

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1 (97)

январь

2013

Издается с января 2005 г.

Главный редактор

д-р техн. наук
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

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

В.М. БАШКОВ

А.И. БЕЛИКОВ

А.И. БОЛДЫРЕВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

Ю.Р. КОПЫЛОВ

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

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:

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА

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

Ким В.А., Бутин А.В., Каримов Ш.А. Самоорганизация микроструктуры безвольфрамового твердосплавного покрытия, полученного методом электроимпульсного припекания 3

Петренко К.П. Структурная модель проектирования упрочняющих технологических процессов, обеспечивающих заданное качество поверхностного слоя 7

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Ильющенко А.Ф., Фомихина И.В., Ковалевский В.Н. Закономерности и механизм формирования структуры в аустенитных сталях методами высокоскоростной пластической деформации и температуры 10

Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев Д.А., Быценко О.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И. Влияние релаксационных процессов на эффективность обработки поверхности деталей сильноточными импульсными электронными пучками 16

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Килов А.С. Совмещение скоростного нагрева и охлаждения изделий 20

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Коробова Н.В., Беликов А.И., Панфилов Ю.В. Методы нанесения и эффективность применения тонкопленочных самосмазывающих износостойких покрытий деталей машин и инструмента 23

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Шестопалова Л.П., Петрова Л.Г., Малахов А.Ю. Современные методы исследования структуры и фазового состава упрочненных слоев после химико-термической обработки 29

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Ахтямов Р.М., Ибрагимов И.Г., Зарипов М.З., Файрушин А.М. Повышение прочности сварных соединений из стали 12Х18Н10Т применением низкочастотной вибрационной обработки в процессе сварки 38

Бабичев А.П., Коваль Н.С., Максимов Д.В. Технологические испытания опытной конструкции многоместного приспособления для виброударной упрочняющей обработки длинномерных деталей 41

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2012 г. 43

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 1 (97)
January
2013

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council
Dr of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZYCHNYI

Editorial Assistants
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
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKIY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHOV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
L.P. SHESTOPALOVA
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
	Kim V.A., Butin A.V., Karimov S.A. Self-organizing of a microstructure of a covering from without WOLFRAM THE firm alloy received by a method of electropulse drawing 3
	Petrenko K.P. Design structural model of reinforcing manufacturing processes which provide specified surface condition 7
➔	MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING
	Ilyuschenko A.Ph., Fomikhina I.V., Kovalevskij V.N. Principles and mechanism of steructure formation in austenitic steels by high-speed Plastic deformation and temperature 10
	Shulov V.A., Paikin A.G., Teryaev D.A., Bytzenko O.A., Engelko V.I., Tkachenko K.I. The effect of relaxation processes on effectiveness of part surface treatment with intense pulsed electron beams 16
➔	PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY
	Kilov A.S. Combination of high-speed heating and cooling the articles 20
➔	PROCESSING BY COMBINED METHODS
	Korobova N.V., Belikov A.I., Panfilov Yu.V. Methods of application and effectiveness of the self-lubricating wear-resistant thin-film deposits for the machine parts and tools . 23
➔	QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING
	Shestopalova L.P., Petrova L.G., Malahov A.Yu. The modern structure and phase state techniques to investigate the hardened layers after chemiothermal treatment . . . 29
➔	INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE
	Ahtyamov R.M., Ibragimov I.G., Zaripov M.Z., Fayrushin A.M. The increase in strength of welding joints of 12Cr18Ni10Ti stainless steel using low-frequency vibrating processing during the welding 38
	Babichev A.P., Koval N.S., Maksimov D.V. Technological tests of experimental design of multi-placed device for vibroimpact hardening treatment of long-length parts . 41
	The index of the articles published in 2012 43

Reprint is possible only with the reference to the journal
"Strengthening technologies and coatings".

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



УДК 621.787.669 (035)

В.А. Ким¹, А.В. Бутин¹, Ш.А. Каримов²

¹Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,

²Ташкентский государственный технический университет)

E-mail: kmtnm@knastu.ru

Самоорганизация микроструктуры безвольфрамового твердосплавного покрытия, полученного методом электроимпульсного припекания

Выполнена количественная оценка степени упорядоченности структуры покрытия, полученного электроимпульсным припеканием твердосплавного безвольфрамового порошка, по ее фрактальной размерности. Установлено, что содержание связующей фазы влияет на величину фрактальной размерности и эта зависимость носит экстремальный характер, максимум которой соответствует наиболее упорядоченной структуре.

Ключевые слова: синергетика, микроструктура, мезоструктура, фрактальная размерность, твердый сплав, карбид титана, связующая фаза.

The quantitative estimation of degree of orderliness of structure of the covering received electropulse drawing of a powder from a firm alloy, on it fractal dimensions is executed. It is established that the maintenance of a binding phase influences size fractal dimensions, and this dependence has the extreme character which maximum corresponds to the most ordered structure.

Keywords: synergetics, microstructure, mesostructure, fractal dimension, a firm alloy, carbide of the titan, a binding phase.

Введение

Сопrotивляемость материала любому внешнему энергетическому воздействию определяется диссипативными свойствами его структуры. Функция диссипативных структур заключается в трансформировании внешнего энергетического воздействия в рассеивающие тепловые или другие необратимые виды энергетических потоков. Диссипативные структуры представляют локальные области, формирующиеся вокруг концентраторов напряжений и отличающиеся высокой степенью самоорганизации [1–3].

Способность структуры к самоорганизации заключается в наведении ближнего порядка в хаотичной комбинации структурных элементов, которые согласованно проявляются на разных масштабных уровнях. С развитием таких структур образуются диссипативные каналы, в которых протекают процессы переноса энергии и вещества, снижающие общую энергоемкость материала. В поликристаллических материалах синергетические процессы в основном протекают на мезомасштабном уровне [4]. При наличии в материале упорядоченных мезоструктурных формирований синергетические процессы реализу-

ются более активно и с меньшими энергетическими затратами. Диссипативные структуры чаще всего носят кластерный характер, степень упорядочения которого можно количественно оценить с помощью фрактальной размерности.

Расчет фрактальной размерности поликристаллического материала основан на анализе изображения структуры, которая формально представляет геометрическое множество, где каждый структурный компонент представлен определенной геометрической фигурой. Методика расчета заключается в следующем. Периметр структурного объекта с развитой границей можно представить в виде фрактального соотношения

$$P \propto \Delta^D, \quad (1)$$

где Δ – средний диаметральный размер зерна; D – фрактальная размерность.

Площадь структурного объекта связана со средним диаметральным размером

$$S \propto \Delta^2. \quad (2)$$

При известном тангенсе угла наклона k зависимости периметра от площади, построенного в логарифмических координатах, имеем

$$\ln(P) = k \ln(S) \quad (3)$$

или

$$\ln(\Delta^D) = k \ln(\Delta^2), \quad (4)$$

тогда

$$D = 2k. \quad (5)$$

Метод проведения исследований

Исследовали микроструктуры покрытий, полученные припеканием безвольфрамового твердосплавного порошка марки ТН, состав которых варьировали за счет разного содержания связующей никелевой фазы, при этом средний размер частиц карбида титана составлял 5,0 мкм. Порошок поступал в зону контакта обкатного ролика с дисковой заготовкой, через который пропусклся импульсный ток высокой плотности (сила тока – 20 кА, напряжение – 24 В). Обкатной ролик создавал среднее давление в контакте, равное 5,0 МПа, а частота вращения заготовки не превышала 24 мин⁻¹.

Оцифрованные фотографии исследуемых микроструктур получали с помощью металлографического микроскопа "Микро-200" при 200-, 400- и 1000-кратном увеличении, а их обработка осуществлялась программой Image.Pro.Plus.5.1, которая предполагала корректировку изображения, калибровку, учитывающую кратность увеличения, выделение границ зерен и раздела фаз, вычисление периметра и площади каждого микроструктурного элемента. По результатам измерений строили в логарифмических координатах зависимость периметра от площади каждого микроструктурного элемента. Тангенс угла наклона получаемой зависимости идентифицировался как фрактальная характеристика.

Микротвердость определяли на микротвердомере НМV-2 фирмы Shimadzu Corporation при нагрузке $P = 0,49$ Н. На основании многократного повторения измерений вычислялось среднее значение микротвердости и среднеквадратичное отклонение.

Результаты исследования и их обсуждение

Припеченный твердосплавной порошок представляет композиционную микроструктуру, состоящую из металлической каркасной оболочки, обволакивающей частицы карбидов. Структура покрытия определяется тепловым полем, формирующимся в спрессованном слое из твердосплавного порошка при прохождении импульсного тока. Основным источни-

ком тепловыделения является контакт между поверхностью заготовки и спрессованным твердосплавным порошком. Возникающие при этом тепловые потоки образуют градиентное температурное поле в направлении по нормали к поверхности заготовки за счет теплопроводности. Неоднородность теплового поля в направлении вдоль поверхности заготовки возникает за счет неравномерного распределения каналов электрической проводимости, в формировании которых в основном участвуют частицы никелевой фазы, имеющие более низкое удельное электрическое сопротивление. В результате наложения тепловых полей от разных источников тепловыделения создается температурное поле с локальными максимумами. Градиентный характер распределения локальных температурных максимумов сохраняется за счет доминирующего процесса теплопроводности.

В зонах локальных температурных максимумов формируются структуры с более прочной связью между связующей никелевой фазой и частицами карбидов, а наложение силового поля стимулирует наведение ближнего порядка в ориентации карбидных частиц между собой.

На рис. 1 приведена микроструктура припеченного покрытия.

