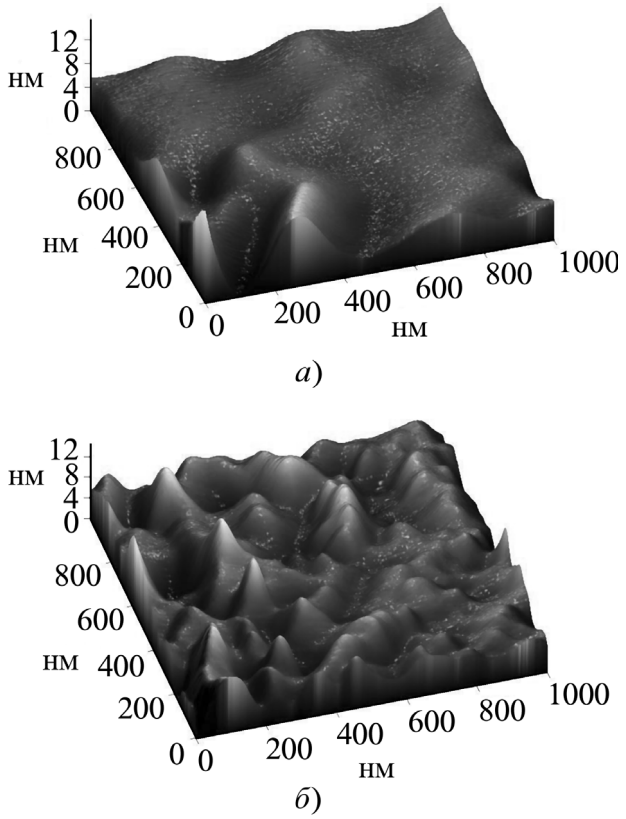


Рис. 4. Особенности нанорельефа поверхности покрытий, созданных импульсным лазерным осаждением без заслонки (*а*) и с ее применением (*б*)

Результаты исследования покрытий Mo–Se–Ni–C методом ОРРИ представлены на рис. 5. При математической обработке экспериментально измеренных спектров проводили их разложение на компоненты, соответствующие различным химическим элементам. Модельный спектр (не показан на рис. 5), получаемый суммированием компонентов, достаточно хорошо совпадает с экспериментальным спектром. В результате математической обработки спектров было выяснено, что установка заслонки на пути разлета лазерного факела приводит к снижению скорости нанесения покрытия примерно в 1,5 раза.

Поверхностная плотность атомов в покрытии, созданном без применения заслонки, примерно $6 \cdot 10^{18}$ ат/см^2, а в покрытии, осажденном за заслонкой, только $3{,}9 \cdot 10^{18}$ ат/см^2. Кроме этого, заслонка вызвала заметное изменение соотношения атомных концентраций x = Se/Mo в объеме покрытия. В покрытии, созданном традиционным способом, значение x составило 1,8...2,0. В покрытии, созданном в теневой области, значение x возрасло до 2,5...3,0. В работе [8] проведено компьютерное моделирование разлета лазерного факела из ДПМ-мишени за дисковую преграду и выявлено существенное влияние массы и разме-

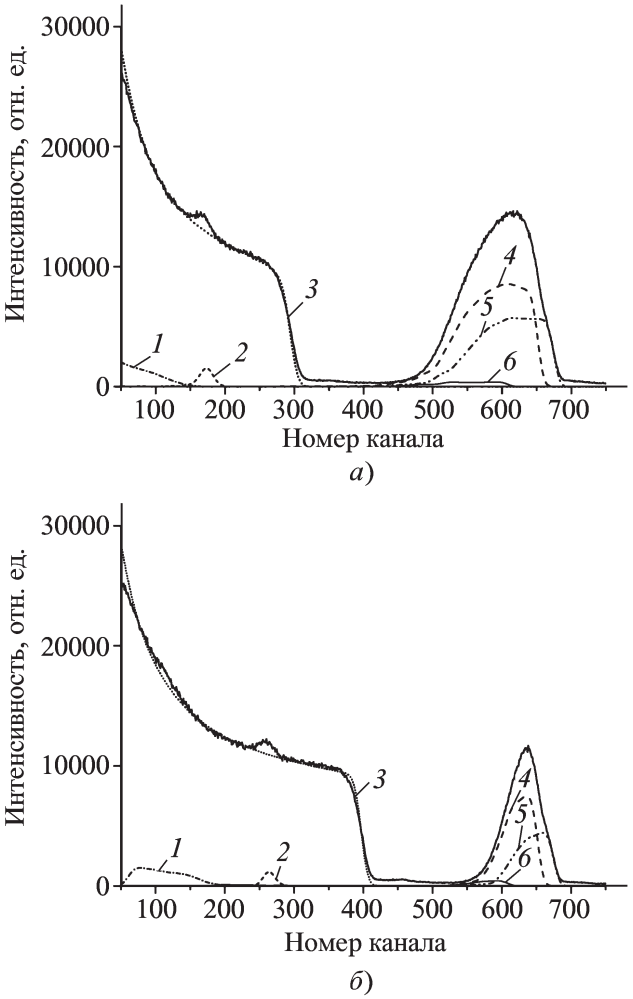


Рис. 5. Экспериментальные ОРРИ-спектры для покрытия Mo–Se–Ni–C, созданного импульсным лазерным осаждением без заслонки (*а*) и с ее применением (*б*). Показаны модельные спектры от различных химических элементов:
1 – C; *2* – O; *3* – Fe; *4* – Se; *5* – Mo; *6* – Ni

ров атомов на эффективность их рассеяния на молекулах газа и последующее осаждение в теневой области.

На экспериментальных спектрах ОРРИ обнаружен сигнал от атомов кислорода, которые были преимущественно локализованы в поверхностном слое покрытий. Загрязнение покрытий кислородом могло протекать как в процессе получения (при осаждении и/или выносе на воздух из вакуумной камеры), так и в процессе ионного облучения при ОРРИ-измерениях.

Измерение коэффициента трения (рис. 6) показало, что применение заслонки от микрочастиц позволяет заметно снизить коэффициент трения на начальном этапе трибоиспытания покрытия Mo–Se–Ni–C. В течение $5{\cdot}10^3$ циклов коэффициент трения по покрытию, созданному с применением заслонки, составлял 0,04...0,06. Коэффициент трения по покрытию,

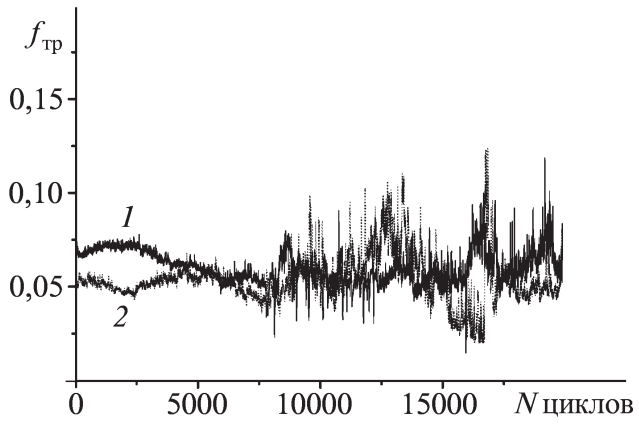
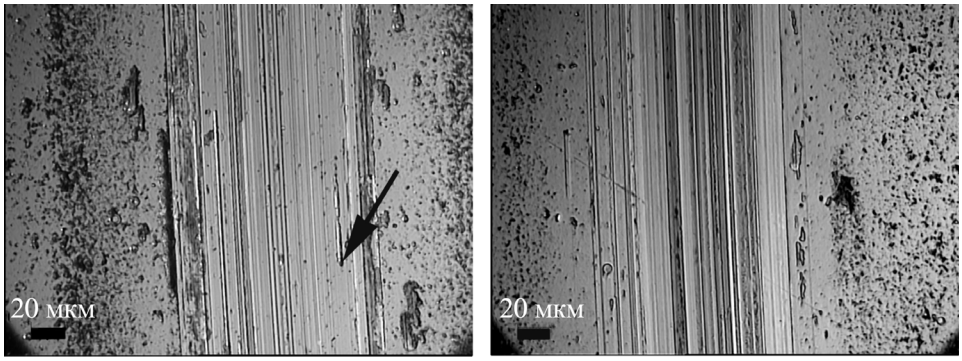


Рис. 6. Изменение коэффициента трения при трибоиспытании покрытия Mo–Se–Ni–C, созданного на стальных подложках импульсным лазерным осаждением без заслонки (*1*) и с ее применением (*2*)

созданному традиционным способом, на этом этапе достигал 0,075. В дальнейшем (от $5{\cdot}10^3$ до $2{\cdot}10^4$ циклов) коэффициент трения по покрытиям двух типов колебался в диапазоне 0,02...0,1. Следует отметить, что начальное значение коэффициента трения в обоих случаях составляло 0,11. Приработка контактных поверхностей произошла примерно за 10 циклов.

Микрофотографии треков износа, образовавшихся на стальной подложке с покрытием после 10^4 циклов трения, приведены на рис. 7. Покрытия в треке сохранялись, однако их поверхность претерпевала существенные изменения, зависящие от режимов получения покрытия. На покрытии, созданном традиционным способом, ширина трека составила примерно 110 мкм. По краям трека образовались "навалы" из частиц износа. При этом в треке видны микрочастицы (темные точки), а также царапины, образовавшиеся от достаточно крупных микрочастиц, которые срывались с места при контакте с контртелом. Ширина трека на покрытии, созданном с применением заслонки, не превышает 90 мкм. В центре трека заметен износ покрытия, а на краях трека покрытие гладкое и однородное. Навалы из частиц износа практически не образовались. Однако за пределами трека вдоль направления скольжения шарика видны отдельные царапины (микролунки), которые образовались в результате трения частиц износа, налипающих на контртело.

Характер износа покрытий, созданных без заслонки и с ее использованием, указал на различие в механических свойствах этих материалов. Покрытие, созданное с использованием заслонки, было относительно мягким и пластичным. Такие свойства обусловливали его заметную деформацию как в самом треке износа, так и вне его. Однако при этом материал покрытия достаточно долго сохранялся в зоне трения в виде выступов и лунок. После 10^4 циклов



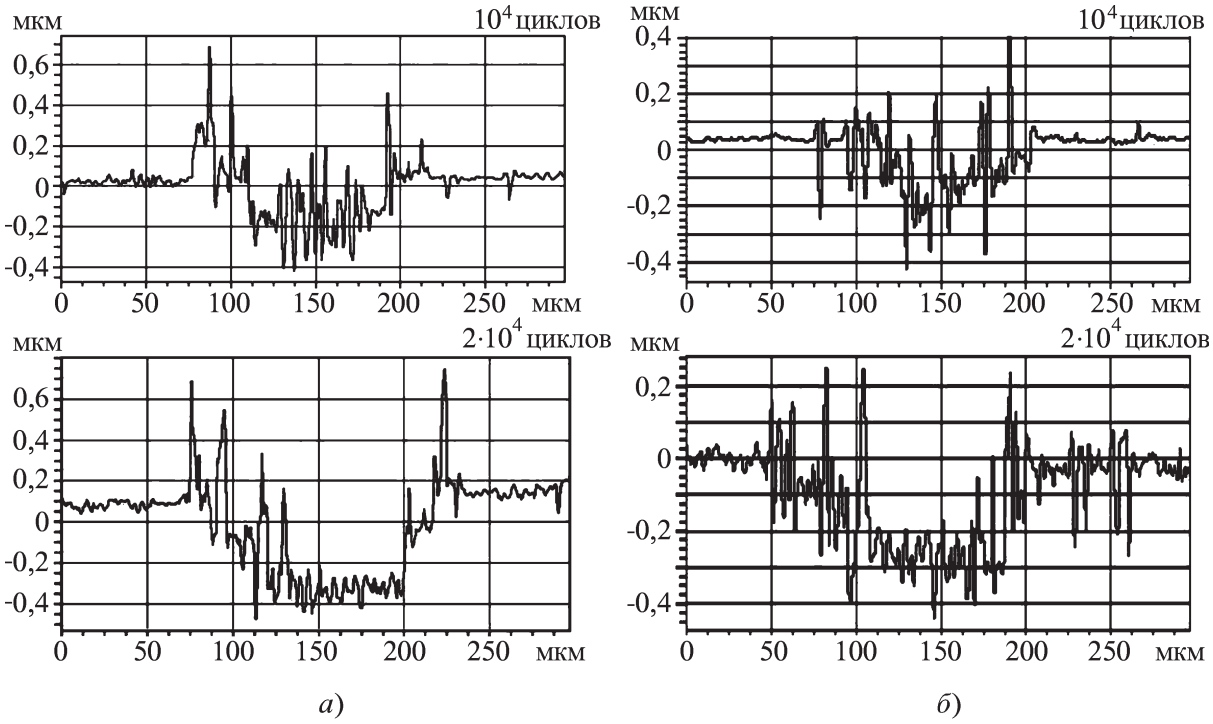
а) *б*)

Рис. 7. Микрофотографии треков износа, образовавшихся после 10^4 циклов трения на покрытии Mo–Se–Ni–C, созданном на стальных подложках импульсным лазерным осаждением без заслонки (*а*) и с ее применением (*б*). Стрелкой указана микрочастица и царапина от ее перемещения при трении

канавка износа углубилась примерно до 200 нм (рис. 8). После $2{\cdot}10^4$ циклов сечение канавки износа имело округлую форму, качественно повторяющую сферическую форму контртела, что указывало на неполный износ покрытия W–Se–Ni–C. Канавка углубилась примерно до 300 нм, а отдельные царапины – до 400 нм. Приняв эту величину за толщину покрытия Mo–Se–Ni–C, можно оценить среднюю плотность покрытия, которая составила ~10^{23} ат/см^3.

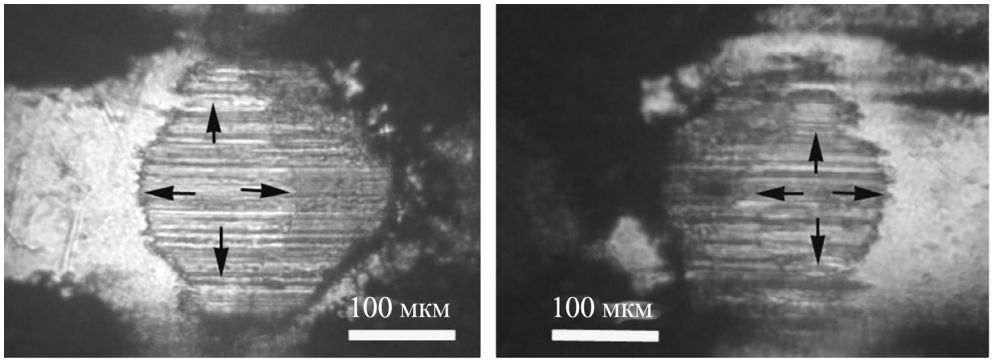
Прочностные характеристики покрытия Mo–Se–Ni–C, созданного традиционным способом, оказались заметно лучше. Покрытие разрушилось непосредственно только в зоне трения, однако это не обеспечило повышенную износостойкость. После 10^4 циклов канавка износа углубилась примерно до 300 нм, а после $2{\cdot}10^4$ циклов – до 500 нм (см. рис. 8). На дне канавки сформировалась явно выраженная площадка, что указывает на практически полный износ покрытия и изменение природы трибоконтакта. В конце испытания стальной шарик скользил по слою из алмазоподобного углерода. Оценочная средняя плотность покрытия Mo–Se–Ni–C составила $1{,}2{\cdot}10^{23}$ ат/см^3.

Анализ стального контртела после $2{\cdot}10^4$ циклов показал (рис. 9), что диаметр области износа после трения по покрытию, созданному без применения заслонки, составил примерно 140 мкм, а по покрытию, созданному с применением заслонки, только



а) *б*)

Рис. 8. Профилограммы треков износа, образовавшихся после 10^4 и $2{\cdot}10^4$ циклов трения на покрытии Mo–Se–Ni–C, созданном на стальных подложках импульсным лазерным осаждением без заслонки (*а*) и с ее применением (*б*)



а) *б*)

Рис. 9. Микрофотографии сферического контртела после $2 \cdot 10^4$ циклов трения по покрытию Mo–Se–Ni–C, созданном на стальных подложках импульсным лазерным осаждением без заслонки (*а*) и с ее применением (*б*). Стрелками указаны границы площадки износа на контртеле

120 мкм. В обоих случаях частицы износа прочно прилипли к стальному шарику, заметно увеличив размер контактной области.

При использовании методики соосаждения двух лазерно-инициированных потоков атомов предполагалось, что для формирования качественного покрытия с высокой концентрацией алмазных C–C связей, а также для эффективного инициирования структурных изменений в слоях на основе диселенида молибдена требуется достаточно высокая энергия падающих атомов углерода (~100 эВ).

Расчет энергетического спектра атомов углерода, пролетающих от графитовой мишени до подложки в аргоне при давлении 2 Па, проводили по модели, представленной в работе [10]. Рассмотрен случай разлета факела с характерными для режимов импульсного лазерного осаждения параметрами: массовая скорость $2{,}5 \cdot 10^6$ см/с, температура 10^5 K. Сечение рассеяния рассчитывали по табличным значениям атомных радиусов аргона и углерода.

Установлено, что в энергетическом спектре осаждаемых атомов практически не изменяется поток с энергиями более 50 эВ, несколько снижается доля атомов с энергиями от 10 до 50 эВ и появляется низкоэнергетическая составляющая с энергиями атомов менее 10 эВ (рис. 10). Доля низкоэнергетической компоненты оказалась небольшой, что обусловлено слабым взаимодействием (редкими столкновениями) углеродного потока с газом. Основная часть осаждаемого потока углерода падает по нормали к поверхности (рис. 11). Угол падения атомов, испытавших столкновения с аргоном, изменяется в широком интервале значений – от нескольких градусов до 70°. Предположили, что условия для формирования алмазных C–C связей и для протекания ионно-инициированных структурных изменений при импульсном лазерном осаждении слоев Mo–Se–Ni–C в аргоне при давлении 2 Па в целом сохранялись.

Сравнительные трибоиспытания показали, что удаление микрочастиц из осаждаемого лазерно-инициированного потока вещества позволило несколько повысить износостойкость покрытия Mo–Se–Ni–C и снизить износ контртела. Коэффициент износа покрытия уменьшился с $1{,}8 \cdot 10^{-9}$ до $1{,}3 \cdot 10^{-9}$ мм^3/(Н·мм).