Микроструктура отличается неоднородностью как по размерам частиц карбидной фазы, так и по их распределению в пространстве, и проявляется в виде отдельных кластерных скоплений. Присутствие крупных частиц карбидной фазы является нежелательным, так как при силовом и тепловом воздействии на материал они создают вокруг себя локальные зоны концентрации напряжений, которые могут инициировать образование микро- и мезотрещин. Внутри каждого кластера наблюдается ближний порядок, при этом сам кластер приобретает вытянутую форму, ориенти-

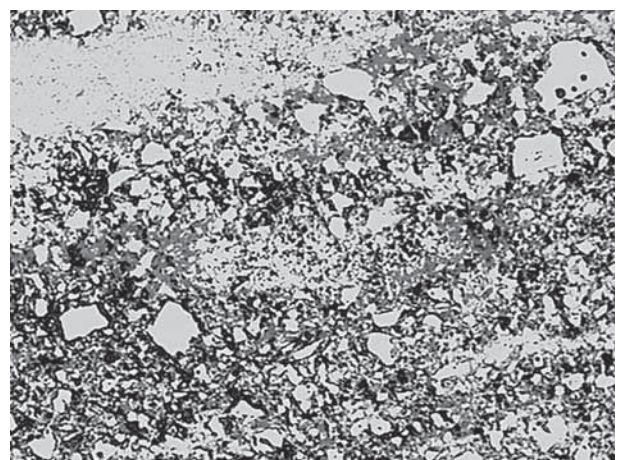


Рис. 1. Микроструктура припеченного покрытия, содержащего 15 % связующей фазы ($\times 400$)

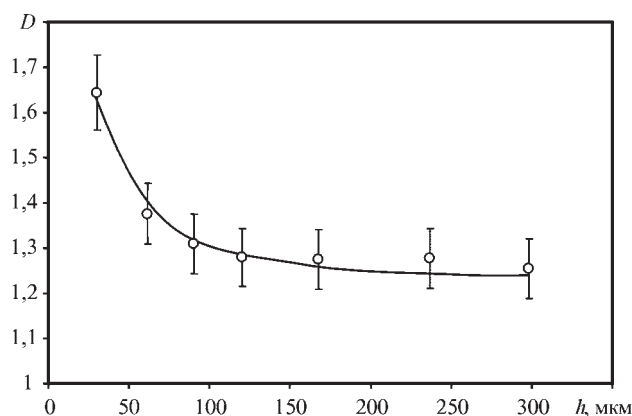


Рис. 2. Распределение фрактальной размерности по глубине припеченного покрытия из твердого сплава

рованную перпендикулярно плоскости подложки. В характере организации между кластерами ближнего порядка не наблюдается.

Концентрация частиц карбидной фазы принимает наибольшее значение вблизи поверхности основы, затем она снижается по мере удаления от нее, что позволяет отнести подобную структуру к разряду градиентных. Послойный фрактальный анализ припеченного покрытия подтверждает наличие структурной градиентности, которая проявляется в характере изменения фрактальной размерности по глубине (рис. 2). Глубина проявления градиентной структуры в среднем составляет 200...250 мкм.

Повышенная фрактальная размерность указывает на развитость границ микроструктурных объектов и, как следствие, большую величину химического потенциала [4]. Неравновесность структурной организации слоя, примыкающего к подложке, связана с тем, что ее развитие происходит в результате импульсного тепловыделения, приводящего к оплавлению или нагреву выше температуры полиморфных превращений, и охлаждению этого слоя за счет теплопроводности, при этом основным стоком тепла является приповерхностная зона подложки. Импульсный нагрев стимулирует высокую активность диффузионных процессов [6]. Высокоскоростное охлаждение вызывает развитие закалочных структур или пересыщенных твердых растворов.

Указанные процессы протекают не только в твердосплавном покрытии, но и в приповерхностном слое подложки. На рис. 3 приведена микроструктура подложки из стали 40X, имеющая типичную закаленную структуру мартенсита. Неоднородность структуры просматривается визуально. Так в самом верхнем слое границы двойников имеют высокую плотность, но просматриваются не четко, а в глубине наблюдается иная картина.



Рис. 3. Микроструктура подложки из стали 40X с покрытием, нанесенным на поверхность электроимпульсным припеканием ($\times 400$)

Содержание связующей фазы существенно влияет на упорядочение карбидной фазы при электроимпульсном припекании. В момент нахождения связующей фазы в жидком состоянии упорядочение карбидных частиц может происходить по механизму перегруппировки за счет капиллярного эффекта, подобного тому, который проявляется при жидкофазном спекании порошковых материалов [7]. Максимальная упорядоченность будет проявляться при определенной концентрации жидкой фазы, когда между микрочастицами карбида формируется зазор, обеспечивающий максимальный капиллярный эффект. При нехватке жидкой фазы процесс перегруппировки тормозится за счет образования микропор, при избытке — зазор между частицами карбидов не обеспечивает должный эффект капиллярности и не вся связующая фаза может находиться в жидком состоянии.

На рис. 4 представлено влияние содержания никелевой связки на среднюю фрактальную размерность припеченного покрытия. Экстремум зависимости соответствует условию формирования наиболее упорядоченной структуры, где следует ожидать проявления максимального капиллярного эффекта.

В таблице приведены значения микротвердости исследуемых микроструктур, измеренных на тех же участках микрошлифа, на которых определялась фрактальная размерность. Структура припеченного покрытия отличается большим диапазоном рассеивания значения микротвердости. С повышением содержания никеля среднее значение микротвердости снижается, наиболее ощутимо эта зависимость проявляется в области малых концентраций.

Между фрактальной размерностью и микротвердостью строгой функциональной зависимости не

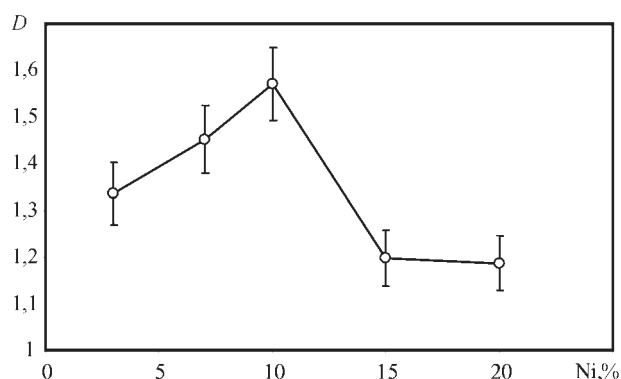


Рис. 4. Влияние содержания связующей фазы на фрактальную размерность припеченного покрытия из твердого сплава

Таблица 1

Микротвердость припеченного покрытия при различном содержании никелевой связки

Содержание никеля, %	3,0	7,0	10,0	15,0	20,0
Среднее значение микротвердости, МПа	26 500	23 900	23 500	22 700	22 500
Среднеквадратичное отклонение микротвердости	1650	1280	1900	2200	2150

просматривается, но она проявляется по отношению к среднеквадратичному отклонению — большая фрактальная размерность соответствует структуре с более стабильной микротвердостью.

Заключение

Диссипативная структура характеризуется тем, что в организации ее структурных компонентов наблюдается ближний порядок. Если в начальной структуре имеются локальные области упорядоченности, то формирование диссипативных структур протекает

значительно легче с меньшими энергетическими затратами.

Микроструктура покрытия при электроимпульсном припекании формируется в неравновесных тепловых условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения, которые стимулируют развитие синергетических процессов. Процессы самоорганизации сопровождаются наведением ближнего порядка в структурной организации материала, которую можно количественно оценить фрактальной размерностью.

Характер изменения фрактальной размерности по глубине припеченного твердосплавного покрытия позволяет отнести этот материал к разряду градиентных.

Зависимость фрактальной размерности от содержания никелевой связки указывает на оптимальную концентрацию, при которой формируется наиболее упорядоченная структура с более стабильной микротвердостью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Балохонов Р.Р., Болеста А.В., Бондарь М.П. и др. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / отв. ред. В.Е. Панин. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. 520 с.
2. Кристиан Д. Термодинамика и общая кинетическая теория. Теория превращений в металлах и сплавах: пер. с англ. М.: Мир, 1978. 810 с.
3. Гордиенко Л.К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. М.: Наука, 1973. 224 с.
4. Синергетика и фракталы в материаловедении. / В.С. Иванова, Л.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксоков. М.: Наука, 1994. 383 с.
5. Кулак М.И. Фрактальная механика материалов. Мн.: Высш. шк., 2002. 304 с.
6. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1987. 247 с.
7. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1980. 496 с.

К.П. Петренко (Кузбасский государственный технический университет, г. Кемерово)
E-mail: konst.petr@mail.ru

Структурная модель проектирования упрочняющих технологических процессов, обеспечивающих заданное качество поверхностного слоя

Предложена структурная модель проектирования упрочняющих технологических процессов на основе формирования требуемых программ нагружения. Разработанная модель дает возможность управлять свойствами и качеством поверхностного слоя.

Ключевые слова: структурная модель, программа нагружения, качество поверхностного слоя, технологическое наследование.

Design Structural Model of Reinforcing Manufacturing Processes in terms of required loading programs formation is offered. Such model affords an opportunity of surface condition and properties controlling.

Keywords: structural model, loading program, surface condition, technological inheritance.

Введение

В условиях современного машиностроительного производства все большее значение приобретает обеспечение качества и долговечности деталей машин, которые определяются состоянием поверхностного слоя. Свойства поверхностного слоя формируются на всем протяжении технологического процесса изготовления и эксплуатации изделия. Это явление известно как *технологическое наследование* (ТН). Сегодня не вызывает сомнения факт, что проектирование технологических процессов должно осуществляться с учетом и эффективным использованием феномена ТН.

Эффективным аппаратом для прогнозирования и управления свойствами поверхностного слоя является механика ТН, разработанная В.Ю. Блюменштейном [1]. В соответствии с ее основными положениями формирование и трансформация свойств поверхностного слоя при операциях механической обработки и последующей эксплуатации происходит при непрерывном накоплении деформации и исчерпании запаса пластичности металлом поверхностного слоя. В процессах механической обработки при внедрении режущего или деформирующего инструмента в поверхностный слой возникает локальная область пластического течения — *очаг деформации* (ОД), в котором вдоль линий тока металла происходит накопление деформации, исчерпание запаса пластичности и формирование свойств. Помимо традиционных показателей качества поверхностного слоя в механике ТН используются комплексные механические показатели состояния металла: степень деформации сдвига Λ , степень исчерпания запаса пластичности Ψ и др.