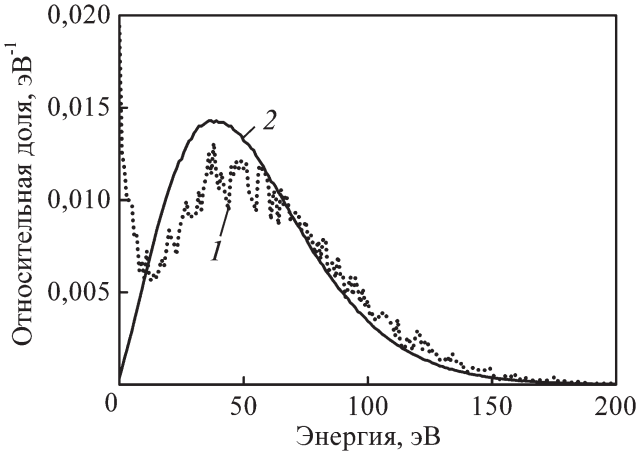


Рис. 10. Энергетическое распределение атомов углерода, падающих на поверхность подожки при свободном разлете лазерного факела (*1*) и при разлете в аргоне при давлении 2 Па (*2*)

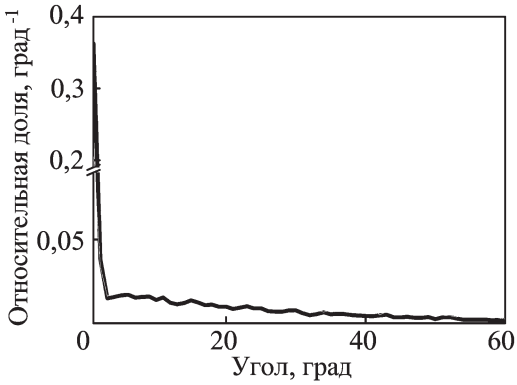


Рис. 11. Угловое распределение атомов углерода, падающих на поверхность подложки при разлете лазерного факела в аргоне при давлении 2 Па. Угол отсчитывается от нормали к поверхности

Коэффициент износа контртела при трении о покрытие с микрочастицами составил примерно $1{,}7\cdot10^{-9}$ мм^3/(Н·мм). При трении о покрытие, не содержащее такие частицы, коэффициент износа стального шарика уменьшился примерно в 1,4 раза. Отсутствие существенного негативного влияния микрочастиц на трибологические свойства покрытия Mo–Se–Ni–C может быть обусловлено сочетанием пластичности и прочности материала покрытия, создаваемого традиционным способом импульсного лазерного осаждения. Улучшенные механические свойства этого покрытия обусловлены относительно высокой плотностью осаждаемого материала и особенностью структуры, содержащей нановключения молибдена. При трибоиспытаниях царапины от микрочастиц эффективно "заживлялись" в результате трибопереноса, а сами частицы деформировались и встраивались в объем покрытия и/или удалялись из трека при контакте с контртелом. Однако повышенные энергозатраты на трибоиндуцированную трансформацию структуры покрытия с микрочастицами в зоне трения на этапе приработки вызывали увеличение коэффициента трения примерно в 1,5 раза.

Сравнение трибологических свойств градиентного покрытия Mo–Se–Ni–C и некоторых нанокомпозитных покрытий, содержащих диселенид вольфрама и созданных методами магнетронного распыления, показало, что антифрикционные свойства градиентного покрытия оказываются заметно лучше. Так, коэффициент износа на воздухе TiCrBN/WSe_x покрытия, созданного в работе [11], практически совпадал с коэффициентом износа градиентного покрытия Mo–Se–Ni–C, однако коэффициент трения TiCrBN/WSe_x покрытия превышал значение, равное 0,2, на протяжении всего периода испытания.

Выводы

1. Метод соосаждения лазерно-инициированных потоков атомов из двух мишеней, когда поток высокоскоростных атомов углерода используется для легирования и модификации структуры слоев $MoSe_x$(Ni), осаждаемых за капельной заслонкой, позволяет избежать осаждения частиц микронных размеров и создавать достаточно качественные антифрикционные покрытия при комнатной температуре подложки. При формировании градиентных покрытий с изменяющейся концентрацией атомов углерода требуется применение дополнительных источников ионного облучения, обеспечивающих требуемую дозу облучения на всех этапах нанесения покрытия.

2. Частицы микронных размеров, вылетающие при лазерном воздействии из прессованной мишени $MoSe_2$(Ni), могут несколько (на 30...50 %) ухудшать трибологические свойства антифрикционных градиентных покрытий Mo–Se–Ni–C. В результате осаждения таких частиц увеличивается как коэффициент трения, так и износ покрытия и контртела. Однако при выборе способа следует учитывать, что применение традиционного способа импульсного лазерного осаждения (в вакууме без применения заслонки) позволяет наносить покрытия с повышенной плотностью и прочностью и с наиболее высокими скоростями осаждения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Savan A., Simmonds M.C., Huang Y., Constable C.P., Creasey S., Gerbig Y., Haefke H., Lewis D.B.** Effects of temperature on the chemistry and tribology of co-sputtered MoS_x–Ti composite thin films // Thin Solid Films. 2005. Vol. 489. P. 137–144.

2. **Noshiro J., Watanabe S., Sakurai T., Miyake S.** Friction properties of co-sputtered sulfide / DLC solid lubricating films // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 200. P. 5849–5854.

3. **Polcar T., Evaristo M., Stueber M., Cavaleiro A.** Synthesis and structural properties of Mo–Se–C sputtered coatings // Surface and Coatings Technology. 2008. Vol. 202. P. 2418–2422.

4. **Fominski V.Yu., Nevolin V.N., Romanov R.I., Smurov I.** Ion-assisted deposition of MoS_x films from laser-generated plume under pulsed electric field // J. Appl. Phys. 2001. Vol. 89. P. 1449–1457.

5. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Киселев Г.А.** Трибологические свойства твердосмазочных покрытий на основе легированного диселенида вольфрама // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 38–44.

6. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В.** Трибологические свойства тонкопленочных наноструктурированных покрытий в системе элементов W–Se–C // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 9. С. 3–10.

7. **Walck S.D., Zabinski J.S., Donley M.S., Bultman J.E.** Evolution of surface topography in pulsed-laser-deposited thin film of MoS_2 // Surface and Coatings Technology. 1993. Vol. 62. P. 412–416.

8. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Гнедовец А.Г., Кошманов В.Е.** Импульсное лазерное осаждение тонкопленочных покрытий с применением капельной заслонки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 12. С. 41–47.

9. **Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Киселев Г.А.** Трибологические свойства алмазоподобных углеродных покрытий, сформированных на стали ионно-ассистированным осаждением из импульсной лазерной плазмы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 6. С. 34–40.

10. **Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Гнедовец А.Г., Романов Р.И., Костычев И.В.** Компьютерное моделирование импульсного лазерно-инициированного потока атомов при нанесении покрытий в вакууме и инертном газе // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 6. С. 3–12.

11. **Shtansky D.V., Sheveyko A.N., Sorokin D.I., Lev L.C., Mavrin B.N., Kiryukhantsev-Korneev Ph.V.** Structure and properties of multi-component and multilayer TiCrBN/WSe_x coatings deposited by sputtering of TiCrB and WSe_2 targets // Surface and Coatings Technology. 2008. Vol. 202. P. 5953–5961.

УДК 621.789

Ю.Г. Гуревич *(Курганский государственный университет)*
Тел.: (3522)-53-36-40
E-mail: ygg@rambler.ru

Поверхностное азотирование твердых сплавов на основе карбида титана

Разработана технология поверхностного азотирования твердых сплавов на основе карбида титана контактным способом в засыпке нитрида алюминия. В результате азотирования стойкость инструмента из этих сплавов возрастает в 2,1...2,4 раза.
Ключевые слова: *азотирование, твердый сплав, карбид титана, нитрид алюминия, температура, время.*

The surface nitriding technology of hard titanium carbide-based alloys by means of the contact process in the backfilling of aluminium nitride has been worked out. As a result of nitriding the durability of the tools made of this kind of alloys increases 2,1...2,4 times.
Keywords: *nitriding , hard alloy, titanium carbide, aluminium nitride, temperature, time.*

Известно, что поверхностное азотирование твердых сплавов повышает их износостойкость [1]. Чаще всего азотирование поверхности инструмента из твердого сплава применяют для твердых сплавов, содержащих карбид титана.

Все большее распространение для деталей, работающих в условиях абразивного износа, получают композиционные материалы на основе карбида титана: карбидостали и карбидочугуны [2, 3]. Такие материалы состава 40...50 % карбида титана и 50...40 % стали или 50...40 % белого чугуна успешно заменяют твердые сплавы на основе карбида вольфрама и карбида титана для деталей, работающих в условиях абразивного износа [4]. Их износостойкость также можно существенно повысить поверхностным азотированием.

Наибольшее распространение получил **способ азотирования твердых сплавов**, содержащих карбид титана, **в среде диссоциированного аммиака** при 753...1223 К. В зависимости от глубины азотирования время выдержки составляет 35...45 ч. В результате азотирования кобальтовой связки повышалась износостойкость режущего инструмента [1]. Недостатком этого способа является то, что он не обеспечивает азотирование карбидных зерен, а при взаимодействии твердых сплавов с диссоциированным аммиаком при длительных выдержках происходит обезуглероживание поверхности твердых сплавов.

Аналогичный способ азотирования применяли для карбидосталей. Так, например, карбидосталь TiC-Х6В3М, содержащую до 40 % TiC, азотировали в аммиаке при температурах 773, 1023 и 1293 К и времени выдержки от 30 до 60 ч [5].

Азотирование при 773 и 1023 К осуществляли как конечную операцию, а при 1293 К – как предшествующую закалке в масле. Азотирование при 1023 К, всех содержаниях тугоплавкой составляющей в карбидостали, а также разных содержаниях связанного углерода в карбиде титана и варьируемой продолжительности азотирования вызвало снижение твердости материалов, причем для сплавов с малым содержанием TiC снижение ее было заметнее. Это свидетельствует о том, что азотированию подвергалась стальная связка, твердость которой при данной температуре уменьшалась за счет отжига II рода. Падение твердости проявлялось значительнее с ростом продолжительности химико-термической обработки. Аналогичные результаты получены и после азотирования при 1293 К без дополнительной закалки. При этом разупрочнение стальной связки и, следовательно, всего материала было более существенным.

При азотировании карбидосталей с последующей закалкой меньший прирост твердости характерен для сплавов с более дефектным TiC, что объясняется образованием более мягких карбонитридов титана, уменьшающих твердость сплавов в целом. Наибольший прирост твердости наблюдается у карбидосталей, закаленных после азотирования при 1293 К, что можно объяснить дополнительным эффектом от закалки стальной связки. Таким образом, процесс азотирования по существующей технологии для карбидосталей оказался вообще неприемлемым из-за его сложности, длительности и неэффективности.

Разработанный способ азотирования твердых сплавов, содержащих карбид титана, карбидосталей и карбидочугунов прост и сравнительно недорог. Способ заключается в том, что азотирование осуществля-

Таблица

Результаты азотирования твердых сплавов, карбидосталей и карбидочугунов

Марка твердого сплава	Среда	Температура азотирования, К	Время, ч	Цвет поверхности образца	Микротвердость, МПа
Т15К6 Т30К4	Диссоц. аммиак	753...1223	35...45	Темно-серый	1850...1940
Т15К6	$AlN + Al_2O_3$	1473...1523	5	Золотисто-латунный	2500...2550
Т30К4	$AlN + Al_2O_3$	1473...1523	5	Золотистый	2550...2600
Карбидосталь ТіС-Х18Н10Т	$AlN + Al_2O_3$	1473...1523	5	Золотисто-латунный	2300...2350
Карбидочугун ТіС-белый чугун	$AlN + Al_2O_3$	1473...1523	5	Золотисто-латунный	2100...2200

ют контактным способом взаимодействия сплавов с нитридом алюминия AlN.

Нитрид алюминия обладает большим сродством к кислороду и даже при небольших парциальных давлениях P_{O_2} окисляется, образуя оксид Al_2O_3 и выделяя атомарный азот. Карбид титана является нестехиометрическим соединением и ведет себя как твердый раствор замещения углерода в титане. При температурах 1233...1873 К растворимость углерода в титане 0,16...0,55 % и состав карбида $TiC_{0,16}$–$TiC_{0,55}$ [5]. Поэтому при указанных температурах карбид титана легко поглощает азот и становится карбонитридом Ti(CN) [6].

В связи с тем, что на поверхности твердого титансодержащего сплава всегда присутствует адсорбированный кислород, протекают реакции

$$2AlN + 3/2O_2 = Al_2O_3 + 2N_{ат}; \quad (1)$$

$$TiC + N_{ат} = Ti(CN). \quad (2)$$

Таким образом, в результате взаимодействия нитрида алюминия с карбидом титана твердый сплав будет азотироваться.

Технологический процесс азотирования карбидосталей состава Т1С-Х18Н10Т, карбидочугунов состава Т1С-белый чугун и твердых сплавов типа ТК состоял в следующем. Изделия помещали в герметичный сосуд и засыпали твердой засыпкой, состоящей из 70 % нитрида алюминия и 30 % оксида алюминия. Нагрев осуществляли в печи с графитовым нагревателем при 1473...1523 К в течение 5 ч.

Исследования показали, что если нитрида алюминия в засыпке меньше, то продолжительность азотирования значительно увеличивается в то время, как увеличение содержания оксида алюминия в засыпке практически не влияло на продолжительность азотирования. Результаты экспериментов представлены в таблице.

Как следует из таблицы, предлагаемый способ азотирования позволяет значительно увеличить микротвердость твердых сплавов. Золотистый цвет поверхности образцов свидетельствует о том, что при азотировании происходит взаимодействие компонентов засыпки с зернами карбида титана, которое приводит к образованию карбонитрида титана, цвет которого золотистый или золотисто-латунный.

Исследовали окалиностойкость твердых сплавов при выдержке на воздухе при 1223 К. Если образцы твердых сплавов, азотированные в диссоциированном аммиаке после двухчасовой выдержки, покрывались серо-коричневой корочкой, то поверхность образцов, азотированных в твердой засыпке, практически не изменялась, сохраняя золотистый цвет, присущий карбонитридам титана с высоким содержанием азота.

Испытания на износостойкость твердосплавных пластин Т15К6 до и после азотирования проводили на вертикально-сверлильном станке 2Н125А. Обрабатывали отверстия диаметром 35 мм в образцах на стали 45. Режим резания: скорость 67,1 м/мин; подача 0,7 мм/об; глубина резания 1,5 мм; работа с охлаждением.

В качестве критерия затупления зенкеров был принят износ, равный 35 мм, на задней поверхности. В результате проведенных сравнительных испытаний установлено, что стойкость хвостовых зенкеров, оснащенных твердосплавными платанами, обработанных по предложенной технологии, в среднем в 2,1...2,4 раза выше, чем у зенкеров, обработанных в диссоциированном аммиаке.

Таким образом, азотирование твердых сплавов, содержащих карбид титана, нитридом алюминия позволяет повысить их износостойкость за счет азотирования титана, существенно ускоряет и упрощает технологический процесс азотирования. Технология азотирования карбидостали и карбидочугуна контактным способом с нитридом алюминия позволяет повысить их износостойкость без последующей термической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Третьяков В.И.** Основы металловедения и технология производства спеченных твердых сплавов. М.: Металлургия, 1988. 528 с.
2. **Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.Р.** Карбидостали. М.: Металлургия, 1988. 142 с.
3. **Гуревич Ю.Г., Анциферов В.Н., Савиных Л.М. и др.** Износостойкие композиционные материалы. Екатеринбург: РАН УрО ИМ, 2002. 216 с.
4. **Гуревич Ю.Г., Савиных Л.М.** Теоретические и технологические основы получения качественных изделий из карбидостали методом пропитки неспеченного карбидного каркаса // Изв. вузов. Черная металлургия. 2006. № 3. С. 40–42.
5. **Нарва В.К., Лошкарев Н.С., Успенский Л.Г.** Химико-термическая обработка карбидосталей // Порошковая металлургия. 1980. № 3. С. 28–33.
6. **Дергунова В.С., Левинский Ю.В., Шуршаков и др.** Взаимодействие углерода с тугоплавкими металлами. М.: Металлургия, 1974. 288 с.

УДК 621.83:621.9.048:620.178.154

В.Ф. Безъязычный, Е.В. Шеховцева
Тел.: (485 5) 22-20-91
E-mail: root@rgata.ru

Контактная прочность зубьев зубчатых колес ГТД, изготовленных электроэрозионной обработкой с применением методов химико-термического упрочнения

Проведены исследования контактной прочности, шероховатости и микроструктуры рабочих поверхностей зубьев зубчатых колес ГТД, изготовленных электроэрозионной обработкой с последующей химико-термической обработкой. Выполнен сравнительный анализ разработанной и серийной технологий изготовления зубьев цилиндрических зубчатых колес внешнего зацепления.

Исследовано качество поверхностного слоя рабочих поверхностей зубьев зубчатых передач ГТД, изготовленных электроэрозионной обработкой. Установлено влияние режимов электроэрозионной обработки на качество рабочих поверхностей и их взаимосвязь с шероховатостью. Выполнен химический анализ поверхностей, изготовленных по предлагаемой и серийной технологиям.

Ключевые слова: *блок цилиндрических зубчатых колес внешнего зацепления, закрытый венец, электроэрозионная обработка, контактная прочность, поверхностный слой, химико-термическая обработка.*

Research of contact strength, roughness and microstructure of working surfaces of gear teeth in a gas turbine engine using electrodishcharge machining with the following chemicothermal processing has been carried out. The comparative analysis of the proposed and serial manufacturing techniques of cylindrical gear teeth in a gas turbine engine of external gearing has bee carried out.

The quality of the surface layer of teeth working surfaces of gears in a gas turbine engine using electrodishcharge mashining has been investigated. The influence of modes electrodishcharge mashining on the quality of working surfaces and their interconnection with roughness has been established. The surface chemical analysis made on proposed and serial technologies has been accomplished.

Keywords: *spurs external gears cluster, closed ring gear, electrodishcharge machining, contact strength, surface layer, chemicothermal processing.*

Способ электроэрозионной обработки закрытого венца блока зубчатых колес ГТД

Предлагаемый способ изготовления сложнопрофильных изделий, в частности цилиндрических эвольвентных закрытых венцов цельных блоков зубчатых колес внешнего зацепления, заключается в следующем. Для формообразования зубчатого венца (боковых поверхностей, образующую вершин и впадину между зубьев) по управляющей программе на основе трехмерной математической модели детали в устройстве ЧПУ электроэрозионного станка задают траекторию координатных перемещений проволочного электрода-инструмента по контуру венца. Способ позволяет повысить производительность обработки и надежность конструкции блока зубчатых колес (качество сборки повышается за счет уменьшения звеньев сборочной цепи) с обеспечением оптимального зазора между венцами. Особенность данной технологии заключается в том, что в целях повышения производительности и надежности конструкции блока зубчатых колес *6* (рис. 1) для электроэрозионного формо-

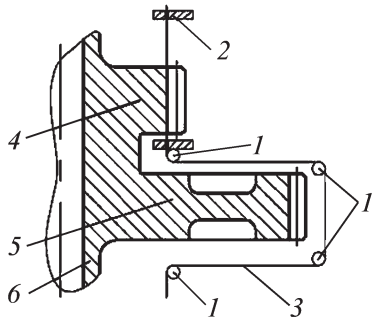


Рис. 1. Схема ЭЭО цилиндрического эвольвентного закрытого венца блока колес

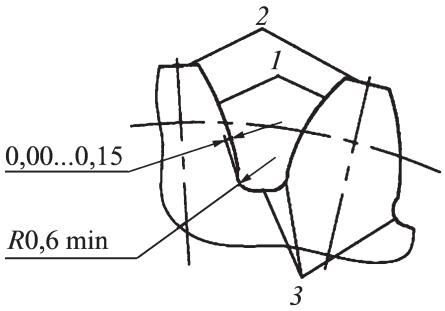


Рис. 2. Цилиндрический эвольвентный зубчатый венец, полученный электроэрозионным вырезанием

образования зубчатого венца *4* (боковых поверхностей *1*, образующую вершин *2* и впадину между зубьев *3* (рис. 2)) задают траекторию перемещения проволочного электрода-инструмента на базе управляющей программы по контуру закрытого венца цельного блока зубчатых колес в устройстве ЧПУ электроэрозионного станка с обеспечением размеров, указанных на рис. 2 (*R*0,6min, утопание 0,00...0,15 мм).