Одним из основных понятий механики ТН является *программа нагружения* (ПН), представляющая

собой зависимость накопленной степени деформации сдвига Λ от показателя напряженного состояния Π . ПН имеет три участка квазимонотонной деформации, на каждом из которых происходит непрерывное накопление деформации и исчерпание запаса пластичности в условиях изменяющейся схемы напряженного состояния. Программа нагружения характеризуется двумя точками смены знака деформации, в которых происходит частичное залечивание дефектов и восстановление запаса пластичности. ПН формируется под влиянием режимов обработки, механических свойств материала, а также ранее накопленной поверхностным слоем деформации (истории нагружения) и позволяет описывать накопление деформации и формирование свойств и качества поверхностного слоя. Таким образом, программы нагружения дают возможность описывать и учитывать сложное явление технологического наследования, связывают механические и технологические представления о формировании свойств поверхностного слоя и позволяют проектировать технологические процессы механической обработки, обеспечивающие заданное качество.

Полученное в ходе исследований аналитическое описание формирования и трансформации программ нагружения в зависимости от режимов обработки с учетом ТН, с одной стороны, свойств и качества поверхностного слоя под действием ПН — с другой [2, 3], было положено в основу структурной модели проектирования упрочняющих технологических процессов.

Структурная модель

За основу была принята функциональная модель технологического проектирования [4]. Базовая (контекстная) функция сформулирована в виде: "Разрабо-



Рис. 1. Контекстная функция структурной модели проектирования упрочняющих технологических процессов

тать *технологический процесс* (ТП), обеспечивающий требуемое состояние поверхностного слоя с учетом ТН" (рис. 1). На входе этой функции имеется некоторая базовая информация об изделии (служебное назначение, особенности эксплуатационных условий и т.д.) и *исходное состояние материала заготовки* (СО). На выходе функции получают технологический процесс, обеспечивающий требуемое качество поверхностного слоя. Управляющими воздействиями являются различного рода *руководящая информация* (РИ – стандарты, иные нормативные документы, справочники и т.д.) и *история нагружения* (ИН) поверхностного слоя заготовки. Механизмом реализации функции являются действия исполнителя.

Проектирование технологического процесса осуществляется с использованием запросов к *базе данных технологического наследования* (БДТН). В связи с тем, что РИ, действия исполнителя и запросы к базе данных реализуются в каждой подфункции в декомпозиции контекстной функции, эти связи туннелированы и в дальнейшем не рассматриваются. Декомпозиция контекстной функции отражает традиционные этапы проектирования технологических процессов (рис. 2).

В начале проектирования на основе базовой информации производится *технический контроль конструкторской документации* (ТК КД). В случае необходимости в конструкцию изделия вносятся изменения. КД и базовая информация являются исходными данными для проектирования *маршрутного технологического процесса* (МТП) обработки изделия.

МТП и СО являются исходными данными для проектиро-

вания *операционного технологического процесса* (Разработка ОТП). Управляющим воздействием на этом этапе является ИН. В результате получают ОТП.

Далее производится оценка технических решений, в случае необходимости в МТП или ОТП вносятся изменения (Изменение МТП и Изменение ОТП). Полученные *технические решения* (ТР) оформляются в виде комплекта *технологической документации* (Подготовка ТД).

Проектирование операционного технологического процесса осуществляется с использованием разработанного аналитического аппарата оценки качества поверхностного слоя по режимам обработки (декомпозиция функции А3 – Разработка ОТП, рис. 3).

В начале определяется структура операции, при этом используется информация о МТП и СО, а управляющим воздействием является ИН. Структура операции определяет возможные *средства технологического оснащения* (Выбор СТО).

На основе данных о структуре операции и возможностях СТО производится расчет припусков и режимов резания, управляющим воздействием также является ИН. По значениям припусков с использованием традиционных методик рассчитываются точностные параметры операции. В случае если требуемая точность не может быть обеспечена при данной структуре операции и принятых технологических режимах, производится изменение структуры операции.

Далее определяются параметры качества поверхностного слоя, исходной информацией являются данные о свойствах материала исходной заготовки, управляющим воздействием – ИН, а режимы обработки являются механизмами формирования показателей качества поверхностного слоя. При неудовлетворительных показателях качества поверхностного слоя производится изменение структуры операции. Последним эта-

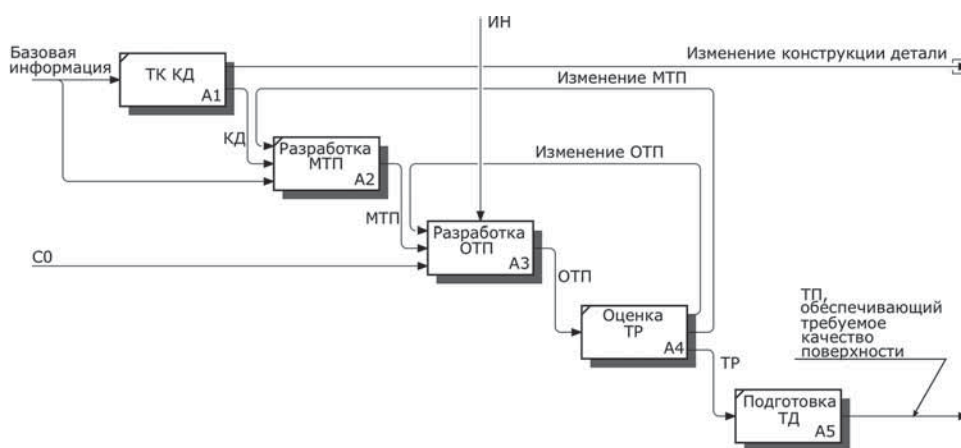


Рис. 2. Декомпозиция контекстной функции А0

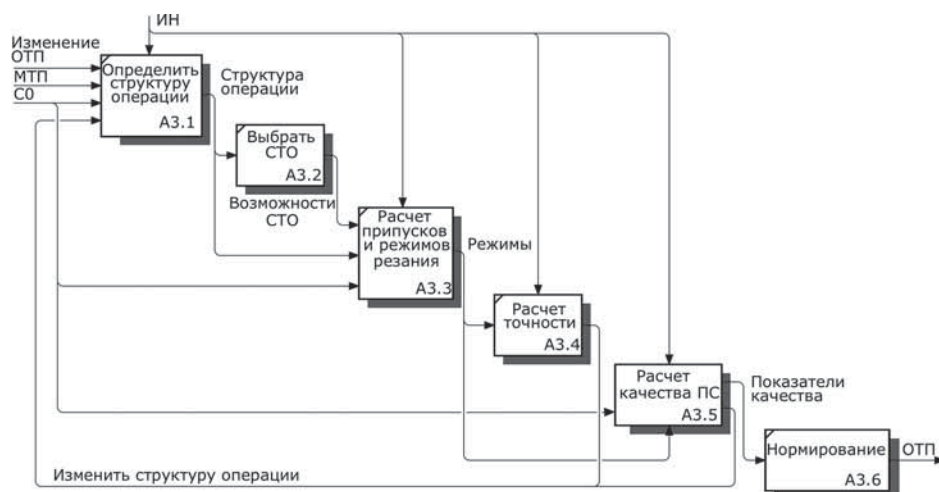


Рис. 3. Декомпозиция функции А3 – разработка операционного технологического процесса

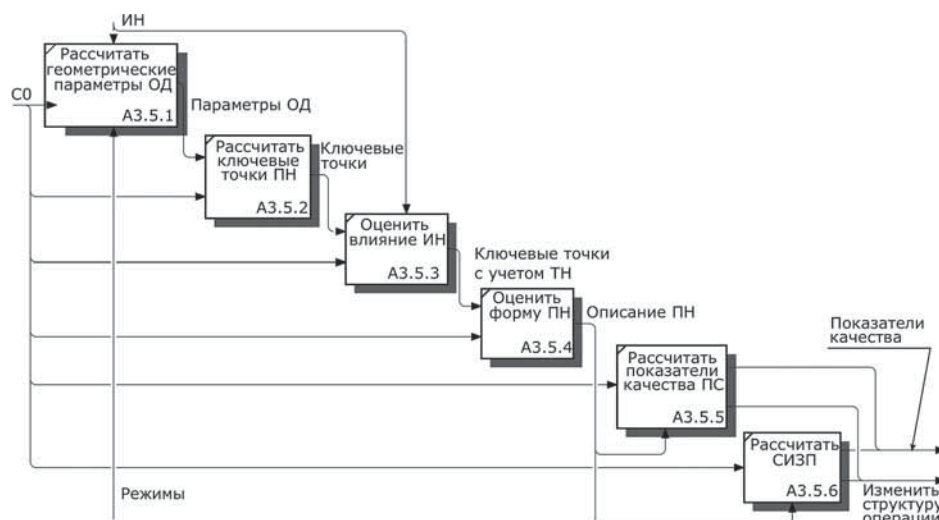


Рис. 4. Декомпозиция функции А3.5 – расчет качества поверхностного слоя

пом проектирования операционного технологического процесса является нормирование технологических операций.

Расчет качества поверхностного слоя производится с использованием разработанного аналитического аппарата (рис. 4). На первом этапе рассчитываются геометрические параметры очага деформации. В качестве исходных данных используются свойства материала заготовки, управляющим воздействием является ИН, механизмом формирования ОД являются режимы механической обработки.

По значениям геометрических параметров ОД определяются степень деформации сдвига и показатель напряженного состояния в ключевых точках программы нагружения, входной информацией также является исходное состояние заготовки. По значениям

степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программы нагружения, а также по геометрическим параметрам очага деформации определяются форма участков ПН, показатели качества поверхностного слоя и степень истощения запаса пластичности (СИЗП).

Заключение

На базе полученной структурной модели был разработан алгоритм проектирования упрочняющих технологических процессов. Этапы разработанного алгоритма реализованы в виде программной системы, прошедшей официальную регистрацию и включенной в реестр программ для ЭВМ Российского агентства по патентам и товарным знакам [5].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.

2. Блюменштейн В.Ю., Петренко К.П. Аналитическое описание программ нагружения на стадиях механической обработки // Вестник КузГТУ. 2009. № 6. С. 77–83.

3. Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А., Петренко К.П. Влияние истории нагружения на трансформацию программ нагружения в процессах механической обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 3. С. 3–8.

4. Блюменштейн В.Ю. Функциональная модель технологического наследования в категориях и терминах технологии машиностроения // Вестник КузГТУ. 2001. № 1. С. 67–72.

5. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2010612754, РФ. Программа нагружения поверхностного слоя деталей машин / В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов, К.П. Петренко; правообладатель К.П. Петренко. Заявка № 2010610200; дата поступления 19 января 2010 г.; дата регистрации 22 апреля 2010 г.



УДК 621.791.76:621.7.044.2

А.Ф. Ильющенко¹, И.В. Фомихина¹, В.Н. Ковалевский²

¹Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, г. Минск;

²Белорусский национальный технический университет, г. Минск)

E-mail: ivfom@tut.by

Закономерности и механизм формирования структуры в аустенитных сталях методами высокоскоростной пластической деформации и температуры

Исследовано влияние высокоскоростной пластической деформации на структуру и свойства аустенитных сталей методами металлографического, рентгеноструктурного анализов, микрорентгеноспектрального анализа, просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращениям двойникового характера, повышению дефектности структуры, процессам деформационного старения и перераспределения углерода и легирующих элементов. Мартенсит деформации фрагментирует с образованием структуры, близкой к ячеистой. В упрочненной стали наряду с карбидами TiC, MoC и (Al, Cr, Mn, Fe, Ti)C₆, наблюдаемыми в исходном аустените, содержатся интерметаллидные соединения практически всех легирующих элементов, а также карбиды типа FeTiC, FeMoC.

Ключевые слова: аустенитная сталь, высокоскоростная пластическая деформация, структурно-фазовые превращения, тонкая структура, свойства.

The effect of high-speed plastic deformation on the structure and properties of austenitic steels via metallographic, X-ray diffraction analysis, electron-probe analysis, transmission electron microscopy was studied. It was established, that the impact of high-speed plastic deformation leads to $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \varepsilon$ twin character changes, increased structure defectiveness, strain aging processes and redistribution of carbon and alloying elements. Deformation martensite fragments, forming the structure close to the mesh structure. In the hardened steel, along with TiC, MoC and (Al, Cr, Mn, Fe, Ti)C₆ carbides, observed in the initial austenite, intermetallic compounds of almost all alloying elements, as well as the carbides type FeTiC, FeMoC are present.

Keywords: austenitic steel, high-speed plastic deformation, structural phase change, fine structure, properties.

Введение

Повышение энергетических параметров нагружения трубных изделий, эксплуатируемых в условиях высоких температур, давлений, скоростей, газовой эрозии и изменение конструкции материала с введением защитных эрозионно-стойких слоев, ставят проблему увеличения прочностных свойств материала без снижения пластичности и ударной вязкости. Традиционные методы упрочнения: пластическая деформация, термическая и термомеханическая обработки (ВТМО, НТМО) могут рассматриваться как один из вариантов решения. Однако более эффективными являются методы импульсного нагружения, которые одновременно с повышением свойств позволяют получать высокопрочное соединение материалов в композиции. Анализ теоретических и экспериментальных исследований [1, 2] показал, что упрочняющая ударно-волно-

вая обработка и высокоскоростная деформация эффективны в сочетании с температурным воздействием. Использование аустенитных сталей в качестве наружной оболочки, выдерживающей динамические нагрузки, и эрозионно-стойких сплавов молибдена, хрома, ниобия и кобальта в качестве внутреннего защитного слоя, позволяет с помощью сварки взрывом получать высокопрочное соединение компонентов и в процессе деформации материалов управлять структурой и свойствами слоистого композиционного материала [2, 3].

Актуальность работы заключается в изучении закономерностей структурообразования аустенитных сталей, являющихся компонентами слоистого композита, упрочненного методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки с целью получения заданных свойств.

В работе приведены результаты исследования микроструктуры, фазового состава, тонкой структу-

ры, механических свойств. Рассмотрены закономерности и механизм формирования структуры в аустенитных сталях под действием высокоскоростной пластической деформации и температуры.

Методика проведения исследований

Металлографические исследования проводились на световом микроскопе "MeF-3" фирмы Reichert (Австрия).

Для определения фазового состава и параметров тонкой структуры использовался метод рентгеновской дифракции. Работа проводилась на дифрактометре общего назначения "ДРОН-3.0" в CuK_α монохроматизированном излучении, вторичная монохроматизация осуществлялась пиролитическим графитом с вращением образца в собственной плоскости в непрерывном режиме с шагом по углу $0,1^\circ$ в интервале углов $2\theta = 20 \dots 143^\circ$. Сбор и обработка информации осуществлялись с помощью программы WinDif. Для расчета параметров тонкой структуры использовался специальный пакет программ *гармонического анализа профиля рентгеновской линии* (ГАРФЛ), позволяющий автоматизировать рентгенодифрактометрические исследования параметров тонкой структуры.

Микрорентгеноспектральный анализ распределения элементов проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы Tescan (Чехия).

Тонкая структура изучалась на просвечивающем электронном микроскопе "ЭМ-125" с ускоряющим напряжением 125 кВ.

Испытания на растяжение проводились на универсальной испытательной машине "Instron 1195" (Англия) со скоростью нагружения 2 мм/мин по ГОСТ 1497–84.

Результаты исследований и их обсуждение

Структурно-фазовые превращения в аустенитных сталях. Воздействие высокоскоростной деформации ($\epsilon = 30 \dots 70 \%$) на стали аустенитного класса исследовали на пластичной, склонной к упрочнению при деформации, экономно легированной никелем стали 10X12Г4Н4ЮМ, имеющей однофазную структуру аустенита. На рис. 1, а, б представлены микроstructures аустенитной стали 10X12Г4Н4ЮМ в исходном состоянии с выявленными путем многократного травления и полировок линиями скольжения и двойникования на зернах аустенита. Электронно-микроскопические исследования обнаруживают наличие единичных или плоских скоплений дислокаций, дефектов упаковки. На микроэлектронограмме, снятой с участка фольги в направлении оси зоны (001), отмечаются рефлексы γ -фазы аустенита (рис. 1, в, г).

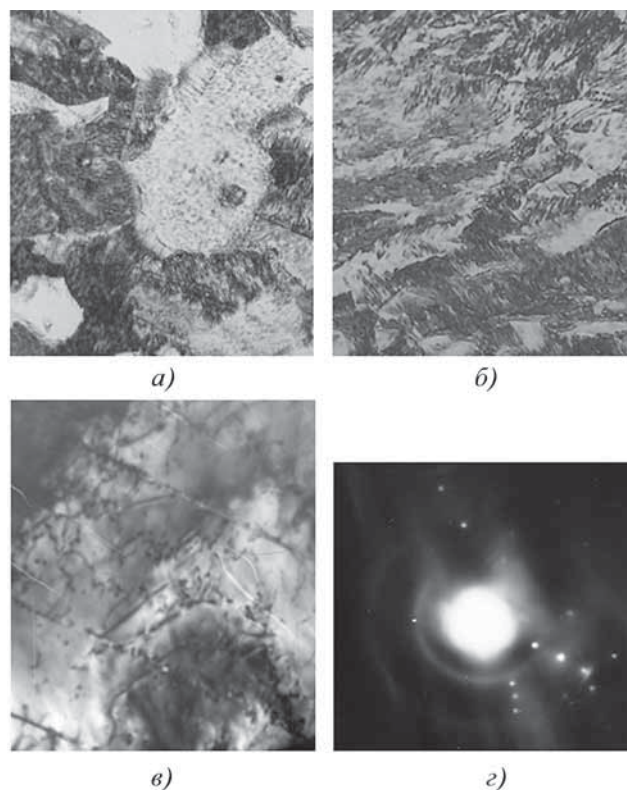


Рис. 1. Микроструктура стали 10X12Г4Н4ЮМ в световом (а, б) и просвечивающем электронном (в, г) микроскопах: а, б – зерна аустенита с выявленными на них путем многократного травления и полировок линиями скольжения и двойникования, $\times 500$; в – скопления дислокаций, дефектов упаковки на аустените, $\times 60\,000$; г – электронограмма

Прохождение поперечных и продольных волн малой интенсивности давлением на фронте волны до 1,2 ГПа и последующая высокоскоростная деформация формируют линии скольжения и двойники, развивающиеся по различным плоскостям скольжения. В процессе деформации при $\epsilon = 30 \%$ в структуре наряду с аустенитом обнаруживается присутствие α - и ϵ -гексагонального мартенсита (рис. 2, а, в, г). При $\epsilon = 70 \%$ количество α -мартенсита увеличивается, ϵ -мартенсита уменьшается (рис. 2, б, д, е). В аустенитных зернах плотность дефектов незначительна. На пересечении пластин двойников α -мартенсита наблюдается появление ϵ -мартенсита линзообразной формы с высокой плотностью дислокаций. Процесс деформации сопровождается эффектами старения с выделением на пластинах мартенсита вторичной фазы в виде мелкодисперсных карбидов и интерметаллидных частиц типа Al_3Ti , AlFe , Al_3N_2 , FeMoMn . Изотермический нагрев (600°C) сопровождается изменением соотношения фаз в структуре в зависимости от степени деформации.