Предлагаемый способ *электроэрозионной обработки* (ЭЭО) зубчатого колеса может быть реализован на базе любого из электроэрозионных вырезных станков с контурной системой ЧПУ (AP200L, EXC100, AP450L, AP150, AP200, AP200L, Mitsubishi FA10, Mitsubishi FA20 и др.).

Деталь базируется на станке в стандартном приспособлении (базирование в призмах по посадочным шейкам блока зубчатых колес). Проволочный электрод-инструмент в специальном приспособлении при помощи алмазных направляющих *2* и роликов *1* с огибанием открытого венца подводится к детали (рис. 1). Обработка осуществляется за 3–4 цикла обработки по контуру зубчатого закрытого венца цельного блока зубчатых колес при повороте детали вокруг ее оси с обеспечением требуемой степени

Таблица 1

Режимы ЭЭО

Наименование параметра	Последовательность обработки		
	1	2	3
Длительность импульса, мкс	64	16	8
Рабочая частота тока, кГц	14	125	200
Средняя сила тока, А	32	14	10
Зазор между проволокой и деталью, мм	0,07	0,015	0,005
Среднее рабочее напряжение, В	42	28	25

Таблица 2

Характеристика рабочих поверхностей перед ЭЭО

Марка стали	Микротвердость контактируемых поверхностей для	
	нитроцементации	ионного азотирования
20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш)	$HRC_э$ 60...65	$HRC_э$ 33...45
18Х2Н4МА		
12Х2Н4А		

точности зубчатого венца при режимах ЭЭО, представленных в табл. 1.

Параметры обрабатываемой детали:

1) модуль $m = 3$;
2) число зубьев $z = 19$;
3) степень точности 5–5–5;
4) коэффициент смещения $x = 0$;
5) угол профиля $\alpha = 25°$;
6) характеристика поверхностей образцов перед ЭЭО (см. табл. 2).

Параметры электрода-инструмента:

1) материал: латунная проволока;
2) диаметр 0,2 мм.

Назначают следующие режимы обработки, кроме приведенной последовательности ЭЭО (табл. 1):

– среднее напряжение холостого хода – 120 В;
– форма импульсов – гребенчатая;
– полярность – прямая;
– рабочая среда – масло;
– удельный съем металла – 1,5...2,5 мм^3/(А мин).

В результате ЭЭО формируется закрытый венец *4* цельного блока зубчатых колес *6* (рис. 1).

Исследование нагрузочных способностей и их взаимосвязь с параметрами поверхностного слоя

Были проведены исследования разработанной технологии изготовления цельных блоков зубчатых колес ГТД [1]. Исследования проводили на роликовой машине с роликами и на спроектированной установке на зубчатых колесах [2]. Исследовали образцы из высоколегированных сталей марок, приведенных в табл. 2, с применением нитроцементации и ионного азотирования для упрочнения рабочих поверхностей.

Испытания рабочих поверхностей образцов, имитирующих рабочие поверхности зубьев зубчатых колес на контактную выносливость, проводили на двухпозиционной роликовой машине с нагружающим

устройством при частоте вращения 500 об/мин. За базовое число циклов нагружений N_{Hlim}, которое соответствует пределу контактной выносливости поверхностей зубьев σ_{Hlim} и зависит от средней твердости поверхности, принято $5 \cdot 10^7$ циклов. Контактную выносливость оценивали путем визуального осмотра рабочих поверхностей через каждые 10^6 циклов нагружения до появления на поверхности видимых дефектов. Затем исследования были проведены на зубчатых колесах на специальной установке [2]. Испытания зубчатых пар в установке проводили при следующих условиях: частота вращения 1596 об/мин, крутящий момент 24,4 Нм, мощность 16,5 кВт, условия смазки: полив маслом МС-8П. Основными технологическими и конструкторскими характеристиками зубчатых колес являются: степень точности 5–5–5, шероховатость поверхности Ra = 0,3–0,4 мкм, термическая обработка детали: при ионном азотировании глубина слоя 0,2...0,4 мм, твердость поверхностного слоя не менее 80 HRC и сердцевины 321...388 HB (36,5...42,5 HRC); при нитроцементации глубина слоя 0,6...1,2 мм, твердость поверхностного слоя не менее 59 HRC и сердцевины 33...45 HRC.

Испытания образцов на контактную прочность проводили в соответствии с рекомендациями [3]. На основании рекомендаций необходимо иметь не менее 7–8 одинаковых образцов. При этом каждый образец испытывают только при одной величине напряжений до разрушения или до заданного (базового) числа циклов. Один из образцов закрепляют на установке, создают напряжение σ_1, заведомо превышающее предел выносливости, и определяют число циклов N_1, при котором произойдет разрушение образца. Затем испытывают второй образец при напряжении, меньшем σ_1, и также определяют число циклов до разрушения N_2. Аналогично поступают с остальными образцами. Например, образец 7 не разрушился при напряжении σ_7, выдержав число циклов $N_7 = 5 \cdot 10^7$. Если величина этого напряжения близка к σ_6, то можно считать, что σ_7 является пределом выносливости. Если разность между σ_6 и σ_7 велика, то испытывают еще один образец и нагружают его промежуточным напряжением σ_8 между σ_6 и σ_7. Напряжение σ_8 будет близко к пределу выносливости.

На рис. 3 представлены значения контактных напряжений, полученные для испытуемых образцов из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш). Согласно полученным данным, значения контактных напряжений на образцах с нитроцементацией (при глубине диффузионного слоя 0,6...0,85 мм), изготовленных лезвийной обработкой с последующим шлифованием, составили 1845 МПа, а при ионном азотировании с глубиной слоя 0,28...0,37 мм – 1570 МПа. Для образцов, изготовленных ЭЭО с нитроцементацией при глубине диффузионного слоя 0,79...1,0 мм, значения контактных напряжений составили 1975 МПа, а при ионном азотировании с глубиной слоя 0,3...0,4 мм – 1690 МПа.

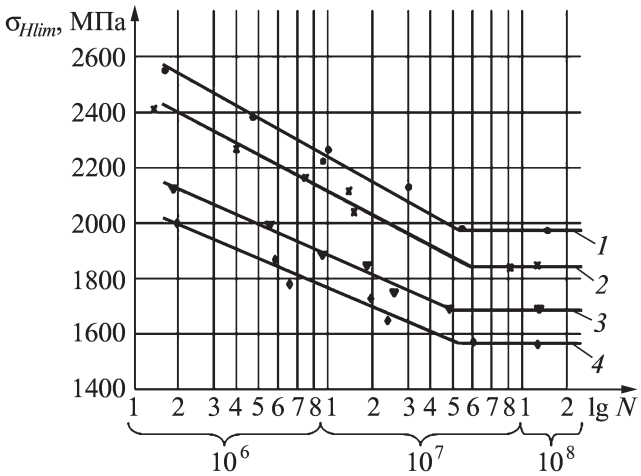


Рис. 3. Экспериментальные значения выносливости материала образцов, изготовленных из 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш):
1 – нитроцементация после ЭЭО с глубиной диффузионного слоя 0,79...1,0 мм; *2* – нитроцементация после лезвийной обработки и шлифования с глубиной упрочненного слоя 0,6...0,85 мм; *3* – ионное азотирование после ЭЭО с глубиной диффузионного слоя 0,3...0,4 мм; *4* – ионное азотирование после лезвийной обработки и шлифования с глубиной упрочненного слоя 0,28...0,37 мм

Указанные значения превышают верхний уровень предела контактной прочности образцов из стали 20Х3МВФ-Ш, определенный ГОСТ 21354–85:

– 1506,5 МПа – для образцов, изготовленных ЭЭО с применением нитроцементации;

– 1426 МПа – для образцов, изготовленных лезвийной обработкой с последующим шлифованием с применением нитроцементации;

– 1050 МПа – для образцов, изготовленных с применением ионного азотирования.

На рис. 4 представлены результаты исследований образцов, изготовленных ЭЭО с нитроцементацией из 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш), на контактную прочность со следами питтинга на рабочих поверхностях.

На первом комплекте образцов первые признаки питтинга появились при $3{,}5 \cdot 10^5$ циклов (мелкие оспинки 0,3...0,5 мм). В процессе дальнейших испытаний происходило прогрессирующее выкрашивание поверхности образца в виде мелких оспинок в новых местах и крупных язвочек в местах, где были мелкие оспинки. При наработке от $8 \cdot 10^5$ до 10^6 циклов происходит процесс соединения отдельных язвочек и образуется одно большое пятно контактных повреждений.

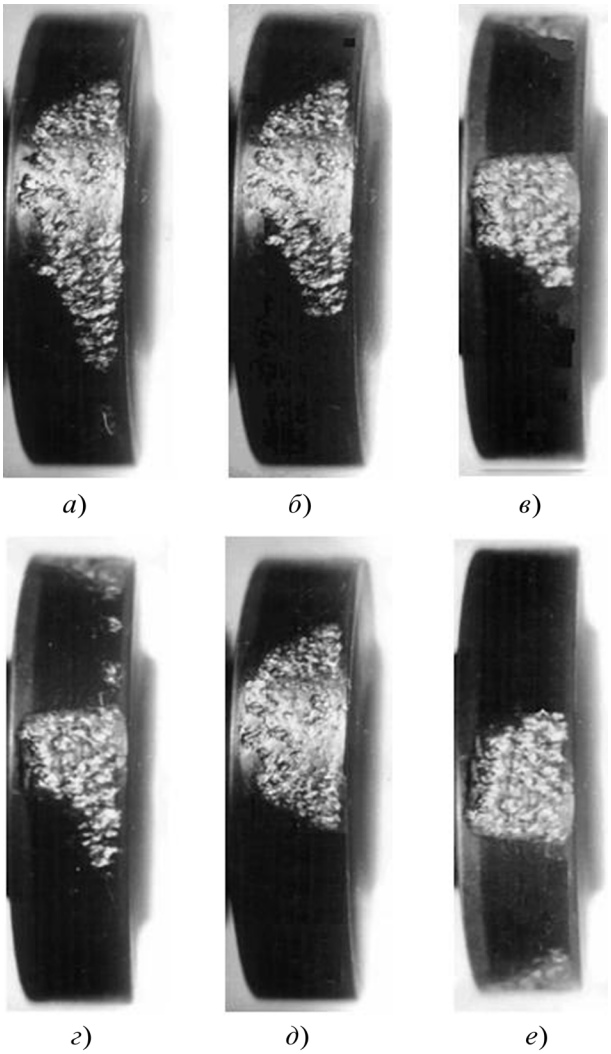


Рис. 4. Результаты экспериментального исследования образцов, изготовленных ЭЭО из 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) с нитроцементацией:
а – $N_ц$ = 1,75·10^6; σ_H = 2550 МПа; *h* = 0,81 мм; *б* – $N_ц$ = = 4,76·10^6; σ_H = 2380 МПа; *h* = 0,9 мм; *в* – $N_ц$ = 10^7; σ_H = = 2660 МПа; *h* = 0,87 мм; *г* – $N_ц$ =30,5·10^6; σ_H = 2140 МПа; *h* = 0,98 мм; *д* – $N_ц$ = 54,4·10^6; σ_H = 1980 МПа; *h* = 0,95 мм; *е* – 164·10^6; σ_H = 1970 МПа; *h* = 1,0 мм

Постепенно это пятно разрастается как в длину – по образующей, так и в ширину – по высоте контакта образцов. При наработке 1,75·10^6 циклов питтинг испытуемой поверхности достигает всей высоты контактируемого образца (рис. 4, *а*).

При испытании второго комплекта образцов первые признаки питтинга появились при 8,2·10^5 циклов. Происходит процесс соединения отдельных язвочек и образуется одно большое пятно контактных повреждений при наработке от 1,52·10^6 до 2,95·10^6 циклов. При наработке 4,76·10^6 циклов происходит разрушение поверхности образца под действием контактной нагрузки (рис. 4, *б*).

При испытании третьего комплекта образцов появились первые признаки питтинга при 5,8·10^6 циклов. При наработке от 6,69·10^6 до 8,1·10^6 циклов происходит процесс соединения отдельных язвочек и образуется одно большое пятно контактных повреждений. При наработке 10^7 циклов происходит разрушение поверхности образца под действием контактной нагрузки (рис. 4, *в*).

Испытания четвертого комплекта образцов прошли аналогично третьему комплекту.

Первые признаки питтинга при испытании пятого комплекта образцов появились при 5,28·10^6 циклов. В дальнейшем процесс развития питтинга происходил подобно предыдущим комплектам, но только медленнее. Так при 3·10^7 циклов достигается необходимый признак усталостного разрушения испытуемой поверхности образца (рис. 4, *г*).

При испытании шестого комплекта образцов первые признаки питтинга появились при 6,15·10^6 циклов. Дальнейшее развитие питтинга происходило аналогично предыдущим комплектам, но медленнее. Необходимый признак усталостного разрушения испытуемой поверхности образца достигается при 5,44·10^7 циклов (рис. 4, *д*).

Первые признаки питтинга (в виде мелких оспинок) на седьмом комплекте испытуемого образца появились при 6,04·10^6 циклов. В процессе дальнейших испытаний происходило прогрессирующее выкрашивание поверхности образца в виде мелких оспинок в новых местах и крупных язвочек в местах, где были мелкие оспинки. При наработке от 7·10^7 до 8,2·10^7 циклов происходит процесс соединения отдельных язвочек и образуется одно большое пятно контактных повреждений. Постепенно это пятно разрастается как в длину – по образующей, так и в ширину – по высоте контакта образцов. При наработке 1,64·10^8 циклов питтинг испытуемой поверхности достигает всей высоты контактируемого образца, т.е. происходит разрушение поверхности образца от действующей контактной нагрузки (рис. 4, *е*).

При испытании образцов, изготовленных ЭЭО с применением ионного азотирования из 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) на контактную прочность образование и развитие выкрашивания происходило аналогично образцам, изготовленным ЭЭО с применением нитроцементации, но образование питтинга происходило медленнее в результате большей твердости поверхностного слоя (твердость выше минимум в 1,35 раза), а его развитее быстрее из-за меньшей толщины диффузион-

ного слоя и большего перепада значений твердости между поверхностным слоем и сердцевиной детали.

Результаты испытаний показали, что предел контактной выносливости повышается с увеличением глубины нитроцементированного слоя, с обеспечением требуемой глубины азотируемого слоя и с уменьшением градиента концентрации углерода (и азота). Наибольшей контактной прочностью обладают нитроцементированные слои, для которых концентрация углерода (азота) и твердости имеет протяженную площадку в приповерхностной области.

Предел контактной выносливости зависит от концентрации углерода и азота на поверхности. Их наличие связано с влиянием избыточной карбидной фазы, объемная доля которой должна обеспечивать высокую твердость, но не вызывать критического обеднения твердого раствора карбидообразующими элементами. Проведенное исследование взаимосвязи контактных напряжений от числа циклов нагружения установило влияние ЭЭО на показатели нагрузочной способности тяжелонагруженных зубчатых колес и показало, что контактная прочность увеличивается для нитроцементированных деталей на 5...10 %, для азотируемых деталей на 5...8 %. Они верны для высоколегированных сталей марок: 20Х3МВФ-Ш, 18Х2Н4МА, 12Х2Н4А.

Таким образом, процессы нитроцементации и ионного азотирования совместно с ЭЭО обеспечивают резерв повышения эксплуатационных свойств зубчатых колес ГТД в результате того, что экспериментально определенный предел выносливости образцов, изготовленных ЭЭО, выше, чем предел выносливости образцов, обработанных лезвийной обработкой и шлифованием. Анализ рис. 3 показал, что контактная выносливость образцов с нитроцементацией выше, чем при ионном азотировании. Нитроцементация рекомендуется для изготовления тяжелонагруженных и высокоскоростных зубчатых передач силовых и агрегатных веток кинематических цепей. Ионное азотирование целесообразно применять для малонагруженных и тихоходных зубчатых передач, где меньше вероятность возникновения перегрузок и их влияния на процесс эксплуатации.

Критерием оценки микрогеометрии поверхности по ГОСТ 2789–73 контактируемых поверхностей в процессе работы было принято среднеарифметическое отклонение профиля *Ra*. Замер шероховатости проводили на профилометре через каждые 10^6 циклов нагружения до появления на поверхности видимых дефектов. На рис. 5 и 6 представлено изменение шероховатости в процессе эксплуатации при различных видах обработки рабочих поверхностей для образцов из материала 20Х3МВФ-Ш.

Шероховатость образцов, изготовленных лезвийной обработкой с последующим шлифованием, при эксплуатации $7 \cdot 10^6$ циклов достигает Ra = 0,4 мкм, т.е. раньше, чем у образцов, изготовленных ЭЭО, при $20 \cdot 10^6$ циклов Ra = 0,3 мкм.

Изменения микротвердости контактируемых пар в процессе эксплуатации замеряли по невосстановленному отпечатку (по глубине отпечатка). На рис. 7 представлено изменение микротвердости в процессе эксплуатации рабочих поверхностей для образцов из материалов 20Х3МВФ-Ш, 18Х2Н4МА и 12Х2Н4А, изготовленных ЭЭО, а на рис. 8 – образцов из аналогичных материалов, изготовленных лезвийной обработкой с последующим шлифованием. На графиках четко виден участок приработки, а затем участок нормальной работы, на котором твердость остается практически постоянной. Установлено, что микротвердость об-

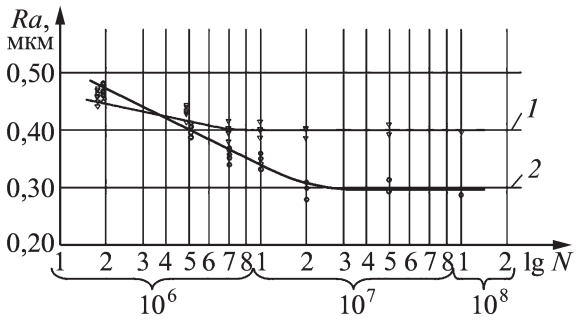


Рис. 5. Экспериментальные данные изменения шероховатости рабочих поверхностей в процессе эксплуатации для образцов, изготовленных из 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) с нитроцементацией:

1 – образцы, изготовленные лезвийной обработкой с последующим шлифованием; *2* – образцы, изготовленные ЭЭО

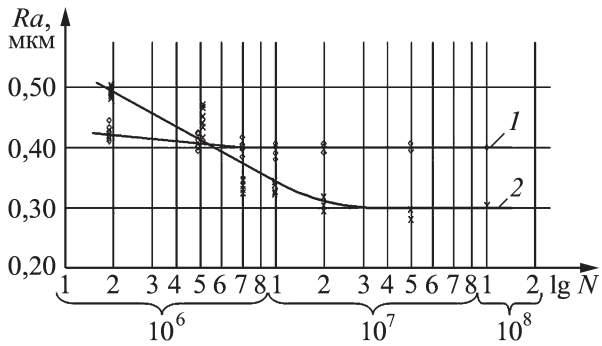


Рис. 6. Экспериментальные данные изменения шероховатости рабочих поверхностей в процессе эксплуатации для образцов, изготовленных из 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) с ионным азотированием:

1 – образцы, изготовленные лезвийной обработкой с последующим шлифованием; *2* – образцы, изготовленные ЭЭО

разцов, изготовленных лезвийной обработкой с последующим шлифованием, ниже микротвердости образцов, изготовленных ЭЭО (рис. 7, 8).

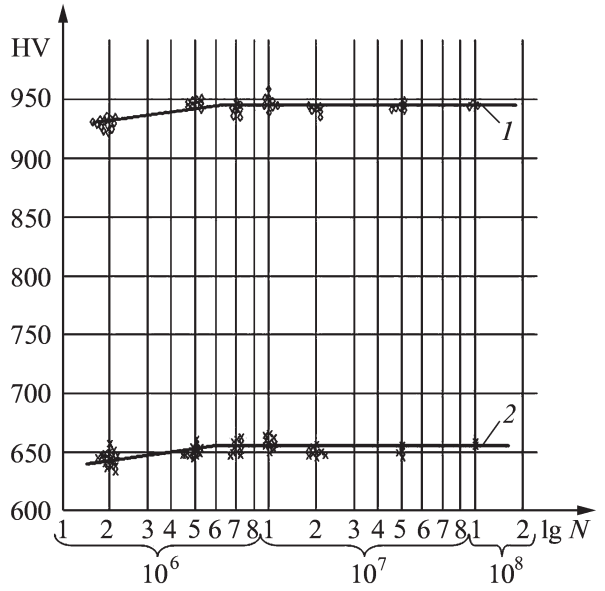


Рис. 7. Экспериментальные данные изменения микротвердости рабочих поверхностей в процессе эксплуатации образцов, изготовленных из 20Х3МВФ-Ш, 18Х2Н4МА и 12Х2Н4А после ЭЭО:
1 – образцы с ионным азотированием; *2* – образцы с нитроцементацией

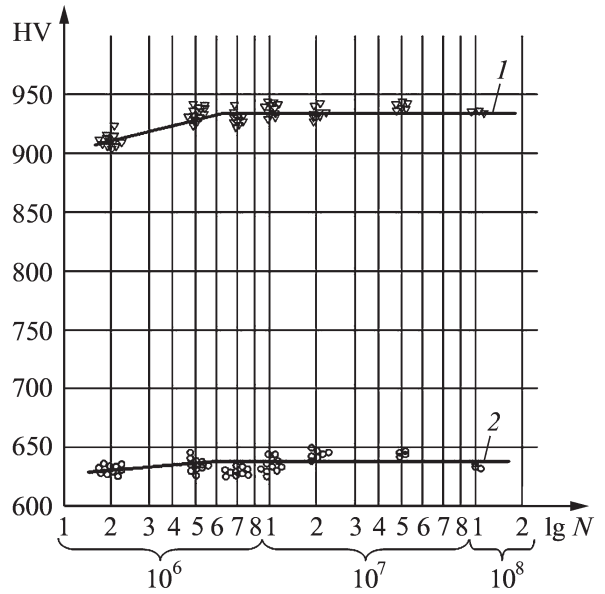
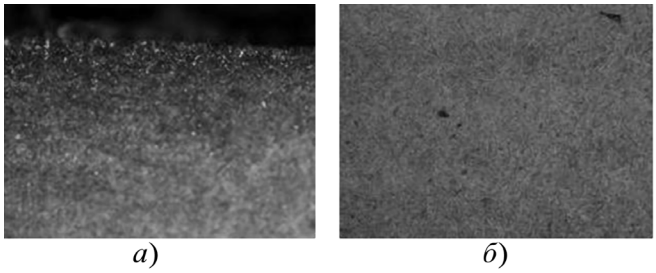


Рис. 8. Экспериментальные данные изменения микротвердости рабочих поверхностей в процессе эксплуатации образцов, изготовленных из 20Х3МВФ-Ш, 18Х2Н4МА и 12Х2Н4А лезвийной обработкой с последующим шлифованием:
1 – образцы с ионным азотированием; *2* – образцы с нитроцементацией

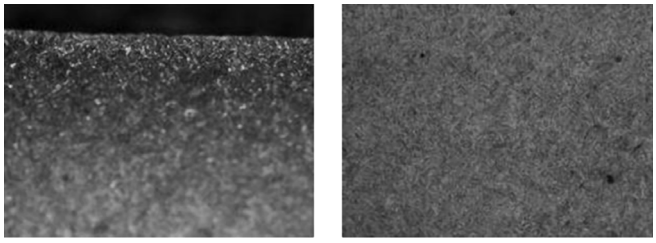
После испытаний рабочих поверхностей образцов была изучена микроструктура контактируемых поверхностей. На рис. 9–12 представлена микроструктура образцов, изготовленных из материала 20Х3МВФ-Ш по различным технологиям (табл. 3).

Нитроцементованный слой образцов (рис. 9 и 10, *а*), изготовленных и лезвийной обработкой с последующим шлифованием, и ЭЭО из разных мате-



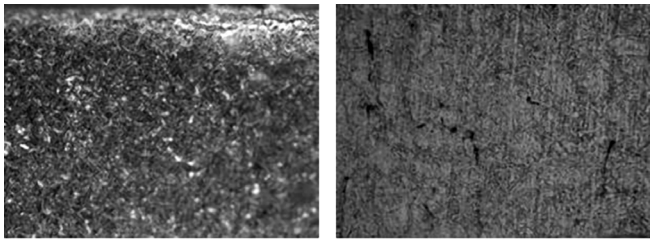
а) *б*)

Рис. 9. Микроструктура образца из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш), обработанного лезвийной обработкой, шлифованием с применением нитроцементации, ×500:
а – микроструктура поверхностного слоя; *б* – структура сердцевины



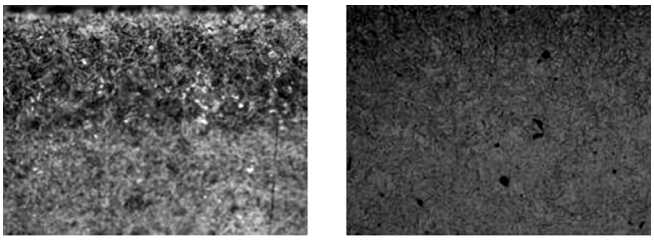
а) *б*)

Рис. 10. Микроструктура образца из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш), изготовленного ЭЭО с нитроцементацией, ×500:
а – микроструктура поверхностного слоя; *б* – структура сердцевины



а) *б*)

Рис. 11. Микроструктура образца из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш), обработанного лезвийной обработкой, шлифованием и ионным азотированием, ×500:
а – микроструктура поверхностного слоя; *б* – структура сердцевины



а) *б*)

Рис. 12. Микроструктура образца из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш), изготовленного ЭЭО с ионным азотированием, ×500:
а – микроструктура поверхностного слоя; *б* – структура сердцевины

риалов, является удовлетворительным. По интенсивности насыщения и карбидной сетке структура допустимая и соответствует 10 баллу, а по распределению структурных составляющих – 1 баллу согласно эталонным микроструктурам по ГОСТ 5639–82. Структура состоит из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов, распределенных равномерно. Микроструктура сердцевины нитроцементируемых слоев образцов (рис. 9 и 10, *б*) по наличию структурно-свободного феррита является допустимой и относится к 4 баллам по ГОСТ 5639–82. Микроструктуры в поверхностном слое и сердцевине образцов, изготовленных ЭЭО, отличаются от образцов, изготовленных лезвийной обработкой и шлифованием, тем, что уменьшается количество остаточного аустенита с 20 до 15 %. Для структуры упрочненного слоя образцов, изготовленных ЭЭО, характерно то, что иглы мартенсита мельче и происходит дробление карбидной сетки.

Микроструктура ионного азотированного слоя для образцов из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) характеризуется высокой дисперсностью составляющих (рис. 11 и 12, *а*). Слой ε-фазы на поверхности отсутствует. Нитриды распределены равномерно. В микроструктуре ионного азотированного слоя для образцов из материала 18Х2Н4МА на поверхности наблюдается незначительный по глубине слой ε-фазы, переходя в залегающие у поверхности нитридные прожилки. Нитриды дисперсные и распределены равномерно. Азотированный слой образцов из материала 12Х2Н4А по строению мелкозернистый. Нитриды распределены равномерно, ε-фаза отсутствует.

Микроструктура сердцевины азотируемых слоев (рис. 11 и 12, *б*) представляет собой сорбит отпуска. По величине зерна соответствует 4 баллу, что согласно ГОСТ 5639–82 является допустимым.

Азотированный слой образцов, изготовленных ЭЭО из разных материалов, характеризуется большей глубиной диффузионного слоя, равномерностью распределения нитридов в зоне диффузионного слоя, а также азотированный слой ранее распределяется по глубине детали. Большая протяженность диффузионной зоны, состоящей из α-твердого раствора и равномерно распределенных высокодисперсных нитридных частиц γ-фазы, наблюдается у поверхностного слоя образцов с ионным азотированием, обработанных ЭЭО. Прослеживаются зоны плавного перехода от микроструктуры диффузионного слоя к микроструктуре сердцевины без четких границ, что свидетельствует о лучшем качестве упрочненного слоя.

Для микроструктуры образцов, изготовленных ЭЭО из разных материалов с применением как нитроцементации, так и ионного азотирования, характерно мелкозернистое строение без ярко выраженных границ зерен.

Микроструктура образцов, изготовленных ЭЭО, предпочтительней как после нитроцементации (уменьшается количество остаточного аустенита,

Таблица 3

Характеристика поверхностного слоя образцов из материала 20Х3МВФ-Ш, полученных различными видами обработки

Вид обработки	Микротвердость поверхностного слоя, HV	Твердость сердцевины, HV	Глубина упрочненного слоя, мм	Число циклов нагружения
Лезвийная обработка + шлифование + + нитроцементация	647	400	1,0	$1{,}3\cdot10^8$
ЭЭО + нитроцементация	645	412	0,95	$1{,}64\cdot10^8$
Лезвийная обработка + шлифование + ионное азотирование	949	387	0,28	$1{,}27\cdot10^8$
ЭЭО + ионное азотирование	952	403	0,3	$1{,}35\cdot10^8$

улучшается структура упрочненного слоя), так и после ионного азотирования (обеспечивается большая протяженность диффузионной зоны с плавным переходом к сердцевине).

Оценка качества поверхностного слоя

В рамках продолжения работ [1, 4] были выполнены исследования поверхностного слоя после применения ЭЭО на стали 20Х3МВФ-Ш с последующей нитроцементацией. В табл. 4 приведены режимы ЭЭО образцов из высоколегированной стали 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) с применением в качестве *химико-термической обработки* (ХТО) нитроцементации. Обработку производили латунной проволокой диаметром 0,2 мм.

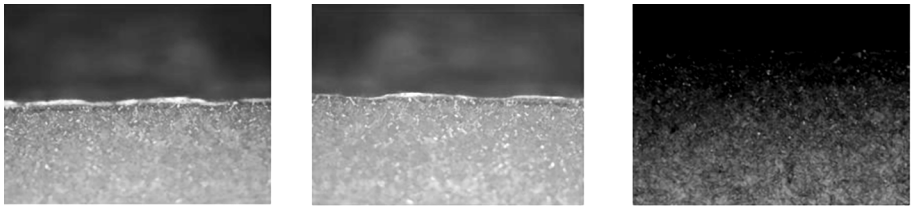
Поверхностный слой материала обрабатываемой детали подвергается локализованному и кратковременному, но весьма интенсивному термическому воздействию. Большая часть расплавленного материала и его паров удаляется из зоны разряда, но некоторая часть остается в лунке. При охлаждении на поверхности лунки образуется слой, по свойствам иногда сильно отличающийся от основного материала (рис. 13, *а*, *б*).

Глубина измененного слоя зависит от энергии импульсов, их длительности и теплофизических свойств обрабатываемого металла. При длительных импульсах тока большой энергии глубина измененного слоя измеряется десятыми долями миллиметра, а при весьма коротких импульсах малой энергии – сотыми долями миллиметра и микрометрами.

Вследствие хрупкости и неравномерной плотности поверхностный слой в большинстве случаев является дефектным. Он снижает прочностные свойства металла, так как при механических нагрузках, особенно знакопеременных, в нем легко возникают трещины, которые могут распространиться в глубь детали. Глубина измененного слоя практически не зависит от длительности обработки.

Проведенное исследование взаимосвязи шероховатости рабочих поверхностей высоколегированных сталей на примере материала 20Х3МВФ-Ш от параметров ЭЭО с обеспечением требуемого качества поверхностного слоя (рис. 13) и изучение микроструктуры образцов материала 20Х3МВФ-Ш (рис. 10 и 12) позволило сделать вывод о том, что ЭЭО обеспечивает требования к контактной прочности деталей авиадвигателестроения, так как дефектный слой на поверхности после окончательной ЭЭО отсутствует (рис. 13, *в*) и, следовательно, глубина зоны термического влияния не превышает допустимых норм.

Проведенный сравнительный спектральный анализ химического состава материалов деталей, обработанных по серийной и предлагаемой технологиям, нарушений химического состава не выявил. Результаты химического анализа для образцов из материала 20Х3МВФ-Ш с соответствующими химико-термическими методами обработки и видом окончательной обработки приведены в табл. 5.



а) *б*) *в*)

Рис. 13. Взаимосвязь толщины оплавленного слоя и шероховатости *Ra* стали 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) с нитроцементацией:
а) *Ra* = 3,2 мкм; *t* = 0,2 мм; *Q* = 7 Дж; *f* = 14 кГц; *I* = 32 А; $\tau_И$ = 6,4 мс; *б*) *Ra* = = 1,6 мкм; *t* = 0,1 мм; *Q* = 0,6 Дж; *f* = 125 кГц; *I* = 14 А; $\tau_И$ = 1,6 мс; *в*) *Ra* = 0,2 мкм; *Q* = 0,0027 Дж; *f* = 200 кГц; *I* = 10 А; $\tau_И$ = 0,8 мс

Таблица 4

Режимы ЭЭО образцов из стали 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) с применением нитроцементации

Ra, мкм	0,2	0,4	0,8	1,6	2,5	3,2
Глубина слоя *t*, мм	–	0,02	0,05	0,1	0,2	0,2
Энергия импульса *Q*, Дж	0,0027	0,02	0,1	0,6	7	7
Частота импульса *f*, кГц	200	175	150	125	80	14
Средний ток *I*, А	10	10	12	14	32	32
Длительность импульса $\tau_И$, мкс	0,8	1	1,2	1,6	1,6	6,4

Таблица 5

Спектральный анализ химического состава образцов из 20Х3МВФ-Ш

Метод обработки и ХТО	Химические элементы, %							
	Железо, Fe	Углерод, C	Кремний, Si	Магний, Mn	Хром, Cr	Молибден, Mo	Ванадий, V	Вольфрам, W
ЭЭО + ионное азотирование	94,99	0,19	0,17	0,28	2,83	0,46	0,67	0,41
Лезвийная обработка + шлифование + ионное азотирование	94,79	0,19	0,17	0,29	2,96	0,47	0,72	0,41
ЭЭО + нитроцементация	94,97	0,19	0,17	0,28	2,85	0,46	0,68	0,40
Лезвийная обработка + шлифование + + нитроцементация	94,92	0,19	0,17	0,27	2,88	0,46	0,70	0,41

Полученные экспериментальные данные (табл. 5) отвечают требованиям по ГОСТ 20072–74 для материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ1415-Ш). Содержание вредных примесей для материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ1415-Ш) по ГОСТ 20072–74 и экспериментально: серы не более 0,025 %, фосфора не более 0,030 %; содержание других элементов: никеля не более 0,030 %, меди не более 0,20 %.

Проведенный сравнительный спектральный анализ химического состава материалов деталей, обработанных по серийной и предлагаемой технологиям, показал, что в результате ЭЭО частицы материала электрода-инструмента не насыщают поверхностный слой детали, т. е. нарушений химического состава не происходит, показатели химических элементов находятся в пределах нормы.

С помощью математического анализа на основе аналитической обработки экспериментальных данных (рис. 3, 5–8) установлены зависимости контактной прочности от параметров поверхностного слоя. Рассмотрим их на примере образцов из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ145-Ш), изготовленных ЭЭО и нитроцементацией.

Зависимость контактной прочности σ_H от шероховатости Ra

$$\sigma_H^{Ra} = 115064 Ra^{0,5}, \qquad (1)$$

где σ_H^{Ra} – контактная прочность рабочих поверхностей, МПа;

Ra – шероховатость поверхности, м.

Зависимость контактной прочности σ_H от микротвердости HV

$$\sigma_H^{\mathrm{HV}} = 496{,}5\mathrm{HV}^{0,218}, \qquad (2)$$

где σ_H^{HV} – контактная прочность рабочих поверхностей, МПа;

HV – величина микротвердости по Виккерсу, МПа.

Зависимость контактной прочности σ_H от глубина упрочненного слоя h

$$\sigma_H^{h} = 2137{,}5 h^{0,043}, \qquad (3)$$

где σ_H^{h} – контактная прочность рабочих поверхностей, МПа;

h – глубина упрочненного слоя, м.

При аппроксимации уравнений (1–3) получается общее выражение для определения контактных напряжений от комплекса показателей поверхностного слоя:

$$\sigma_H = 39{,}2 \cdot 10^3 Ra^{0,5} \mathrm{HV}^{0,218} h^{0,043}. \qquad (4)$$

Аналогичным образом получены зависимости контактной прочности от параметров качества поверхностного слоя для других условий обработки, рассмотренных на рис. 1.