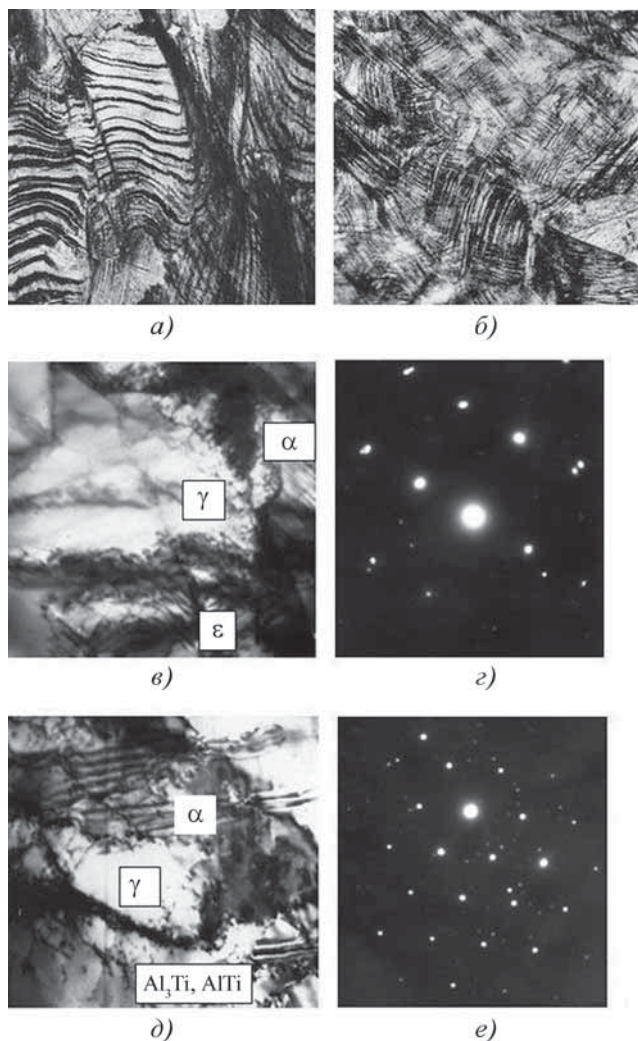


Рис. 2. Микроструктура стали 10X12Г4Н4ЮМ после высокоскоростной деформации в световом (а, б) и просвечивающем (в–е) электронном микроскопах:

а – $\epsilon = 30\%$, линии скольжения и двойникования, α - и ϵ -гексагональный мартенсит; б – $\epsilon = 70\%$, линии скольжения и двойникования, α -мартенсит; в – $\epsilon = 30\%$, клубковые сплетения по границам аустенита, γ -, α - и ϵ -фазы; д – $\epsilon = 70\%$, γ -, α -фазы, карбиды, интерметаллиды Al_3Ti , $AlFe$, Al_3N_2 , $FeMoMn$; г, е – электронограммы

Повышение степени деформации приводит к насыщению структуры дефектами. Нагрев, вызванный пластической деформацией, сопровождается процессами релаксации напряжений. Увеличение количества α -фазы нарушает фазовое равновесие, что согласуется с результатами, полученными при обработке аустенитных сталей ударными волнами [2, 3]. Присутствие α -фазы определялось измерением остаточной намагниченности упрочненной стали (рис. 3). Изотермический нагрев способствует распаду α -мартенсита, и максимум кривых остаточной намагниченности становится менее выраженным.

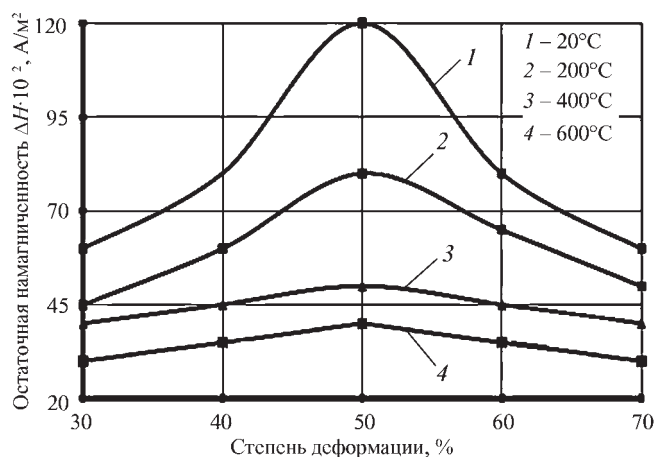


Рис. 3. Зависимость остаточной намагниченности от степени деформации

Гексагональный ϵ -мартенсит парамагнитен [4] и его присутствие было обнаружено рентгеноструктурным анализом, а количественная оценка осуществлялась путем сравнения интенсивности линий ϵ -фазы и линии (111) аустенита. Увеличение количества ϵ -мартенсита наблюдается с повышением степени деформации от 30 до 70%. Старение (200 и 400 °С) снижает количество ϵ -фазы и повышает микротвердость (рис. 4, а).

При 800 °С происходит распад мартенсита с образованием однофазной аустенитной структуры, несущей следы предшествующей деформации. Изменение параметров решетки аустенита при $\epsilon = 30...70\%$ не было обнаружено (относительная погрешность измерения – 0,02 %, абсолютная – $\pm 0,0001$ мм).

Сохранению высоких пластических свойств в упрочненной стали способствует малая концентрация углерода ($\leq 1,0\%$), наследование α -мартенситом деформации дислокационного строения аустенита и образование по плоскостям {111} аустенита пластин ϵ -мартенсита [5].

Исследование физического уширения линий (111) показало повышение дисперсности блочной структуры с ростом степени деформации. При 400 °С наблюдается сдвиг кривой физического уширения в сторону более высоких значений, что связано с процессами старения и возможными фазовыми переходами $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \epsilon$ (рис. 4, б). При 600 °С возможно протекание процессов отдыха, полигонизации и начальных стадий рекристаллизации, что характерно для системы Fe–Cr–Mn–Ni.

Установлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ - и $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращениям двойникового характера, повышению дефектности структуры, процессам деформационно-

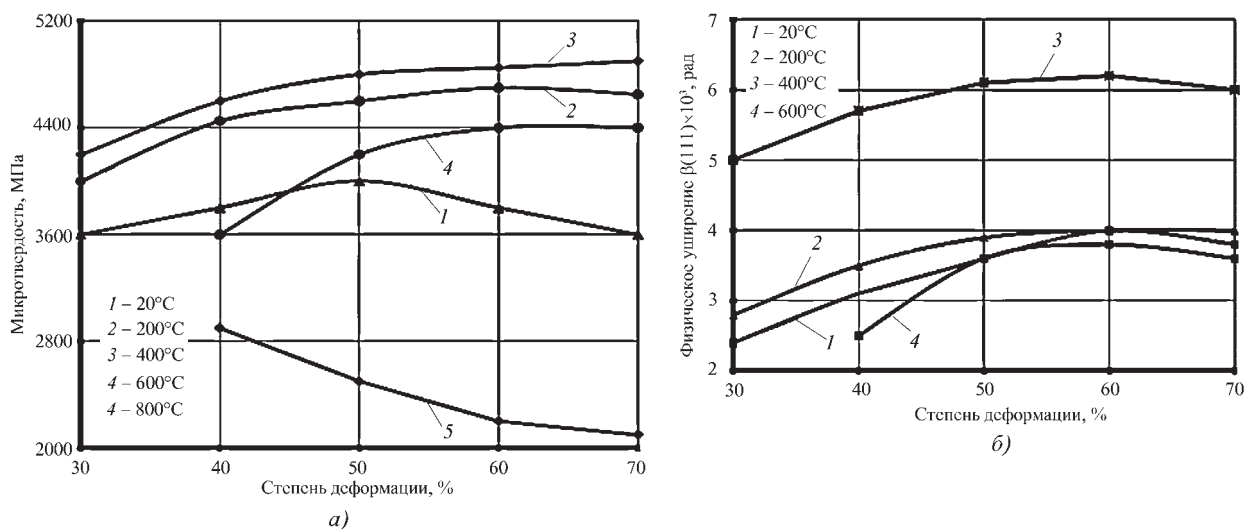


Рис. 4. Зависимость микротвердости (а) и физического уширения линий (111) (б) стали 10X12Г14Н4ЮМ от степени деформации

го старения и перераспределения углерода и легирующих элементов. Деформация мартенсита вызывает фрагментацию его поверхности с образованием структуры, близкой к ячеистой. Появление α -фазы возможно в волне разгрузки, когда большая часть давления снята. В косой ударной волне реализуется атомно-вакансионное состояние, при котором материал релаксирует напряжения испусканием вакансий и дислокаций высокой плотности [6].

Прохождение фронта пластической волны смещает атомы из узлов кристаллической решетки с выходом их из потенциальной ямы. Энергия возмущения атомов в узле (E) равна изменению потенциальной энергии ($\Delta\phi$) при выходе атомов из потенциальной ямы $E \sim \Delta\phi \approx 0,8$ эВ, что приводит к нарушениям ближнего и дальнего порядка кристаллической решетки и разогреву. Энергия взаимодействия дислокаций с атомами составляет 0,5...1,0 эВ, т.е. больше, чем энергия связи атомов углерода в решетке карбидов (Mo_2C , MoC , $Cr_{23}C_6$ – 0,485; 0,109; 0,40 эВ соответственно) [7]. Энергетически выгодным является распад карбидов с образованием свободных легирующих элементов, формирующих атмосферы Коттрелла. Атомы замещения (Ni, Cr в Fe) при импульсной обработке мигрируют по межузлиям кристаллической решетки с большими скоростями, что приводит к перераспределению и взаимодействию элементов с образованием интерметаллидов [6, 7].

Анализ распределения химических элементов и микродифракционных картин показал, что в упрочненной стали наряду с карбидами TiC, MoC и (Al, Cr, Mn, Fe, Ti)C₆, наблюдаемыми в исходном аустените, содержатся интерметаллидные соединения практи-

чески всех легирующих элементов, а также карбиды типа FeTiC, FeMoC (табл. 1).

Воздействие высокоскоростной пластической деформации на сталь 10X12Г14Н4ЮМ с ГЦК-решеткой выявило высокую степень упрочнения материала (в 2–2,5 раза). В стали наблюдаются фазовые превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ с формированием ϵ -немагнитной фазы и α -мартенсита деформации со следами пластической деформации в виде фрагментированной поверхности. Отмечаются растворение упрочняющих карбидов с повышением степени легированности матрицы и последующее старение с выделением дисперсных частиц в виде сложных карбидов и интерметаллидов, формируется ячеистая структура.

Исследования воздействия высокоскоростной деформации на структуру и свойства метастабильной стали 10X12Г14Н4ЮМ показали перспективность разработанного метода упрочнения для создания высокопрочного материала со значительным уровнем пластичности и ударной вязкости.