Зависимость контактной прочности от параметров поверхностного слоя образцов, обработанных ЭЭО с ионным азотированием:

$$\sigma_H = 40{,}8 \cdot 10^3 Ra^{0,523} \mathrm{HV}^{0,208} h^{0,0431}. \qquad (5)$$

Таблица 6

Соответствие экспериментальных и расчетных значений контактной прочности для деталей из 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш)

Метод обработки	Параметры поверхностного слоя			Значение контактной прочности σ_H, МПа		Расхождение между расчетными и экспериментальными значениями, %
	Ra, мкм	HV, МПа	*h*, мм	расчетное	экспериментальное	
ЭЭО + нитроцементация	0,312	650	0,95	2107	1980	+6,4
	0,293	645	1,0	2043	1970	+3,69
ЭЭО + ионное азотирование	0,282	959	0,4	1690	1695	–0,44
	0,296	952	0,3	1709	1685	+1,45
Лезвийная обработка + шлифование + нитроцементация	0,41	650	0,85	2000	1850	+ 8
	0,395	647	0,7	1950	1840	+5,98
Лезвийная обработка + шлифование + ионное азотирование	0,407	952	0,37	1767	1575	+12,2
	0,396	949	0,28	1729	1565	+10,5

Зависимость контактной прочности от параметров поверхностного слоя образцов, изготовленных лезвийной обработкой и шлифованием с применением нитроцементации:

$$\sigma_H = 43{,}5 \cdot 10^3 \, Ra^{0{,}542} \mathrm{HV}^{0{,}201} h^{0{,}0218}. \qquad (6)$$

Зависимость контактной прочности от параметров поверхностного слоя образцов, полученных лезвийной обработкой и шлифованием с ионным азотированием:

$$\sigma_H = 33{,}3 \cdot 10^3 \, Ra^{0{,}528} \mathrm{HV}^{0{,}201} h^{0{,}0244}. \qquad (7)$$

В табл. 6 представлено соответствие экспериментальных (рис. 3) и расчетных значений контактной прочности по формулам (4–7) для деталей из материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш).

Анализ результатов сопоставления расчетных и экспериментальных значений контактной прочности при различных методах обработки материала 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415-Ш) показал, что наблюдается вполне удовлетворительное их совпадение. Расхождение не превышает 13 %.

Аналогичным образом определены зависимости контактной прочности от параметров поверхностного слоя для двух других материалов: 18Х2Н4МА и 12Х2Н4А. Расхождения по ним не превышают 16 %.

Полученные зависимости можно использовать для оценки надежности на стадии проектирования зубчатых передач редукторов ГТД в проектно-конструкторской деятельности при расчете на прочность зубчатых передач ГТД.

Использование результатов работы позволяет повысить эффективность проектирования, сократить затраты на проведение натурных испытаний деталей ГТД. Они имеют практическую значимость в плане обеспечения эксплуатационного качества деталей авиационных двигателей.

Выводы

1. Изготовление цельных блоков зубчатых колес ГТД с применением ЭЭО позволяет повысить производительность обработки и надежность конструкции блока зубчатых колес с обеспечением требуемого зазора между венцами и повышения качества сборки за счет уменьшения звеньев сборочной цепи.

2. В результате применения разработанного технологического процесса контактная прочность увеличивается для нитроцементированных поверхностных слоев деталей на 5...10 %, для азотируемых слоев увеличивается на 5...8 % с уменьшением шероховатости рабочих поверхностей на 25 % по сравнению с рабочими поверхностями, изготовленными лезвийной обработкой.

3. ЭЭО приводит к увеличению твердости нитроцементируемых и азотируемых поверхностей. Для нитроцементируемых поверхностных слоев относительный прирост твердости при глубине диффузионного слоя более 0,79 мм составляет 3 %, для азотируемых слоев – 1,34 % при глубине упрочненного слоя более 0,29 мм.

4. На основе экспериментальных исследований выявлено влияние ЭЭО на микроструктуру поверхностного слоя и сердцевину зубьев: для нитроцементируемых слоев деталей уменьшается количество оста-

точного аустенита в 1,33 раза, улучшается структура упрочненного слоя (иглы мартенсита мельче, происходит дробление карбидной сетки); поверхностный азотируемый слой деталей имеет большую протяженность диффузионной зоны из α-твердого раствора и равномерно распределенных высокодисперсных нитридных частиц γ-фазы с плавным переходом к микроструктуре сердцевины без четких границ. Это свидетельствует о высоком качестве упрочненного слоя.

5. Проведенное исследование закономерностей изменения параметров качества поверхностного слоя рабочих поверхностей легированных сталей от параметров ЭЭО показало, что ЭЭО обеспечивает требования по контактной прочности авиационных изделий, так как дефектный слой на поверхности после окончательной ЭЭО отсутствует, т.е. глубина зоны термического влияния не превышает допустимых (0,08 мм).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шеховцева Е.В., Шеховцева Т.В.** Использование электроэрозионной обработки для обеспечения эксплуатационных свойств цилиндрических зубчатых колес ГТД // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2007. № 11. С. 14–16.

2. **Шеховцева Е.В.** Методика определения контактной усталости цилиндрических зубчатых колес ГТД // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии имени П.А. Соловьева: сб. науч. тр. Рыбинск. 2008. № 1 (13). С. 127–131.

3. **Р 50-54-30–87.** Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на контактную усталость. Введ. 1988-07-01. М: Росстандарт России: Изд-во стандартов, 1988. 122 с.

4. **Шеховцева Е.В.** Контактная прочность венцов зубчатых колес, обработанных электроэрозионным вырезанием // XV Туполевские чтения: Международная молодежная научная конференция. Материалы конференции / Казанский гос. техн. ун-т. Казань, 2007. Т. 1. С. 108–110.

УДК 621.77.016

Т.Н. Конькова, С.Ю. Миронов, А.В. Корзников
(Учреждение Российской Академии Наук Институт Проблем Сверхпластичности Металлов РАН)
Тел.: (347) 282-37-12
E-mail: konkova_05@mail.ru

Влияние криогенной прокатки на микроструктуру и механические свойства меди

Исследовано влияние криогенной прокатки на структуру и механические свойства меди. Установлено, что криогенные условия прокатки приводят к измельчению микроструктуры. Показано, что эволюцию зеренной структуры определяли вытягиванием зерен в ходе прокатки, а вклад механического двойникования и фрагментации был невелик. На основе анализа текстурных данных сделан вывод, что основным механизмом криогенной деформации является "обычное" {111}<110> дислокационное скольжение. Показано, что криогенная прокатка приводит к существенному повышению прочности и некоторому снижению пластичности материала.

Ключевые слова: *интенсивная пластическая деформация, криогенная деформация, прокатка, медь, микроструктура, текстура.*

The effect of cryogenic rolling on the structure and mechanical properties of copper was studied. The grain structure evolution was shown to be mainly governed by the geometrical effect of the imposed strain whereas the contribution of the mechanical twinning and grain subdivision was found to be not significant. The analysis of the developed texture demonstrated that the plastic flow arises mainly from conventional {111}<110> slip. The cryogenic rolling was shown to increase strength and decrease ductility and both effects might be attributed to the substructure.

Keywords: *severe plastic deformation, cryogenic deformation, rolling, copper, microstructure, texture.*

Введение

Измельчение размера зерен в конструкционных материалах может существенно улучшить их прочностные характеристики в условиях холодной деформации и пластические – в условиях горячей. Как следствие, имеет место устойчивый практический интерес к разработке технологий, позволяющих радикально уменьшить размер зерен. В настоящее время перед материаловедами стоит задача формирования *субмикро-* и *нанокристаллических* (СМК и НК соответственно) структур, причем в объемах, пригодных для промышленного использования.

Наиболее перспективным способом формирования СМК структур в настоящий момент считается *ин-*

тенсивная пластическая деформация (ИПД) [1]. ИПД является важным методом фундаментального исследования структуры и свойств СМК материалов, а также изучения эволюции микроструктуры в ходе больших деформаций. К сожалению, методы ИПД обладают рядом существенных недостатков, затрудняющих их промышленное использование. Важнейшими из них являются относительно высокая трудоемкость и дороговизна, а также крайне ограниченные объемы материала, в которых может быть сформирована СМК структура. В связи с этим существует потребность в разработке более простых и дешевых технологий, пригодных для промышленного применения.

Одним из возможных способов может служить прокатка при температуре жидкого азота (криогенная прокатка). Предполагается, что крайне низкие температуры деформации значительно затруднят процессы возврата и, тем самым, существенно ускорят измельчение микроструктуры.

В последнее время был проведен ряд экспериментов по использованию криогенной прокатки для измельчения микроструктуры [2–4]. Значительная часть этих работ была выполнена на меди, что объясняется исключительно высокой пластичностью этого материала. Предварительные исследования показали, что пластическое течение меди в экстремальных условиях криогенной деформации сопровождается интенсивным механическим двойникованием, а также формированием полос сдвига. Как следствие, было отмечено формирование микроструктуры со средним размером зерен порядка 0,1 мкм [3, 4].

В связи с этим микроструктуры после криогенной деформации заслуживают особо тщательного изучения. В настоящее время микроструктурные исследования в этой области осуществлялись в основном посредством *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ). Наряду с очевидными преимуществами ПЭМ имеет ряд серьезных ограничений, не позволяющих проводить полную аттестацию микроструктуры. К числу важнейших из них следует отнести высокую трудоемкость измерений (особенно кристаллографических), а также крайне низкую их статистическую выборку.

В рамках данной работы была предпринята попытка более тщательной аттестации микроструктуры и механических свойств меди, подвергнутой криогенной прокатке. С этой целью для микроструктурных исследований был привлечен относительно новый *метод автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов* (EBSD) [5].

Материал и методики исследований

В качестве материала для исследования была выбрана технически чистая (99,9 %) медь марки М1. Горячекатаный пруток разрезали на части диаметром 40 мм и длиной 70 мм и подвергали "abc"-деформации в интервале температур 500...300 °С [6]. При каждой температуре образцы подвергали 3 осадкам примерно на 40 % по высоте вдоль трех ортогональных осей. Состояние, полученное в результате этой обработки, было принято за исходное.

Из центральной части кованых заготовок вырезали образцы для прокатки в виде пластин размерами 45×45×5 мм^3 (рис. 1). Криогенную прокатку осуществляли на прокатном стане ЛИС 6/200 с диаметром рабочих валков 200 мм при постоянной скорости прокатки 100 мм/с. При описании процесса прокатки использовали обычную систему координат, включающую в себя *направление прокатки* (НП), *поперечное направление* (ПН) и *направление нормали к плоскости прокатки* (НН) (рис. 1, *б*). В целях достижения более однородного распределения деформации использовали относительно небольшую степень обжатия за один проход – около 10 %. Общая деформация составила 50 % обжатия, что примерно соответствует истинной деформации е ~ 1,0.

Важно отметить, что криогенную деформацию осуществляли в воздушной атмосфере. Перед каждым циклом деформации образцы охлаждали в контейнере с жидким азотом до температуры –196±10 °С. Интервал времени между извлечением образца из контейнера и началом деформации составлял около 40 с; общее время деформации 2–3 мин. После деформации образец снова помещали в контейнер с азотом, где его выдерживали до полного охлаждения. Процесс повторялся до достижения заданной степени накопленной деформации. Таким образом, было достигнуто обеспечение криогенных условий деформации.

В целях изучения сформировавшейся структуры в реальном (трехмерном) пространстве микроструктурные исследования проводили в двух сечениях прокатанного образца: плоскости прокатки (рис. 1, *б*, НП-ПН плоскость) и продольном сечении (НП-НН плоскость рис. 1, *б*). Микроструктурный анализ осу-

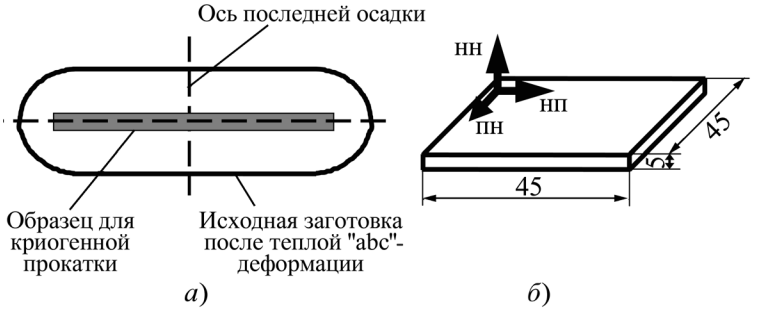


Рис. 1. Образец для криогенной прокатки:
а – схема вырезки; *б* – размеры и система координат

ществляли методом EBSD. Образцы для микроструктурных исследований подвергали предварительной шлифовке на водоупорной абразивной бумаге с различным размером зерна абразива. Окончательную подготовку поверхности проводили путем электролитической полировки в 7 %-ном растворе ортофосфорной кислоты H_3PO_4 в дистиллированной воде при комнатной температуре и напряжении от 10 до 35 В.

EBSD-анализ проводили при помощи программного обеспечения TSL OIM™, установленного на сканирующем электронном микроскопе с полевым катодом Hitachi S-4300SE. EBSD-сканирование осуществлялось посредством автоматического перемещения пучка электронов по гексагональной сетке. Были получены EBSD-карты, состоящие из 400 000...500 000 пикселей и содержащие от нескольких сотен до полутора десятка тысяч зерен. Шаг сканирования (размер пикселя) варьировали от 50 до 500 нм. В целях минимизации ошибки каждую электронограмму автоматически индицировали по семи Кикучи-линиям. Доля успешно индицированных электронограмм составляла от 99,9 до 100 % от их общего числа. Средняя величина коэффициента, характеризующего корректность индицирования электронограмм ("*confidential index* (CI)" [7]), составляла для различных EBSD-карт от 0,15 до 0,66. Считается, что если коэффициент CI превышает величину 0,1, то доля корректно индицированных электронограмм составляет 95 % [7]. Неиндицированные электронограммы, а также электронограммы с низким CI обычно соответствуют регионам возле границ зерен. В целях избавления от сомнительных результатов EBSD-данные были подвергнуты автоматической корректировке: все мелкие зерна, состоящие из 3 пикселей и меньше, были автоматически удалены с EBSD-карт как не внушающие доверия. При вычислении разориентировки из всех кристаллографически эквивалентных ее описаний использовали описание с минимальным углом. Разориентировку вычисляли между соседними (смежными) точками сканирования. Ввиду экспериментальной погрешности EBSD-метода все малоугловые границы с разориентировкой меньше 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия *мало-* и *большеугловых границ* (МУГ и БУГ соответственно) использовали разориентировку 15°. Распределение границ по углам разориентировки приводили по их длине. Размер структурных элементов (зерен/субзерен) определяли методом секущих.

Механические свойства исследовали посредством испытаний на одноосное растяжение до разрушения и измерений микротвердости по Виккерсу. Образцы для одноосного растяжения имели размеры рабочей части 12×3×2 мм^3. Их вырезали либо из радиального сечения исходной кованой заготовки (в случае исходного материала), либо из плоскости прокатки с продольной осью параллельно НП (в случае криогенной прокатки). Поверхность образцов шлифовали на абразивной бумаге с последующей окончательной полировкой на алмазной пасте. Испытания осуществляли на универсальной испытательной машине "INSTRON" модели 1185 и проводили при комнатной температуре и постоянной скорости движения траверсы, соответствующей начальной скорости деформации 0,001 с$^{-1}$. Всего испытывали по 4 образца на каждое из исследуемых состояний. Для повышения точности измерений общего удлинения до разрушения на одну из поверхностей образцов были нанесены риски перпендикулярно оси растяжения через каждые 0,5 мм. Расстояния между рисками и общие размеры рабочей части образцов были замерены до и после деформации на инструментальном микроскопе ИМЦ 150×50 с точностью порядка 10 мкм.

Измерения микротвердости выполняли на приборе Axiovert 100 с приставкой для измерения микротвердости Microhardness Tester при нагрузке 50 г и выдержке 10 с. Всего проводили по 10 измерений на каждое из исследуемых состояний.

Результаты и обсуждение

Исходное состояние

Микроструктура и текстура исходного состояния материала приведены на рис. 2. На EBSD-карте (рис. 2, *а*) зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно оси последней осадки (цветовой код ориентировки дан в правом нижнем углу карты); МУГ изображены тонкими светлыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями. Видно, что зеренная структура относительно однородна в пределах карты, в ней преобладают относительно равноосные зерна. Тем не менее, в структуре отмечается некоторая строчечность в радиальном направлении. Средний размер зерен в направлении последней осадки составляет около 1,6 мкм, а в радиальном – 1,8 мкм. В структуре преобладают БУГ, удельная доля которых составляет ~ 69 %.

Спектр разориентировок (рис. 2, *б*) характеризуется ярко выраженным малоугловым максимумом, а также повышенным содержанием двойниковых границ 60°<111>, удельная доля которых составляет ~5 %. Двойниковые максимумы указаны стрелками на распределениях границ по углам и осям разориентировки. Уместно упомянуть, что повышенное содержание двойников отжига в микроструктуре меди обычно связано с процессами рекристаллизации и роста зерен.

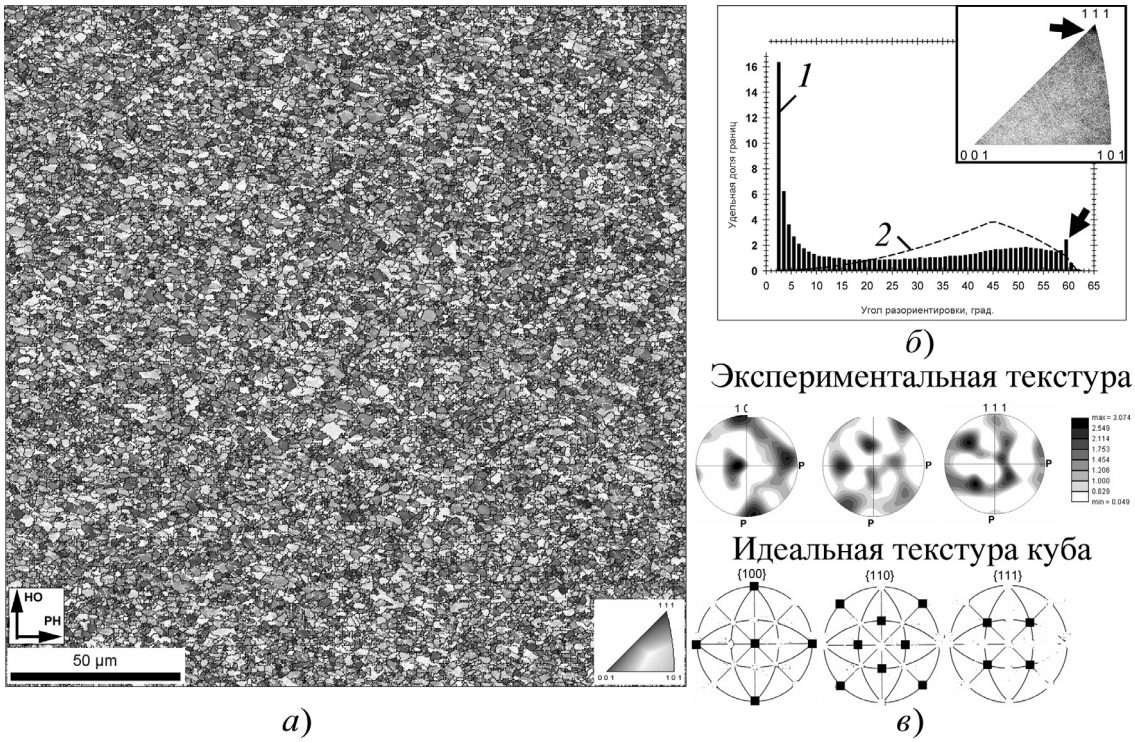


Рис. 2. Микроструктура исходного материала:
а – EBSD-карта; *б* – спектр разориентировок (распределение границ по осям разориентировки показано в правом верхнем углу рисунка); *в* – текстура; *1* – экспериментальное распределение; *2* – произвольное распределение; НО – направление последней осадки, РН – радиальное направление образца

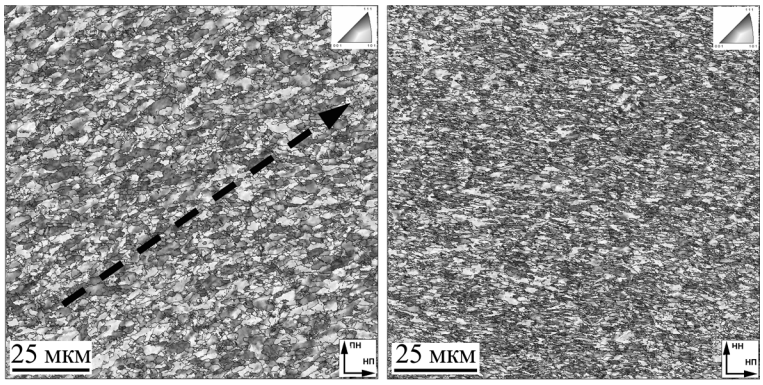
Текстура исходного состояния представлена прямыми полюсными фигурами {100}, {110} и {111} (рис. 2, *в*). Как следует из рисунка, материалу присуща слабая текстура куба {100}<100>. Следует отметить, что текстура куба в ГЦК металлах обычно ассоциируется с рекристаллизацией.

Криогенная прокатка

Морфология микроструктуры и размер зерен

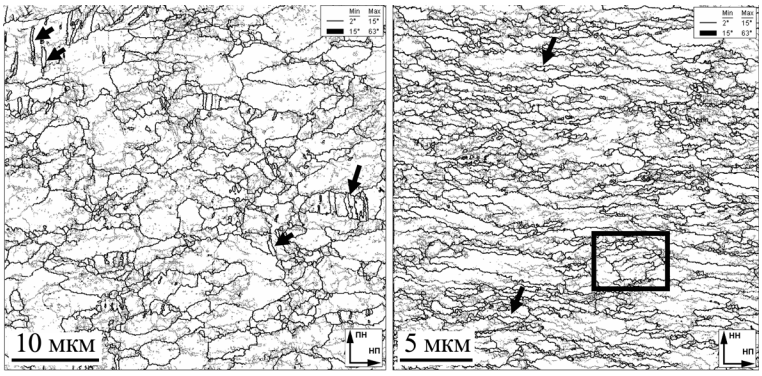
Большие (обзорные) EBSD-карты, полученные с плоскости прокатки и с продольного сечения листа, приведены на рис. 3, *а* и *б* соответственно. На этих картах зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки (цветовой код ориентировки дан в правом верхнем углу рисунков). Для простоты только БУГ показаны на картах.

Характерной чертой зеренной структуры в плоскости прокатки является ее направленность под углом примерно 35° к направлению прокатки (рис. 3, *а*). С другой стороны видно, что продольные и поперечные размеры зерен существенно увеличились по сравнению с исходным средним размером зерен (1,8 мкм). В этой связи важно отметить, что в продольном сечении прокатанного листа (рис. 3, *б*) зерна сильно вытянуты в направлении прокатки. Основываясь на сопоставлении микроструктур обоих сечений листа (см. рис. 3), можно предположить, что исходные зерна были сплющены в ходе прокатки в соответствии с постулатом Тейлора. Важно отметить, что средняя "тол-



а) *б*)

Рис. 3. Обзорные EBSD-карты микроструктуры, полученные с плоскости прокатки (*а*) и с продольного сечения прокатанного листа (*б*)



а) *б*)

Рис. 4. Высокоразрешающие EBSD-карты микроструктуры, полученные с плоскости прокатки (*а*) и с продольного сечения прокатанного листа (*б*)

щина" зерен в продольном сечении (рис. 3, *б*) уменьшилась примерно вдвое по сравнению с исходной микроструктурой и составляет около 0,8 мкм. Учитывая, что общее обжатие в ходе прокатки составляло 50 %, можно сделать вывод, что геометрический эффект деформации оказал значительное влияние на эволюцию зеренной структуры.

Высокоразрешающие EBSD-карты, полученные как с плоскости прокатки, так и с продольного сечения листа, приведены на рис. 4, *а* и *б* соответственно. На этих картах показаны только границы разориентации, причем МУГ обозначены тонкими серыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями.

Видно, что микроструктуре присуща довольно развитая сеть МУГ, удельная доля которых варьируется от 73 до 79 % в зависимости от сечения образца. В некоторых зернах можно выделить наличие серий прямолинейных и протяженных субграниц, рассекающих зерна на четко очерченные фрагменты. Разориентировка на довольно протяженных сегментах подобных субграниц превышает 15° (выделено рамкой на рис. 4, *б*). Данные наблюдения можно интерпретировать как признак фрагментации микроструктуры [8, 9]. Однако в большинстве случаев МУГ являются довольно короткими и изогнутыми, концентрируются преимущественно у границ исходных зерен и характеризуются относительно небольшой разориентировкой. Исходя из этого, можно предположить, что фрагментация развивается не очень интенсивно, ее вклад в измельчение зеренной структуры невелик.

Отличительной чертой микроструктуры обоих сечений также является наличие линзообразных кристаллитов (примеры указаны стрелками на рис. 4), окаймленных границами с разориентировкой, близкой к двойниковой разориентации 60°<111>. Учитывая криогенные условия деформации, специфическую морфологию этих кристаллитов, а также тот факт, что они нередко сгруппированы в серии, можно с уверенностью предположить, что это скорее механические двойники, нежели двойники отжига. Таким образом, результаты эксперимента вполне соответствуют литературным данным [3, 4], отмечающим активизацию двойникования в условиях криогенной деформации. Однако удельная доля двойников в структуре визуально не очень высока, что свидетельствует о незначительной роли этого механизма в эволюции микроструктуры.

Суммируя вышесказанное, можно заключить, что эволюция зеренной структуры в основном определяется геометрическим сжатием зерен, что приводит к изменению их формы, а не объема. Механическое двойникование и фрагментация микроструктуры (образование полос сдвига) хотя и имеют место, но их вклад в структурообразование невелик.

Спектр разориентировок

Спектры разориентировок для структур в плоскости прокатки и в продольном сечении листа приведены на рис. 5, *а* и *б* соответственно, распределения границ по осям разориентации показаны в правых верхних углах рисунков. Для сравнения также приведено произвольное распределение на рис. 5, кривая *2*.

Видно, что экспериментальные распределения границ (см. рис. 5, кривая *1*) по углам разориентировки существенно отличаются от произвольного распределения (см. рис. 5, кривая *2*). Наиболее существенное различие связано с наличием ярко выраженного малоуглового максимума в реальных спектрах разориентировок. Фактически данный пик отражает развитую сеть малоугловых границ в пределах зерен (рис. 4). Интересно отметить, что доля БУГ в продольном сечении (27 %) несколько выше, чем в плоскости прокатки (21 %). Можно предположить, что данный эффект связан с вытягиванием исходных зерен (рис. 3, *б*) и, таким образом, увеличением протяженности их границ в продольном сечении.

Следует выделить также несколько повышенную долю двойниковых разориентировок, обуславливающих слабый пик в районе 60° и кластер возле полюса <111>. Доля двойниковых границ в плоскости прокатки (4,7 %) несколько выше, чем в продольном сечении листа (3,5 %). Учитывая анизотропную (линзообразную) форму двойников, можно допустить, что этот эффект связан с наличием некоторой преимущественной геометрической ориентации двойников в плоскости прокатки перпендикулярно НП. В этом случае суммарная протяженность двойниковых границ в плоскости прокатки выше, чем в продольном

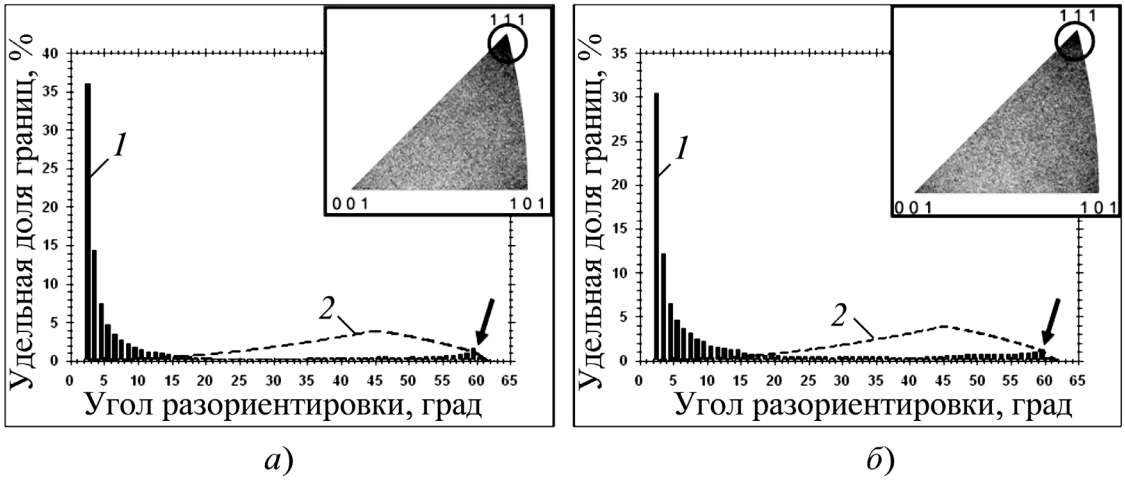


Рис. 5. Спектр разориентировок для структуры в плоскости прокатки (*а*) и структуры продольного сечения прокатанного листа (*б*) (см. рис. 2, *б*)

сечении. Хотя, вне зависимости от исследуемого сечения, долю двойниковых границ следует признать относительно низкой. Таким образом, кристаллографические измерения подтверждают мнение о незначительной роли двойникования в условиях криогенной прокатки.

Текстура

Текстурные данные, полученные методом EBSD с плоскости прокатки и с продольного сечения листа, представлены в виде *прямых полюсных фигур* (ППФ) для плоскостей {100}, {110} и {111} на рис. 6, *а* и *б* соответственно. Для сравнения на рис. 6, *в* также показаны проекции идеальной текстуры латуни (110)[$\bar{1}$12] на ППФ {100}, {110} и {111}. Следует подчеркнуть, что все ППФ на рис. 6 даны в обычной системе координат для прокатки: направление прокатки вертикально и поперечное направление горизонтально.

Прежде всего следует отметить довольно хорошее соответствие между экспериментальными данными, полученными как с плоскости прокатки, так и с продольного сечения листа (см. рис. 6, *а* и *б* соответственно). Видно, что в обоих случаях текстура, сформировавшаяся в материале, с некоторым приближением может быть описана как текстура латуни (110)[$\bar{1}$12] (рис. 6, *в*). Следует отметить, что в обоих случаях текстурные максимумы на экспериментальных ППФ несколько смещены от своих идеальных положений. Данный эффект связан с небольшими отклонениями реальных плоскостей и направления прокатки от идеальных. Кроме качественного, можно отметить и хорошее количественное соответ-

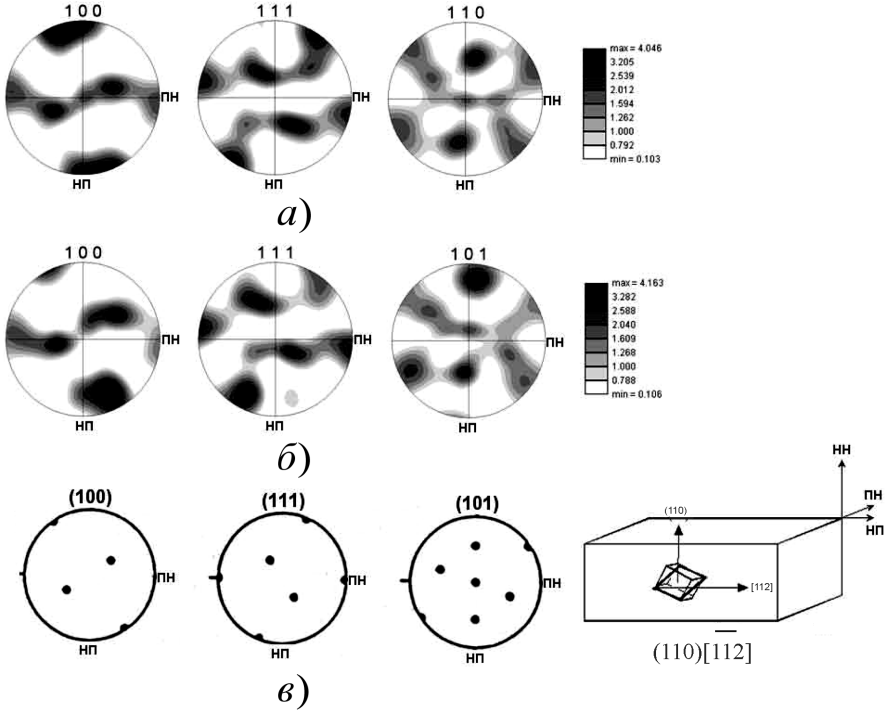


Рис. 6. Текстурные данные, полученные с плоскости прокатки (*а*) и с продольного сечения прокатанного листа (*б*), а также схема, иллюстрирующая текстуру латуни (*в*)

ствие текстур: в обоих сечениях максимальная интенсивность текстуры примерно в четыре раза превышает уровень фона.

Текстура латуни обычно формируется при прокатке ГЦК металлов на умеренные величины обжатия. Например, образование этой текстуры было недавно отмечено в ходе относительно небольшой криогенной деформации алюминия [2]. Таким образом, исходя из текстурных данных, можно предположить, что ни криогенные условия деформации, ни исходная мелкозернистая структура не привели к изменению фундаментальных механизмов пластического течения в условиях криогенной прокатки.

Влияние криогенной прокатки на механические свойства

Механические свойства исходного и прокатанного состояний сведены в табл. 1. Видно, что криогенная прокатка существенно (примерно в 1,5 раза) повысила прочностные свойства. Однако, как показано выше, деформация в условиях криогенной прокатки не сопровождалась значительным измельчением зеренной структуры и, таким образом, упрочняющий эффект не может быть объяснен в рамках закона Холла-Петча. В целях проверки влияния сформировавшейся в материале текстуры на прочность на основе EBSD-данных были вычислены факторы Шмидта и Тейлора для условий одноосного растяжения. Средние значения этих факторов приведены в табл. 2. Видно, что разница малозначительна, и, таким образом, прирост прочности не мог быть обусловлен кристаллографической текстурой. Исходя из этого уместно предположить, что обнаруженное упрочнение связано с субструктурой: формированием развитой сети МУГ (рис. 4 и 5), а также с повышенной плотностью дислокаций в пределах зерен.

Анализируя данные табл. 1, следует отметить, что криогенная прокатка практически не повлияла на локализованное сужение в шейке, хотя общее удлинение до разрушения понизилось почти вдвое. Можно предположить, что обнаруженное уменьшение пластичности связано с локализацией деформации в "шейке". Согласно известному критерию Консидера, $d\sigma/d\varepsilon \leq \sigma$, локализация деформации в "шейке" при одноосном растяжении обусловлена равенством напряжений течения и деформационного упрочнения. Можно предположить, что субструктурное упрочнение ускорило образование шейки и, таким образом, уменьшило общую пластичность до разрушения.

Таблица 2

Факторы Шмидта и Тейлора

Материал	Средний фактор Шмидта	Средний фактор Тейлора
Исходный материал	0,45	2,92
Криогенная прокатка	0,47	3,00

Выводы

1. Показано, что эволюция зеренной структуры определяется геометрическим эффектом деформации, а вклад механического двойникования и фрагментации в формирование микроструктуры материала мал.

2. На основе анализа текстурных данных сделан вывод, что криогенные условия деформации не привели к фундаментальному изменению характера пластического течения, и основным механизмом деформации явилось "обычное" {111}<110> скольжение.

3. Установлено, что криогенная прокатка приводит к существенному увеличению прочности и некоторому снижению пластичности. Показано, что оба эффекта могут быть связаны с формированием развитой субструктуры в пределах зерен.

Авторы признательны профессору Г.А. Салищеву за идею данного исследования. Они также очень признательны к.т.н. Р.М. Галееву и к.т.н. О.Р. Валиахметову за осуществление теплой "abc"-деформации, а также

Таблица 1

Влияние криогенной прокатки на механические свойства меди

Материал	Прочность			Пластичность	
	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ, МПа	Микротвердость HV	Общее удлинение до разрушения δ, %	Сужение в шейке ψ, %
Исходный материал	210	270	1170	48	90
Криогенная прокатка	340	391	1650	25	89

к.ф-м.н. Р.Р. Даминову за помощь в проведении эксперимента по криогенной прокатке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.

2. **The** effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute aluminium alloy / Y. Huang, P.B. Prangnell // Acta Mater. 2008. V. 56. P. 1619–1632.

3. **Microstructural** evolution and nanostructure formation in copper during dynamic plastic deformation at cryogenic temperatures / Y.S. Li, N.R. Tao, K. Lu // Acta Mater. 2008. V. 56. P. 230–241.

4. **Mechanical** properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles / Y. Zhang, N.R. Tao, K. Lu // Acta Mater. 2008. V. 56. P. 2429–2440.

5. **Characterisation** of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD) / F.J. Humphreys // Scripta Mater. 2004. V. 51. P. 771–776.

6. **Submicrocrystalline** structure in copper after different severe plastic deformation schemes / S.V. Dobatkin, G.A. Salischev, A.A. Kuznetsov, T.N. Kon'kova // Materials Science Forum. 2007. 558–559. P. 189–194.

7. **TSL.** OIM Version 3.0. On-line help. Draper, UP: TSL, 2001.

8. **Рыбин В.В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

9. **High** angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms / D.A. Hughes and N. Hansen // Acta Mater. 1997. V. 45. P. 3871–3886.

УДК 621.785.532

К.Н. Рамазанов *(Уфимский государственный авиационный технический университет)*
Тел.: (347) 273-07-63
E-mail: vipt127@mail.rb.ru

Ионное азотирование деталей ГТД в тлеющем разряде с полым катодом

Рассмотрен процесс ионного азотирования в плазме тлеющего разряда в условиях проявления эффекта полого катода. Представлены экспериментальные результаты влияния состава насыщающего газа на поверхностную микротвердость, оценены толщина азотированного слоя и фазовый состав конструкционных сталей при модифицировании плазмой тлеющего разряда с эффектом полого катода.

Ключевые слова: *ионное азотирование, тлеющий разряд, эффект полого катода.*

This paper considers ion nitriding in plasma of the glow discharge with the effect of the hollow cathode. Experimental results of influence of composition of saturating gas on surface microhardness are presented. Thickness of the nitrated layer and phase structure of constructional steels are estimated at modifying by plasma of the glow discharge with the effect of the hollow cathode.