Ударно-волновая обработка сталей накладными зарядами взрывчатых веществ (ВВ). Воздействие контактного взрыва или соударение с плоской пластиной вызывают в металлах плоские ударные волны с давлением на фронте детонации, определяемым скоростью детонации. Второй схемой нагружения при ударно-волновой обработке является создание давления в косых ударных волнах, вызываемых скользящей детонационной волной контактных зарядов, либо косым соударением пластин.

Обработка мощными высокочастотными ВВ, генерирующими в металлах плоские либо косые ударные волны с давлением во фронте от 10 до 30 ГПа, сопровождается повышением прочности сплавов и сни-

Таблица 1

Распределение химических элементов в стали 10X12Г14Н4ЮМ в исходном и упрочненном состояниях

Структура и вклад обработки	Состояние фазы	Содержание элементов, %						
		Al	Cr	Mn	Fe	Ni	Ti	Mo
Аустенит, исходное состояние	Твердый раствор	1,0	12,5	13,7	68,8	4,0	—	—
	Включения	0,82	3,2	0,32	0,46	—	75,0	
		0,84	5,1	0,46	0,80	—	72,0	
		0,82	5,2	0,78	0,19	—	71,9	
		0,85	4,8	0,39	0,61	—	74,9	
Аустенит + α- и ε-фазы, упрочнение взрывом	Твердый раствор	0,88	19,60	10,87	75,74	1,95	0,44	0,51
	Включения	0,20	6,52	0,39	4,37	0,19	87,90	0,42
		87,39	1,90	0,78	6,76	0,04	1,15	0,00
		31,44	5,42	0,94	14,48	0,00	47,72	0,00

жением их пластичности за счет роста дефектности структуры и фазовых превращений.

Ударно-волновую обработку (УВО) аустенитных сталей [7] осуществляли на дисперсно-твердеющей стали 40Г14Н8Х3ЮФ (ЭП-769), термически неупрочняемой жаропрочной стали 03Х13Г14Н5М (ЭП-838) и высокоазотистой стали (0,89 % N) Х18АГ20. Для первых двух сталей осуществляли перед УВО закалку от 1150 °С (1 ч, вода), для третьей – нормализацию от 1075 °С. Повышение давления от 5 до 30 ГПа при УВО сопровождается повышением большого числа систем скольжения и двойникования. Формируется субзеренная дислокационная структура, средний размер субзерна с ростом давления уменьшается (табл. 2), повышается плотность дислокационных скоплений внутри субзерен (рис. 5, а–е).

Таблица 2

Зависимость предельного размера субзерна от давления при УВО

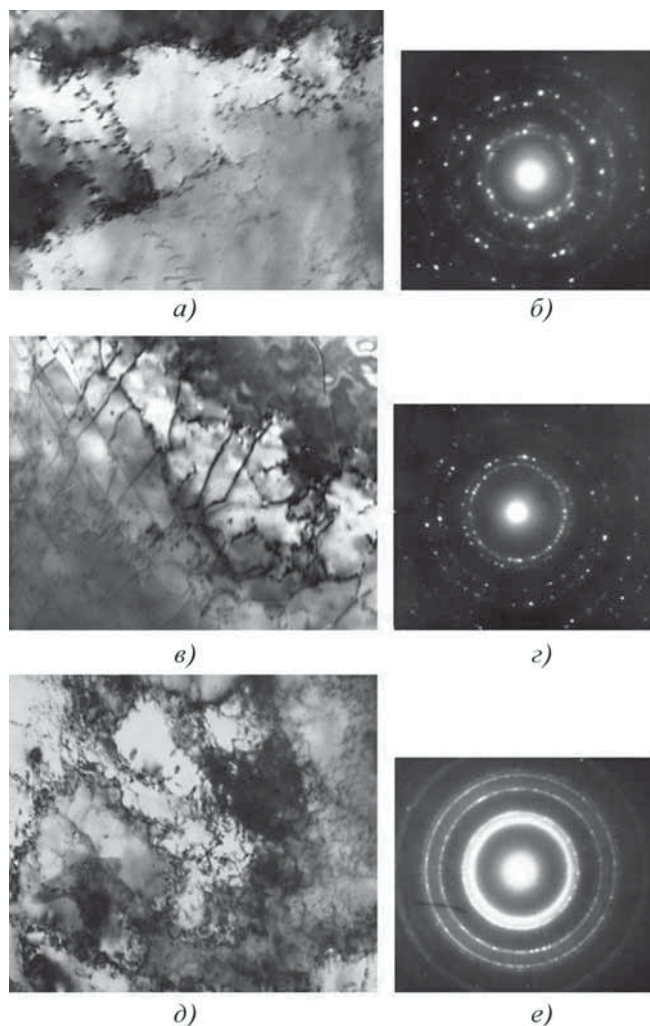
Марка стали	Давление, ГПа	Размер ячейки, мкм
Х18АГ20	5	0,9
	20	0,22
	30	—
03Х13Г14Н5М (ЭП-838)	5	—
	20	0,29
	30	0,12

Рис. 5. Формирование дислокационной структуры в стали 03Х13Г14Н5М после УВО, ×60 000:

а – исходное состояние; в – ε = 20 %; д – ε = 30 %, б, г, е – электронограммы

Средний размер ячейки Δ предлагается [7, 8] связать с пределом текучести σ_т по соотношению, аналогичному уравнению Холла–Петча:

$$\sigma_t = \sigma_0 + k \Delta^{1/2},$$



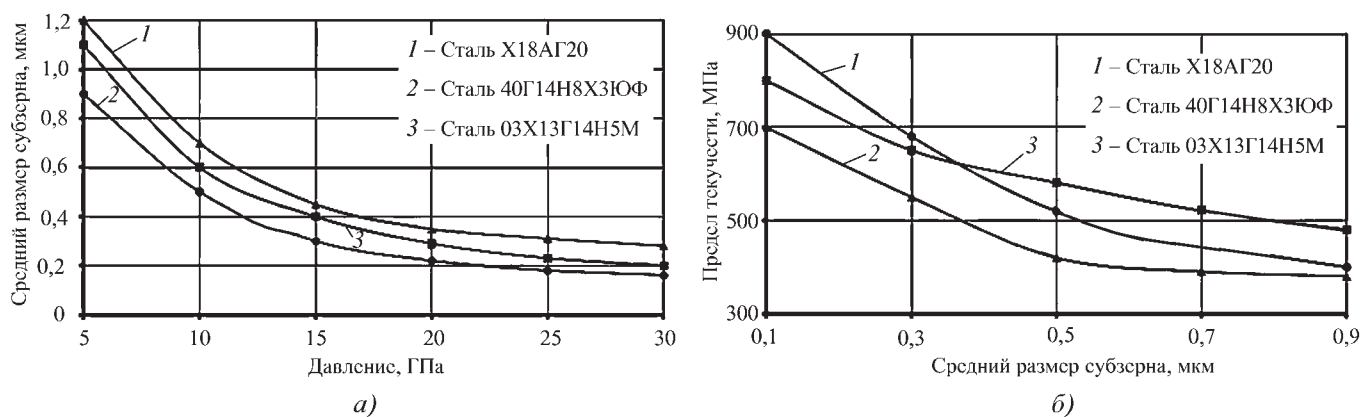


Рис. 6. Зависимость среднего размера субзерна от давления УВО (а) и предела текучести сталей после УВО от среднего размера субзерна (б)

где σ_0 – напряжение трения, которое необходимо для скольжения дислокаций; k – коэффициент Холла–Петча; Δ – размер субзерна.

На рис. 6 представлена зависимость среднего размера субзерна от давления УВО и предела текучести сталей после УВО от среднего размера субзерна.

Упрочнение сталей сопровождалось повышением $\sigma_{0,2}$ в 1,5–3 раза, при этом пластичность и ударная вязкость снижались незначительно. Для стали ЭП-838 оценена термостабильность структуры до 550 °С (выдержка 10 ч) и 700 °С (10 ч). Установлено, что в первом случае конфигурация дислокаций и двойников не меняется, во втором – снижается плотность дефектов внутри ячеек, сетка двойников сохраняется. Отжиг 900 °С устраняет двойниковые конфигурации, начинается процесс рекристаллизации.

Длительная прочность сталей после УВО (20 ГПа) при 600...650 °С повышается более чем в 3 раза, а при 80 ГПа – в 10 раз. УВО способствует получению в сплавах большого числа центров зародышеобразования для выделения карбидов или интерметаллидов.

Использование энергии взрыва низкобризантных ВВ (до 1,2 ГПа) (аммонит 6ЖВ) для упрочнения накладными зарядами не приводит к значительному росту прочностных характеристик, хотя существенно уменьшается разброс микротвердости, гомогенизируя тонкую структуру материала [7]. Поэтому использование низкобризантных ВВ для процессов упрочнения накладными зарядами практического применения не нашло.

Заключение

Выявлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ - и $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращениям двойникового характера, повышению дефектности структуры, процессам деформационного старения и перераспределения углерода и легирующих элементов. Мартенсит деформации фрагментирует с образованием структуры, близкой к ячеистой. В уп-

роченной стали наряду с карбидами TiC, MoC и (Al, Cr, Mn, Fe, Ti)₆C, наблюдаемыми в исходном аустените, содержатся интерметаллидные соединения практически всех легирующих элементов, а также карбиды типа FeTiC, FeMoC.

Установлено, что при высокоскоростной пластической деформации стали 10X12G14N4ЮМ с ГЦК-решеткой происходит упрочнение материала в 2–2,5 раза при $\varepsilon = 50\%$ по сравнению с закаленным исходным состоянием: σ_b от 590 до 1200 МПа, $\sigma_{0,2}$ от 350 до 780 МПа.

Определено, что упрочнение сталей после УВО накладными зарядами ВВ сопровождается повышением $\sigma_{0,2}$ в 1,5–3 раза (с 350 МПа – исходное состояние до 900 МПа при УВО) при незначительном снижении пластичности и ударной вязкости. УВО способствует получению в сплавах большого числа центров зародышеобразования для выделения карбидов или интерметаллидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом текст. Новосибирск: Наука, 1980. 222 с.
2. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 2005. 544 с.
3. Карказов Э.С. Сварка металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 378 с.
4. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионно-стойкой стали 03X20AG11N7M2 / О.А. Банных, В.В. Березовская, М.В. Костина, В.М. Блинов, А.И. Шестаков, Р.А. Саврай // Металлы. 2010. № 2. С. 34–43.
5. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
6. Аналитическая просвечивающая электронная микроскопия / Д. Синдо, Т. Оикава, пер. с англ. С.А. Иванова. М.: Техносфера, 2006. 249 с. Т. 22. Мир материалов и технологий.
7. Эпштейн Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1988. 280 с.
8. О термофлуктуационном формировании локальных структурных изменений в кристалле в условиях динамического нагружения / С.Г. Псахье, К.П. Зольников, Д.С. Крыжевич, А.Н. Тюменцев // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № 5. С. 55–60.

УДК 539.213.612.17.533

В.А. Шулов¹⁾, А.Г. Пайкин²⁾, Д.А. Теряев¹⁾, О.А. Быщенко¹⁾, В.И. Энгелько³⁾, К.И. Ткаченко³⁾¹⁾Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет);²⁾ММП имени В.В. Чернышева, г. Москва;³⁾НИИ электрофизической аппаратуры имени Д.В. Ефремова, г. Санкт-Петербург)

E-mail: shulovva@mail.ru

Влияние релаксационных процессов на эффективность обработки поверхности деталей высокоточными импульсными электронными пучками¹

Проанализированы экспериментальные данные о влиянии предварительной механической обработки на физико-химическое состояние поверхностных слоев, облученных импульсными электронными пучками лопаток ГТД из жаропрочных $\alpha+\beta$ -титановых сплавов ВТ8 и ВТ9. Установлено, что степень предварительного пластического деформирования оказывает определяющее влияние на толщину перекристаллизованного слоя, формируемого при облучении мишеней высокоточными импульсными электронными пучками.

Ключевые слова: $\alpha+\beta$ -титановые сплавы, пластическое деформирование, высокоточный импульсный электронный пучок, перекристаллизованный слой, степень деформирования, релаксационные процессы.

The present paper reviews the experimental results dedicated to the effect of preliminary mechanical treatment on physical and chemical state of the surface layer of gas turbine engine blades from VT8 and VT9 refractory $\alpha+\beta$ -titanium alloys as a result of irradiation with intense pulsed electron beams.

Keywords: titanium alloys, plastic deformation, intense pulsed electron beam, re-melted layer, deformation extent, relaxation processes.

Введение

Высокоточные импульсные электронные пучки (СИЭП) уже нашли применение в авиадвигателестроении для ремонта и восстановления свойств лопаток турбины газотурбинных двигателей РД33 [1]. Однако при реализации процесса модифицирования поверхности лопаток из жаропрочных сталей, тита-



Рис. 1. Внешний вид лопатки из сплава ВТ9, подвергнутой обработке СИЭП четырьмя импульсами при энергии электронов 120 кэВ, длительности импульса 30 мкс и плотности энергии в пучке 18...20 Дж/см²

новых и никелевых сплавов было обнаружено существенное влияние предварительной механической обработки на физико-химическое состояние материала в поверхностном слое [2, 3]. Последнее показано на рис. 1, где представлен внешний вид лопатки из сплава ВТ9 после облучения СИЭП.

Видно, что облучение СИЭП при плотности энергии 18...20 Дж/см² приводит к формированию различного микрорельефа поверхности спинки и корыта лопатки, подвергнутых предварительной виброабразивной обработке, а также поверхности в окрестности зон перехода от спинки и корыта к замку, которые полировались.

Цель работы – исследование влияния предварительной механической обработки на толщину перекристаллизованного слоя при облучении СИЭП.

Материалы, оборудование и методы проведения исследований

В качестве объектов исследования использовались образцы диаметром 24 мм и толщиной 5 мм из сплавов ВТ8 и ВТ9 [4], изготовленные по серийным технологиям производства лопаток вентилятора и компрессора ГТД РД33, применяемым на ММП имени В.В. Чернышева. Образцы подвергались поверхностному пластическому деформированию в процессе обработки микрошариками, фрезерования, шлифования, полирования и виброабразивной обработки. Состояние материала в поверхностных слоях лопаток

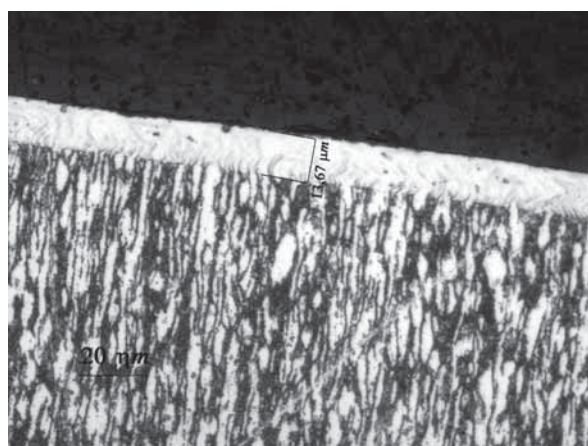
¹ Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант № 11-08-00672-а, Министерства образования и науки РФ и ММП имени В.В. Чернышева).

исследовалось методами экзоэлектронной эмиссии, просвечивающей электронной микроскопии и оптической металлографии. Обработка мишеней СИЭП [5] была реализована в ускорителе "Геза-1" при следующих режимах: энергия электронов – 120 кэВ; длительность импульса – 30 мкс; плотность энергии в пучке – 25...27 Дж/см²; площадь поперечного сечения пучка – 80 см²; неоднородность плотности по сечению пучка – менее 10 %.

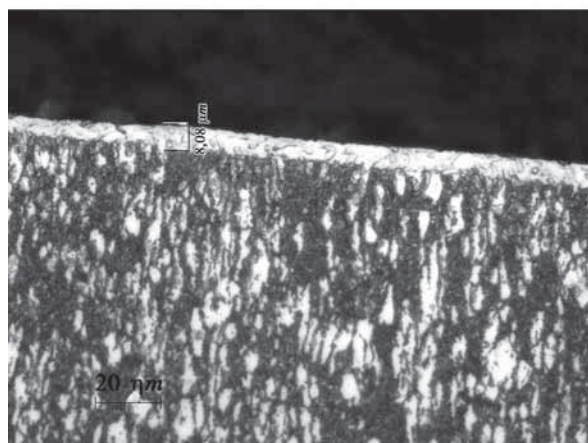
Результаты исследований и их обсуждение

Некоторые из полученных результатов представлены на рис. 2, 3 и в таблице.

Особенностью реализации СИЭП является реализация этого процесса в импульсном режиме, когда в



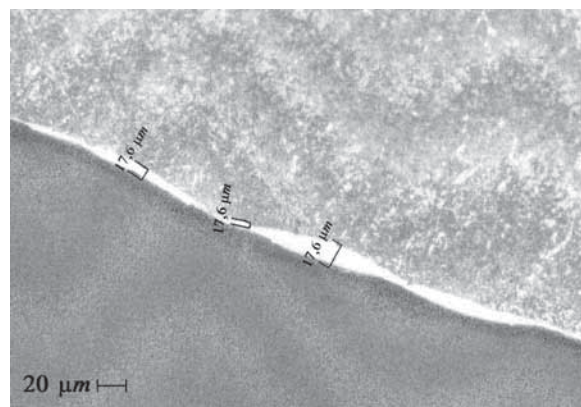
а)



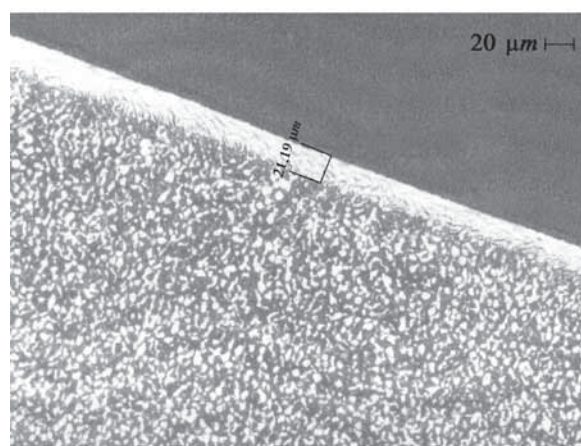
б)

Рис. 2. Микроструктура в поверхностном слое образцов из сплава ВТ9 после облучения СИЭП при 25...27 Дж/см² одним импульсом:

а – после тонкого ручного полирования; б – после виброабразивной обработки



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура в поверхностном слое образцов из сплава ВТ8 после фрезерования и облучения СИЭП при 25...27 Дж/см²:

а – одним импульсом; б – двумя импульсами

Таблица

Влияние предварительной механической обработки на толщину перекристаллизованного поверхностного слоя, формируемого в результате обработки СИЭП одним импульсом при 25...27 Дж/см²

Сплав	Предварительная обработка	Толщина, мкм
ВТ9	Виброабразивная	7,8...8,8
	Ручное полирование	12,7...14,3
ВТ8	Обработка микрошариками	7,1...11,4
	Фрезерование	4,3...16,3
	Шлифование	15,4...17,8
	Виброабразивная	18,1...19,3
	Ручное полирование	23,7...24,4

поверхностном слое протекает термализация электронов за время действия импульса 20...30 мкс. Поэтому при анализе таких процессов необходимо учитывать кинетику их протекания. Термодинамическое же описание

$$dU = dQ + dA = T dS - PdV,$$

где dU – изменение внутренней энергии, Дж;

dQ – изменение теплоты, Дж;

dA – внешняя работа, Дж;

T – температура, К;

dS – энтропия, Дж/К;

P – давление, Па;

dV – изменение объема, см³,

свидетельствует о том, что максимальные изменения внутренней энергии следует ожидать при облучении СИЭП образцов, прошедших предварительную механическую обработку пластическим деформированием.