Keywords: *ion nitriding, glow discharge, effect of the hollow cathode.*

Для повышения износостойкости, контактной выносливости, коррозионной стойкости, сопротивления усталости поверхности деталей *газотурбинных двигателей* (ГТД) широко применяется азотирование [1].

Ионное азотирование в плазме тлеющего разряда по сравнению с традиционными методами позволяет добиться ряда важных преимуществ: высокой скорости насыщения; получения диффузионных слоев заданного фазового состава и строения; высокого класса чистоты поверхности; возможности азотирования пассивирующихся материалов без дополнительной депассивирующей обработки; значительного сокращения общего времени процесса за счет уменьшения времени нагрева, охлаждения садки и исключения промежуточных технологических операций по активации поверхности деталей; большой экономичности процесса за счет увеличения коэффициента использования электроэнергии и сокращения расхода насыщающих газов; экологической чистоты процесса [2, 3].

В целях интенсификации процессов диффузии и, как следствие, увеличения скорости насыщения обрабатываемой поверхности ионами азота разработан и внедрен новый технологический процесс ионного азотирования в тлеющем разряде с *эффектом полого катода* (ЭПК) [4–6].

Для создания полого катода на расстоянии 5...7 мм от обрабатываемой поверхности устанавливается специальный экран в виде сетки. Обрабатываемая деталь и экран находятся под отрицательным потенциалом и образуют полость – между ними форми-

руется плазма с повышенной концентрацией заряженных частиц [7–9].

В типовых технологических процессах ионного азотирования в качестве рабочего газа широко используется аммиак с большим процентным содержанием водорода, что прежде всего создает проблемы с точки зрения экологии, а также взрывоопасности. Главным недостатком применения аммиака в качестве рабочей среды является факт водородного охрупчивания, хотя твердость поверхности при прочих равных условиях всегда выше, чем при использовании безаммиачных газов. Однако для обеспечения целого ряда эксплуатационных свойств существенными являются не только высокие показатели твердости поверхностного слоя, но и характеристики пластичности [10].

Эксперименты проводили на модернизированной установке ЭЛУ-5. В качестве рабочего газа использовали смесь азота, аргона и ацетилена.

Образцы были выбраны из сталей 16Х3НВФМБ-Ш (ДИ39), 13Х11Н2В2МФ-Ш (ЭИ961) и 38Х2МЮА, применяемых для изготовления нагруженных шестерней, валов и лопаток компресса ГТД. Типовой технологический процесс азотирования в тлеющем разряде осуществляется в промышленной установке "Эльтропульс" (Германия), которая обладает такими существенными недостатками, как высокая стоимость оборудования, большая длительность процесса насыщения и необходимость использования балластной загрузки.

Толщину азотированного слоя определяли методом травления прямого микрошлифа. Замеры распределения микротвердости по глубине азотированного слоя проводили на косых шлифах. Эффективную толщину слоя определяли по кривой распределения твердости до значения твердости неазотированного материала.

Замеры микротвердости обрабатываемых образцов осуществляли на микротвердомере Micromet-5101 при нагрузке 0,49 Н с последующим выводом на экран *персонального компьютера* (ПК) с помощью системы OMNIMet.

Для выявления структуры азотированного слоя конструкционных сталей были проведены микроструктурные исследования с помощью *светового микроскопа* (СМ), а для более детального исследования структуры образцов применяли *растровый электронный микроскоп* (РЭМ).

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометрах общего назначения ДРОН-4-07 и Shimadzu XRD-6000 с вертикальным гониометром. Весь контроль над работой оборудования, включая проведение измерения, осуществляли с помощью ПК.

В целях определения оптимальных режимов технологического процесса азотирования в тлеющем разряде с ЭПК были экспериментально определены пороговые значения температуры и времени при различных давлениях как в условиях проявления, так и без проявления ЭПК (рис. 1).

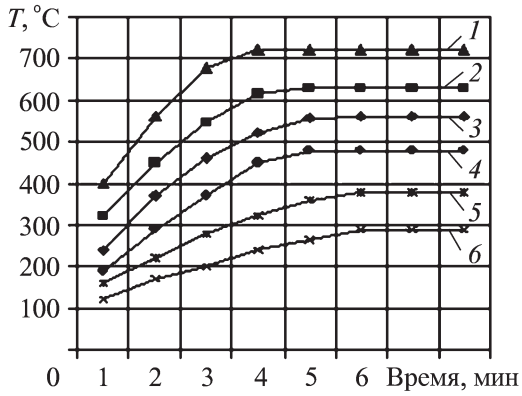


Рис. 1. Зависимости температуры поверхности от времени (U = = 500 В) с ЭПК и без ЭПК соответственно:
1, *4* – P = 300 Па; *2*, *5* – P = 200 Па; *3*, *6* – P = 100 Па

Анализ зависимостей температуры поверхности от времени показывает, что применение ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом позволяет увеличить температуру и скорость нагрева поверхности по сравнению с ионным азотированием в тлеющем разряде с плоским катодом. Это объясняется более высоким током тлеющего разряда при применении ЭПК.

Рабочая температура процесса (540...560 °С) достигается за 2...3 мин, причем скорость нагрева определяется соотношением массы поверхности и деталей.

После изотермической выдержки детали охлаждают до комнатной температуры под вакуумом. При этом скорость охлаждения по сравнению с печным нагревом выше, так как при ионной обработке происходит нагрев изделия, а нагрев стенок рабочей камеры за счет конвекции незначителен. Результаты экспериментов приведены в табл. 1.

Из анализа полученных данных установлено, что скорость насыщения ионами азота в тлеющем разряде с ЭПК поверхности конструкционных сталей в 5–6 раз выше по сравнению с типовым технологическим процессом ионного азотирования.

В работе были проведены исследования влияния состава рабочих газов на процесс азотирования и микротвердость поверхности образцов из стали 13Х11Н2В2МФ-Ш. При проведении эксперимента в качестве рабочих газов использовали:

– смесь азота с аргоном (N_2 75 %, Ar 25 %);

– смесь азота, аргона и ацетилена (N_2 50 %, Ar 45 %, C_2H_2 5 %).

Таблица 1

Толщина и твердость азотированного слоя

Технологический процесс (ТП) ионного азотирования		Режимы ионного азотирования					Исходная микротвердость, МПа	Толщина слоя, мм	Поверхностная микротвердость после азотирования, МПа
		T, °C	*t*, ч	*U*, В	*I*, А	*P*, Па			
16Х3НВФМБ-Ш	Типовой ТП ("Эльтропульс")	600	18	600	0,15	750	4170	0,15	12100
	Разработанный ТП с ЭПК (ЭЛУ-5)	550±10	6	450	0,50	100		0,25	12400
			3					0,19	12600
13Х11Н2В2МФ-Ш	Типовой ТП ("Эльтропульс")	600	18	600	0,15	750	4050	0,20	11100
	Разработанный ТП с ЭПК (ЭЛУ-5)	550±10	6	450	0,50	100		0,30	11250
			3					0,25	11500
38Х2МЮА	Типовой ТП ("Эльтропульс")	600	18	600	0,15	750	2830	0,20	9800
	Разработанный с ЭПК (ЭЛУ-5)	550±10	6	450	0,50	100		0,30	9810
			3					0,22	10050

Технологические режимы изменяли в следующих пределах: давление в камере $P = 50...300$ Па; напряжение горение разряда $U = 300...600$ В; ток разряда $I = 100...540$ мА; плотность тока разряда $j = 12...27$ мА/см^2. Температура обрабатываемых образцов составляла $T = 550$ °С, а длительность азотирования $t = 3$ ч.

Результаты замеров микротвердости с поверхности образцов из стали 13Х11Н2В2МФ-Ш приведены в табл. 2.

Таблица 2

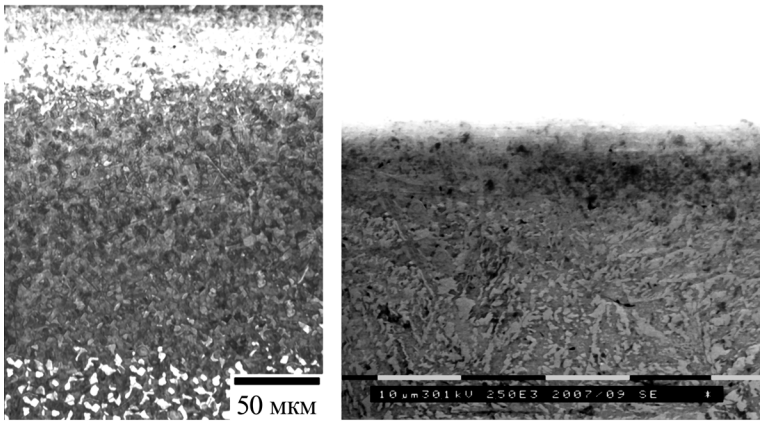
Микротвердость с поверхности азотированных образцов

Состав среды	Плотность тока разряда *j*, мА/см^2	Давление в камере *P*, Па	HV_{50}, МПа	
			До азотирования	После азотирования
N_2 50 % – Ar 50 %	27	200	4050	4050
	21	100		
	13,5	50		
N_2 50 % – Ar 45 % – C_2H_2 5 %	27	200		11070
	21	100		11500
	13,5	50		11200

В результате проведенных исследований было установлено, что изменение технологических режимов в указанных диапазонах при азотировании в смеси азота с аргоном (N_2 75 %, Ar 25 %) не эффективно для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш. Это объясняется тем, что при распылении обрабатываемой поверхности происходит разрушение оксидной пленки и диссоциация кислорода, который препятствует проникновению азота в глубь обрабатываемой поверхности. Для дезактивации кислорода при азотировании стали в тлеющем разряде необходимо наличие в рабочем газе небольшого количества водорода.

При азотировании в смеси азота, аргона и ацетилена (N_2 50 % – Ar 45 % – C_2H_2 5 %) на различных режимах наблюдается увеличение твердости на поверхности до 11500 МПа. При этом максимальная поверхностная микротвердость была получена при давлении $P = 100$ Па.

Проведенные исследования также показали возможность реализации процесса ионного азотирования в тлеющем разряде при рабочем давлении $P = 50$ Па. В этом случае поверхностная микротвердость азотированного слоя составила 11200 МПа.



а) *б*)

Рис. 2. Микроструктура стали 38Х2МЮА после ионного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК при $T = 550$ °С, $t = 3$ ч, $P = 100$ Па, $I = 0{,}5$ А, $U = 450$ В

На рис. 2 показана структура стали 38Х2МЮА после ионного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК.

Анализ структуры сталей, прошедших азотирование (см. рис. 2), показывает наличие карбонитридной и нитридной зоны, состоящей из нитридов основного металла и легирующих элементов, а также α-фазу, насыщенную азотом. На рисунках видно, что структура карбонитридной и нитридной зон ультрамелкозернистая. Переход от азотированного слоя к нижележащим слоям плавный, что является одним из основных требований к азотированному слою.

Детальное исследование фазового состава поверхности и зоны внутреннего азотирования проводили с использованием рентгеноструктурного анализа (рис. 3).

На дифрактограмме (см. рис. 3) поверхности образца стали 38Х2МЮА после ионного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК при температуре $T = 550$ °С обнаружены рефлексы *е*-фазы $Fe_{2-3}(N)$, $Fe_{2-3}(N, C)$, γ′-фазы Fe_4N, $Fe_4(N, C)$, а также фазы, состоящие из нитридов и карбонитридов хрома (CrN, Cr(N, C), Cr_2N, $Cr_2(N, C)$). Вследствие обработки в смеси азота, аргона и ацетилена (N_2 50 %, Ar 45 %, C_2H_2 5 %) на поверхности выявлены рефлексы карбонитридов $Fe_4(N, C)$, Cr(N, C), $Cr_2(N, C)$, а также карбидов хрома и железа (Cr_7C_3, $(Cr, Fe)_7C_3$, Cr_3C_2), что также свидетельствует об интенсивной диффузии углерода из основы к поверхности и обогащения γ′-фазы углеродом.

На рис. 4 показано изменение микротвердости по глубине азотированного слоя образца из стали 38Х2МЮА, обработанного в тлеющем разряде с полым катодом при температуре 550 °С.

Анализ изменения микротвердости по глубине азотированного слоя показал, что ионное азотирование обладает важным преимуществом перед типовым процессом в характере распределения микротвердости по толщине слоя. При насыщении в азотной

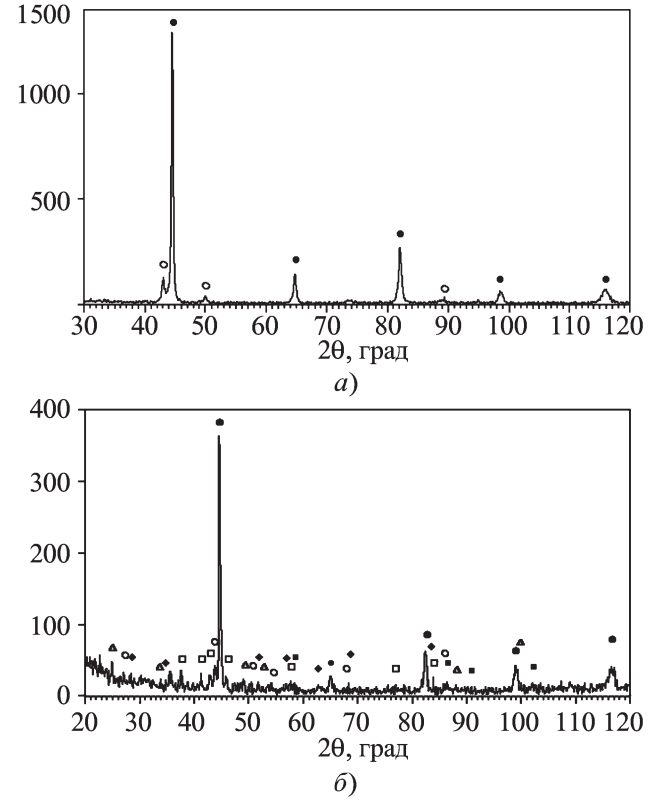


Рис. 3. Дифрактограммы образца из стали 38Х2МЮА: *а* – в исходном состоянии; *б* – после ионного азотирования с ЭПК при $T = 550$ °С, $t = 3$ ч, $P = 100$ Па, $I = 0{,}5$ А, $U = 450$ В

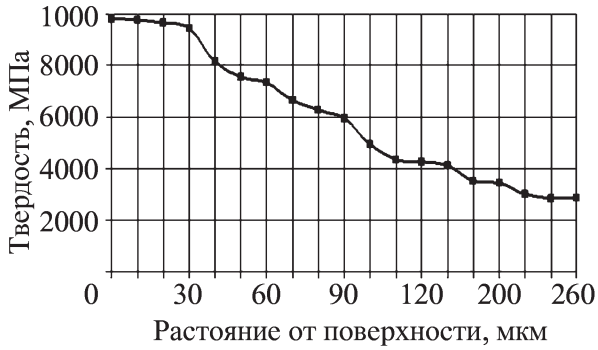


Рис. 4. Изменение микротвердости H_{50} по глубине азотированного слоя после азотирования в тлеющем разряде с ЭПК для стали 38Х2МЮА при $T = 550$ °С, $t = 3$ ч, $P = 100$ Па, $I = 0{,}5$ А, $U = 450$ В

плазме не происходит понижение твердости непосредственно под нитридной зоной, характерное для обычного насыщения в аммиаке, т.е. наблюдается более плавное снижение твердости по толщине диффузионной зоны.

Выводы

1. Установлено, что в исследованных диапазонах режимов обработки азотирование в смеси азота с аргоном (N_2 75 %, Ar 25 %) не эффективно для сталей. Использование предложенной смеси азота, аргона и ацетилена (N_2 50 % – Ar 45 % – C_2H_2 5 %) на различных режимах азотирования позволяет дезактивировать остаточный кислород и эффективно проводить процесс диффузионного насыщения, при этом наблюдается увеличение твердости на поверхности до ≈11500 МПа.

2. Установлено, что в условиях проявления ЭПК скорость насыщения и толщина азотированного слоя существенно выше, несмотря на более низкое напряжение горения разряда.

3. Разработанная технология ионного азотирования, основанная на фазовом модифицировании в тлеющем разряде с полым катодом, позволяет получать диффузионные слои заданного фазового состава, а также значительно сократить общее время обработки в 2–4 раза, энергозатраты и расход насыщающих газов. Ионное азотирование в плазме тлеющего разряда с ЭПК приводит к интенсификации процесса насыщения и обеспечивает высокую кинетическую эффективность процесса по сравнению с традиционным ионным азотированием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г-Й., Бемер З.** Теория и технология азотирования. М.: Металлургия, 1991. 320 с.
2. **Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Панайоти Т.А.** Ионная химико-термическая обработка сплавов. М.: Изд-во МВТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 400 с.
3. **Чаттерджи-Фишер Р. и др.** Азотирование и карбонитрирование. М.: Металлургия, 1990. 280 с.
4. **Будилов В.В., Мухин В.С., Шехтман С.Р., Киреев Р.М.** Обработка поверхности деталей ГТД тлеющим разрядом на основе эффекта полого катода // Изв. вузов. Авиационная техника. 2000. № 4. С. 38–40.
5. **Будилов В.В., Шехтман С.Р., Измайлова Н.Ф.** Осаждение вакуумных ионно-плазменных покрытий на лопатки турбины ГТД с использованием разряда на основе эффекта полого катода // Изв. вузов. Авиационная техника. 2001. № 1. С. 76–77.
6. **Будилов В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н.** Технология ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом // МиТОМ. 2007. № 7. С. 25–29.
7. **Патент** № 2275433 RU, МПК 7, C21D 1/09, C21D 1/38. Способ поверхностного упрочнения деталей / В.В. Будилов, Р.Д. Агзамов, К.Н. Рамазанов // Б.И. 2006. № 12.
8. **Патент** № 2276201 RU, МПК 7, C23C 8/36, C23C 8/80. Способ азотирования изделий в тлеющем разряде с эффектом полого катода / В.В. Будилов, Р.Д. Агзамов, К.Н. Рамазанов // Б.И. 2006. № 13.
9. **Патент** № 2324001 RU, МПК 7, C23C 8/36, C23C 8/80. Способ термической и химико-термической обработки стальных изделий в вакууме / В.В. Будилов, К.Н. Рамазанов // Б.И. 2008. № 13.
10. **Пастух И.М.** Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде. Харьков: Изд-во ННЦ ХФТИ, 2006. 364 с.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252.**

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ООО "Издательство Машиностроение",
редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".
Тел.: (499) 268-40-77. Факс (499) 269-47-98.
E-mail: utp@mashin.ru. http://www.mashin.ru

УДК 621.787.6

А.Н. Лисин *(Электростальский политехнический институт, филиал Московского Института Стали и Сплавов),*
В.В. Мозалев *(ОАО Авиационная корпорация "Рубин"),*
М.Н. Степнов *(Технологический Университет им. К.Э. Циолковского)*
Тел.: (49657) 70074

Влияние эксплуатационных перегревов на эффективность упрочнения деталей

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния эксплуатационных перегревов на сохранение (отсутствие) эффективности упрочнения образцов из сплава АК6. Показано, что долговечность первоначально упрочненных образцов после одночасового (и большей продолжительности (до 25 ч)) перегрева в диапазоне температур от 150 до 225 °С уменьшается до долговечности неупрочненных образцов. Повторное упрочнение после одночасовых перегревов при температурах от 150 до 225 °С практически восстанавливает эффективность упрочнения.

Ключевые слова: *продолжительность перегрева, температура перегрева, поверхностное пластическое деформирование, упрочнение, долговечность, остаточные напряжения, напряжения испытаний.*

Experimental investigations results of operational overheating influence on parts hardening effectiveness conservation (without), made from AK6 alloy, employing for aviation wheels production are present in this research. Its shows, that durability of primary harden models, after one hour (and duration to 25 hours) overheating in range from 150 to 225 °C is decreasing to unharden models durability. Iterative hardening after one hour overheating at temperature from 150 to 225 °C is practically restoring hardening effectiveness.

Keywords: *overheating period, superheat temperature, surface plastic deformation, hardening, durability, locked-up stresses, test stresses.*

В настоящее время в условиях возрастающей конкуренции существенно возрастают требования к долговечности транспортных средств, в том числе самолетов, автомобилей, тракторов, судов, подвижных узлов железнодорожного транспорта. Одним из наиболее общих технологических приемов повышения долговечности является *поверхностное пластическое деформирование* (ППД). Однако торможение транспортных средств или изменение режима функционирования связано с нагревом их элементов. В свою очередь, нагрев несущих деталей или элементов конструкции транспортного средства может привести, в зависимости от температуры и продолжительности нагрева, к снижению или снятию эффекта повышения долговечности от использования ППД.

Современные самолеты при значительной массе имеют большую посадочную скорость. Кинетическая энергия в пробеге после посадки оказывается весьма высокой. Происходит нагрев тормозного пакета дисков и частей авиационного колеса, в том числе его барабана. Имеется ограничение по уровню нагрева барабана колеса, которое зависит от характеристик и термопрочности шины. Предельно допустимая температура нагрева элементов барабана составляет 125 °С, а в ряде конструкций 150 °С. В случае нештатных ситуаций могут возникать перегревы.

Опыт подконтрольной эксплуатации колес показывает, что после определенного уровня перегрева барабаны колес могут эксплуатироваться, но ресурс должен быть понижен.

Известно, что для увеличения долговечности барабанов авиационных колес применяется ППД наиболее опасных зон или всего барабана в целом. Однако количественная оценка повреждающего действия перегревов для материалов колес, в том числе упрочненных ППД, в настоящее время отсутствует. Практики продления ресурсов таких колес не существует. Вопросам исследования влияния температуры на прочность конструкционных сплавов посвящено большое количество работ. При этом экспе-

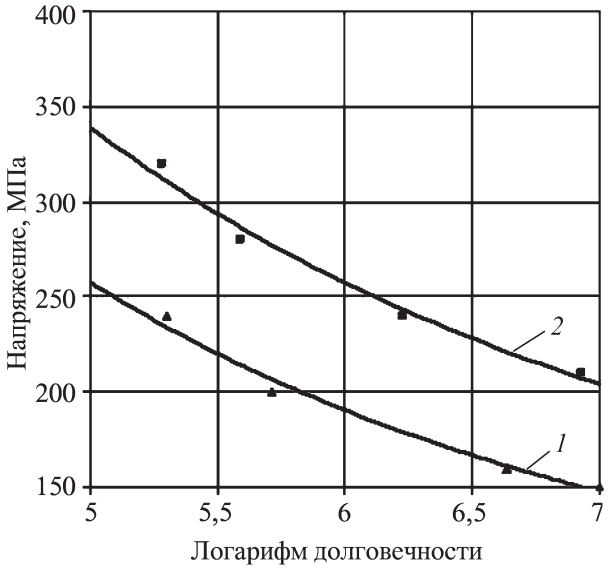


Рис. 1. Кривые усталости исходных (*1*) и упрочненных образцов (*2*)

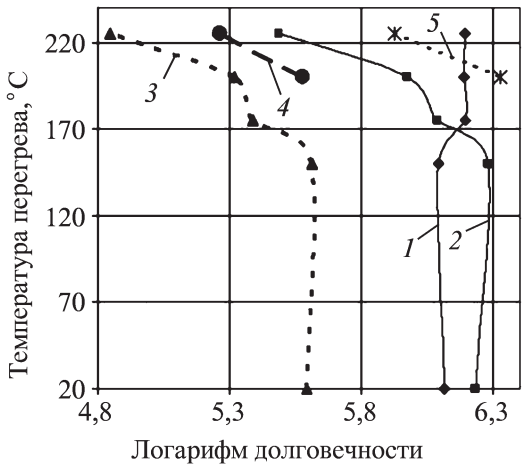


Рис. 2. Влияние температуры нагрева на долговечность образцов

риментальных исследований, в том числе с учетом предварительного ППД, недостаточно.

В связи с изложенным была поставлена задача проведения исследований по изучению влияния температуры и продолжительности перегрева на сопротивление усталости исходных и упрочненных образцов из сплава АК6. В работе [1] представлен анализ результатов исследований влияния методов и режимов ППД, величины и длительности перегревов на статические свойства, эффективность повторного ППД и релаксацию остаточных напряжений при оценке сопротивления усталости образцов.

Для определения исходных характеристик сопротивления усталости стандартные образцы цилиндрической формы диаметром в рабочей части 10 мм испытывали при чистом изгибе с вращением на машинах МУИ6000. Одну партию образцов испытывали в исходном состоянии после точения и полирования поверхности. Другую партию после точения упрочняли обкатыванием роликом по оптимальному режиму [4]. По экспериментальным данным строили кривые распределения долговечности и кривые усталости, отвечающие вероятности разрушения $P = 0,5$ (рис. 1).

Для изучения влияния температуры перегрева на сопротивление усталости исходные и упрочненные образцы нагревали в печи до температур 150, 175, 200 и 225 °С, выдерживали в печи при этой температуре 1 ч, вынимали из печи. После охлаждения до комнатной температуры испытывали на усталость. Каждый вариант включал 5 или более образцов, которые испытывали при действии одной из следующих амплитуд переменных напряжений:

– исходные образцы – σ_a = 180 МПа;

– упрочненные образцы – σ_a = 240 МПа или σ_a = = 280 МПа.

Амплитуды напряжений для исходных и упрочненных образцов отвечают близким числам циклов до разрушения $N_и = 1,3 \cdot 10^6$ [$\lg(1,3 \cdot 10^6)$] = 6,11 и $N_у$ = = $1,7 \cdot 10^6$ [$\lg(1,7 \cdot 10^6)$] = 6,23, полученным при испытании образцов без предварительного нагрева (см. рис. 1).

Экспериментальные данные, показанные в виде зависимостей $N = f(t)$, дают основание считать, что кратковременный перегрев (продолжительностью 1 ч) до температуры 225 °С неупрочненных образцов не приводит к снижению долговечности (при испытаниях на уровне напряжений 180 МПа) (рис. 2). Повышение температуры до 200 °С приводит к дополнительному старению материала и незначительному увеличению долговечности (рис. 2, кривая *1*). В таблице приведены принятые обозначения на рис. 2.

Влияние предварительного перегрева на сопротивление усталости упрочненных образцов характеризуется кривыми *2* и *3* (см. рис. 2). Из этих данных следует, что перегрев упрочненных образцов до 150 °С и выдержка их в печи при этой температуре в течение 1 ч (линии *2* и *3*) практически не вызывают изменения сопротивления усталости. Повышение температуры до 175 °С приводит к снижению долговечности упрочненных образцов в среднем в 1,6 раза, а перегрев до 200 и 225 °С – к снижению долговечности в среднем в 2,7 и 6 раз соответственно как при действии переменных напряжений σ_a = 280 МПа, так и при σ_a = 240 МПа (кривые *2* и *3*).

Таблица

Параметры исследования долговечности образцов

Номер линии	Наличие упрочнения	Температура перегрева, °С	Продолжительность перегрева, ч	Наличие повторного упрочнения после перегрева	Амплитуда переменных напряжений σ_a, МПа
1	Нет	150 175 200 225	1	Нет	180
2	Да	150 175 200 225	1	Нет	240
3	Да	150 175 200 225	1	Нет	280
4	Да	200 225	1	Да	280
5	Да	200 225	1	Да	240

В частности, нагрев упрочненных образцов до 225 °С с выдержкой в печи при этой температуре в течение 1 ч приводит к уменьшению их долговечности при амплитуде напряжений σ_a = 240 МПа (рис. 2, самая верхняя точка кривой *2*). Долговечность упрочненных образцов уменьшается до уровня меньше уровня разрушающих чисел циклов неупрочненных (исходных) образцов (см. рис. 1, левее самой верхней точки кривой *1*) при соответствующих расчетных напряжениях σ_a = 270...280 МПа (см. рис. 1). Происходит полное снятие эффекта поверхностного упрочнения.

На рис. 2 кривые *2* и *3* получены при обкатывании образцов диаметром в рабочей части 10 мм (режим обоснован авторами ранее и обеспечивает максимальную долговечность образцов); нагреве образцов в печи до заданной температуры; выдержке образцов в печи 1 ч при заданной температуре; охлаждении на воздухе до комнатной температуры; установки образцов на испытательную машину и испытания на усталость. Эти кривые моделируют изменение сопротивления усталости барабана авиационного колеса при посадке.

Из этих данных следует, что эксплуатационные свойства изделия существенно ухудшаются. Однако повторное упрочнение восстанавливает свойства при перегревах до температуры 200 °С, что следует из положения линий *4* и *5* на рис. 2. То есть после нагрева образцов до температуры 200 °С и нахождения при этой температуре в печи 1 ч, охлаждения на воздухе до комнатной температуры образцы обкатывали на оптимальном режиме, затем устанавливали на испытательную машину и испытывали на усталость.

При температуре перегрева 225 °С свойства восстанавливаются частично (рис. 2, верхние точки линий *4* и *5*), т. е. после повторного упрочнения долговечность образцов увеличивается, но не до исходной долговечности упрочненных неперегретых образцов.

Исследование влияния продолжительности выдержки на заданной температуре нагрева проводили при режимах: стандартные образцы, упрочненные путем обкатывания роликом по предварительно установленному оптимальному режиму, нагревали до температур 175 или 200 °С, выдерживали в печи в течение 30 мин, 1, 5 и 25 ч при заданной температуре.

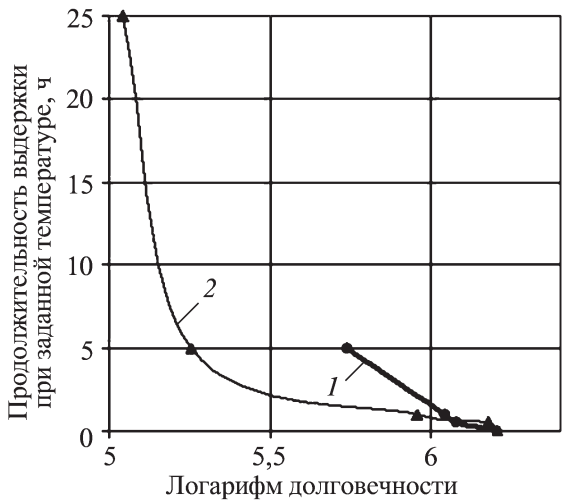


Рис. 3. Влияние продолжительности выдержки при заданной температуре на долговечность образцов

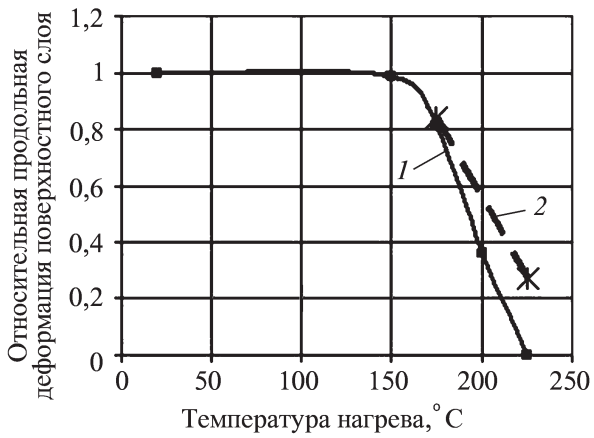


Рис. 4. Зависимость продольной деформации от температуры перегрева при выдержке образцов в печи в течение 1 ч (*1*) и 30 мин (*2*)

После охлаждения на воздухе до комнатной температуры образцы испытывали на усталость при амплитуде напряжений σ_a = 240 МПа.

На рис. 3 кривой *1* показано изменение долговечности упрочненных образцов, испытанных при σ_a = = 240 МПа после перегрева до 200 °С и выдержки при этой температуре в течение 30 мин, 1, 5 и 25 ч. На рис. 3 кривой *2* показано изменение долговечности упрочненных образцов, испытанных при σ_a = = 240 МПа после перегрева до 175 °С и выдержки при этой температуре в течение 30 мин, 1 и 5 ч.

Как видно из рис. 3 (в сопоставлении с рис. 1), увеличение продолжительности перегрева до 25 ч снижает долговечность упроченных образцов и практически полностью снимает эффект упрочнения ППД.

Установлено, что эффект упрочнения связан с остаточными сжимающими напряжениями, возникающими в поверхностных слоях при наклепе, нагрев способствует релаксации остаточных напряжений [2–7].

В работе выполнена оценка относительного изменения остаточных напряжений, действующих в поверхностном слое образцов. С этой целью цилиндрические образцы упрочняли обкатыванием роликом по оптимальному режиму, нагревали в печи до температур 150, 175, 200 и 225 °С, выдерживали при этих температурах в печи в течение 30 мин или 1 ч, охлаждали и снова выдерживали при комнатной температуре в течение 5 сут. Для относительной оценки остаточных напряжений проводили рассверливание, а затем растачивание образцов с внутренней поверхности до толщины стенки 1 мм. Фиксировали продольную деформацию тонкостенного цилиндра, возникающую в результате нарушения равновесия внутренних усилий. На рис. 4 показаны кривые, характеризующие относительные изменения остаточных напряжений (относительная продольная деформация поверхностного слоя) в зависимости от температуры и времени выдержки. Полученные экспериментальные данные показывают, что снижение остаточных напряжений начинается после нагрева до 150 °С. При нагреве до 225 °С и выдержке в течение 1 ч остаточные напряжения полностью снимаются (см. рис. 4, кривая *1*). Уменьшение выдержки до 30 мин уменьшает темп снижения остаточных напряжений, но неизбежно приводит к их снятию в области температур 250...260 °С (см. рис. 4, линия *2*).

Поскольку характер перегревов авиационных колес в эксплуатации отличается от характера перегревов стандартных образцов, то для "сближения" условий эксперимента и условий эксплуатации проводили перегрев образцов непосредственно на испытательной машине. Упрочненный обкатыванием роликом по оптимальному режиму образец нагревали в печи до температуры 225 °С, выдерживали в печи при заданной температуре в течение 1 ч, вынимали из печи и охлаждали на воздухе до комнатной температуры, затем устанавливали на машину и испытывали на усталость (рис. 5, линия *2*). На рис. 5, линия *3* приведены данные исследования образца, устанавливаемого на машину вместе со специально изготовленной печью. Образец нагревали в печи до температуры 225 °С, выдерживали в печи при заданной температуре в течение 1 ч, печь (отключали) снимали с испытательной машины, образец охлаждали на воздухе до комнатной температуры, затем испытывали на усталость. Из рис. 5 следует что, перегрев в стацио-

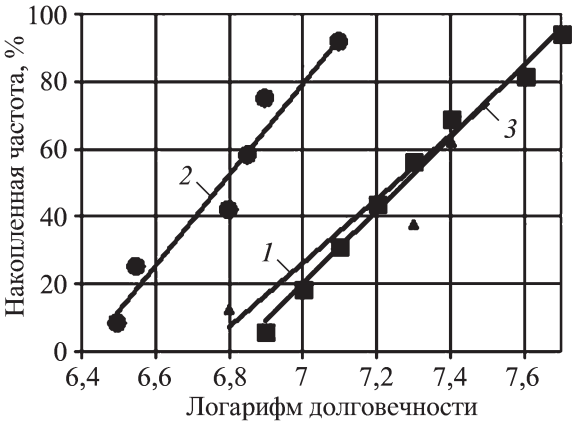


Рис. 5. Зависимость долговечности упрочненных образцов от условий нагрева при:
1 – комнатной температуре; *2* – нагрева в печи; *3* – нагрева в машине

нарной печи (линия *2*) оказывает более значительное влияние, уменьшая долговечность неперегретых (линия *1*) образцов, по сравнению с перегревом на машине (линия *3*). По-видимому, это связано с неравномерностью температурного поля, образующегося вокруг нагруженного образца.

Таким образом, из представленных выше результатов следует, что нижней границей снижения остаточных напряжений образцов из сплава АК6 является перегрев в течение 1 ч при температуре 150 °С. Увеличение температуры выше 150 °С приводит к уменьшению долговечности упрочненных образцов. Увеличение продолжительности нагрева свыше 4 ч при температуре 150 °С резко снижает долговечность упрочненных образцов до уровня, находящегося существенно ниже долговечности неупрочненных образцов. Повторное упрочнение восстанавливает остаточные напряжения, способствующие повышению сопротивления усталости образцов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследование** перспективных технологических методов повышения усталостной прочности и ресурса гидроагрегатов и барабанов колес самолетов: отчет о НИР / МАТИ им. К.Э. Циолковского; М.Н. Степнов, А.Н. Лисин, С.П. Евстратова, В.В. Мозалев, В.И. Дорофеев. М., 1990. 132 с. № ГР У 26472.

2. **Пудков С.И.** Повышение надежности лопаток компрессора ГТД с помощью упрочняющей обработки микрошариками // Авиационная промышленность. 1980. № 7. С. 21.

3. **Щеглова Н.И., Масюк А.М., Брондз Л.Д.** Поверхностное упрочнение элементов конструкций из алюминиевых сплавов // Авиационная промышленность. 1980. № 1. С. 8.

4. **Вильнер М.Н., Струпина Н.А.** Поверхностное упрочнение барабанов крупногабаритных колес на полуавтомате СО-0.6-1200 // Авиационная промышленность. 1981. № 7. С. 53.

5. **Акуловский Д.В., Евстратов Е.П., Федотова Н.С.** Оборудование для дробеструйного упрочнения поверхности детали // Авиационная промышленность. 1980. № 3. С. 47.

6. **Соболев Н.А., Кадимов М.Н., Байчурин А.Ш.** Исследование эжекторного питателя для пневмоподачи металлической дроби при упрочнении деталей // Авиационная промышленность. 1981. № 6. С. 14.

7. **Борот В.А. и др.** Местное глубокое пластическое деформирование как средство повышения долговечности элементов конструкций // Авиационная промышленность. 1981. № 6. С. 5.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 30.06.09 г. Подписано в печать 27.08.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,45. Заказ 741. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15