Кинетическое рассмотрение, наоборот, предсказывает максимальные изменения внутренней энергии после облучения мишеней, подвергнутых на предварительной стадии тонкому ручному полированию, так как время протекания релаксационных процессов обычно составляет 10^{-12} ... 10^{-10} с. Поэтому часть энергии, вводимой в поверхностный слой в виде тепла, будет расходоваться на релаксацию остаточных механических напряжений, сформированных с помощью механического деформирования до облучения. Последнее подтверждается результатами металлографи-

ческого анализа (см. рис. 2, 3, таблицу) образцов из сплавов ВТ8 и ВТ9, облученных СИЭП после различной предварительной механической обработки (фрезерование, шлифование, виброабразивная обработка, обработка микрошариками). Особенно отчетливо неоднородности формируемого состояния после облучения проявляются для фрезерованных образцов, когда степень деформирования отличается в различных протяженных участках поверхности (см. рис. 3, а).

Видно, что чем жестче условия предварительной механической обработки, т.е. чем выше степень механического деформирования, тем меньшие толщины перекристаллизованных поверхностных слоев фиксируются после облучения СИЭП. Это свидетельствует о высокой скорости протекания релаксационных процессов, величина которой превосходит значение скорости накачивания энергии в поверхностный слой при облучении.

Повторное облучение нивелирует эффект влияния предварительной механической обработки на толщину перекристаллизованного слоя и приводит к формированию более однородного распределения элементного и фазового составов, а также структурных характеристик по всей поверхности от точки к точке, что должно положительно сказаться на эксплуатационных свойствах деталей (усталостной прочности, жаростойкости, эрозионной и коррозионной стойкости) [6–9]. Это наглядно иллюстрируется на рис. 3, б и, особенно, на рис. 4, где приведены экзоэмиссионные сканограммы по поверхности лопаток компрессора из сплава ВТ9.

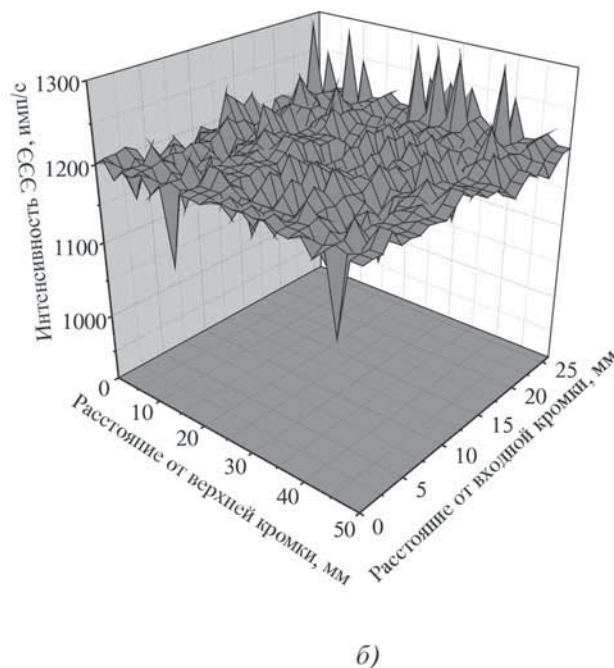
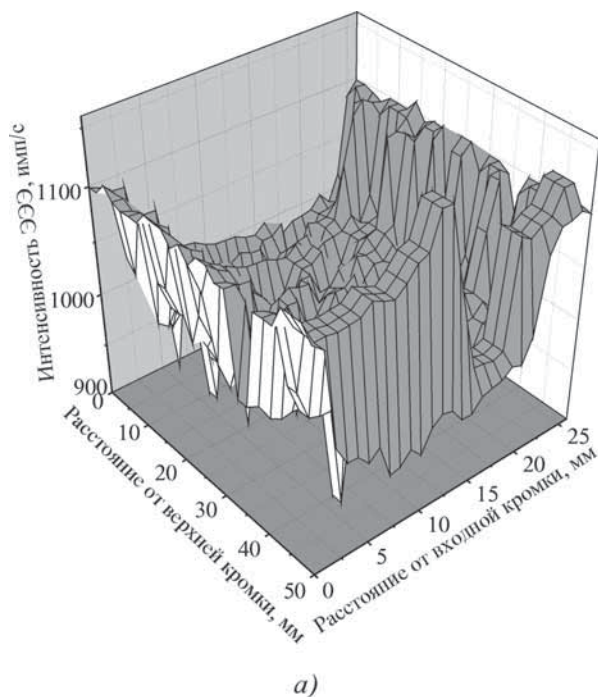


Рис. 4. Экзоэмиссионные сканограммы по поверхности лопаток из сплава ВТ9: а – исходное состояние; б – состояние после облучения СИЭП при 18...20 Дж/см² тремя импульсами

Заключение

Установлено, что степень предварительного пластического деформирования оказывает существенное влияние на толщину перекристаллизованного слоя, формируемого при облучении мишеней СИЭП. Это свидетельствует о высокой скорости протекания релаксационных процессов, величина которых превосходит значение скорости накачивания энергии в поверхностный слой при облучении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пайкин А.Г., Белов А.Б., Энгелько В.И. и др. Модификация поверхности деталей из жаропрочных сталей сильноточными импульсными электронными пучками // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 2. С. 32–41.
2. Пайкин А.Г., Белов А.Б., Энгелько В.И. и др. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модификации свойств деталей из $\alpha+\beta$ -титановых сплавов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 11. С. 9–18.
3. Пайкин А.Г., Львов А.Ф., Шулов В.А. и др. Использование сильноточных импульсных электронных пучков для модификации свойств лопаток ГТД // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2003. № 3. С. 41–49.
4. GESA-1 and GESA-2 accelerators of intense pulsed electron beams / V. Engelko, V. Yatsenko, G. Mueller, H. Bluhm // J. Vacuum. 2001. V. 62. P. 211–214.

5. Салонина О.П., Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1976. 447 с.

6. **Разработка** технологического процесса ремонта и восстановления свойств лопаток компрессора ГТД из жаропрочной стали ЭП866Ш // В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, О.А. Быценко, Д.А. Теряев, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 2. С. 23–27.

7. **Разработка** электронно-лучевого технологического процесса восстановления свойств лопаток турбины ГТД из сплава ЖС26НК с жаростойким покрытием NiCrAlY / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, О.А. Быценко, Д.А. Теряев, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 3. С. 37–40.

8. **Результаты** длительных испытаний на технологическом двигателе РД33 лопаток компрессора ГТД из жаропрочной стали 15X16K5H2MBФAB-Ш, облученных сильноточным импульсным электронным пучком / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, О.А. Быценко, Д.А. Теряев, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 9. С. 22–27.

9. **Технологические основы** модифицирования поверхности деталей из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойкими NiCrAlY покрытием с применением сильноточных импульсных электронных пучков / А.Г. Пайкин, А.В. Крайников, В.А. Шулов, О.А. Быценко, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко, А.В. Чириряка // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 3. С. 56–60.



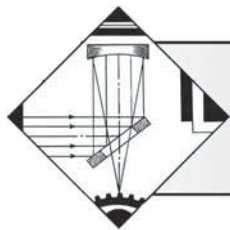
Поздравляем с юбилеем!

ПАНФИЛОВА Юрия Васильевича

**доктора техн. наук, профессора,
главного редактора нашего журнала**

*Желаем юбиляру здоровья, благополучия, счастья и успехов
в научной деятельности!*

*Редакционный совет и редакция журнала
"Упрочняющие технологии и покрытия"*



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.78.063.(4)

А.С. Килов (Оренбургский государственный университет, г. Оренбург)
E-mail: askil08@rambler.ru

Совмещение скоростного нагрева и охлаждения изделий*

Показана возможность повышения твердости и износостойкости изделий поверхностной закалкой с нагревом, выпрямленным электрическим током в электролите и охлаждением в нем же.

Ключевые слова: совмещение, нагрев, охлаждение, электролит, поверхностная закалка, выпрямленный электрический ток.

The possibility of increasing of hardness and wear resistance of the articles using surface hardening with heating rectified electric current in the electrolyte and cooling in it is shown.

Keywords: combination, heating, cooling, electrolyte, surface hardening, the rectified electric current.

Введение

Поверхностная закалка, как и ХТО, позволяет повысить эксплуатационные характеристики поверхностных слоев многих деталей, но нагрев тонких металлических заготовок или деталей в печах (пламенных или электрических) является объемным, так как теплота, воспринимаемая поверхностью, за счет высокой теплопроводности быстро передается к центру. К тому же при печном нагреве высока вероятность окисления и обезуглероживания поверхности, а также не исключен перегрев заготовок. Это не позволяет осуществить поверхностную закалку заготовок и обеспечить получение закаленного слоя на определенную глубину. Поверхностный нагрев деталей может обеспечить применение *токов высокой частоты* (ТВЧ) или нагрев в электролите.

Цель исследования – обеспечение возможности повышения твердости и износостойкости металлических деталей за счет их поверхностной закалки.

Методы проведения исследований

Материалы: закаливаемая деталь, подвергнутая поверхностной закалке – плунжер насоса из стали марки 30ХМА; электролит – водный раствор (до 20 %) кальцинированной соды (Na_2CO_3).

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта по проекту № 1014 аналитической ведомственной целевой программы Рособразования "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2011 гг.)".

Методика контроля результатов ТО – измерение твердости и микротвердости.

Разработчиком способа нагрева в электролите, принцип которого заключается в пропускании постоянного тока через заготовку в электролите, является И.З. Ясногородский.

Традиционная установка для реализации этого способа нагрева включает ванну с электролитом (состав: водный раствор солей натрия (Na_2CO_3 – 18 % или NaCl – 15 %)), источник напряжения ($U = 220$ В) и блок выпрямления тока. Одна клемма блока выпрямления подсоединена к боковой поверхности ванны, а другая соединена с деталью, по которой пропускают выпрямленный электрический ток [1].

При пропускании постоянного электрического тока в электролите протекает процесс электролиза и на катоде выделяется водород, образуя водородную оболочку на поверхности заготовки, создающую большое сопротивление. Ток, проходя через нее, производит скоростной нагрев оболочки и катода. Скорость нагрева в электролите зависит от состава и концентрации электролита, а также от плотности тока и величины напряжения.

В описанной установке проводили нагрев под закалку крупной заготовки (плунжер насоса диаметром ~15 мм из стали марки 30ХМА, рис. 1).

Процесс нагрева осуществляли выпрямленными однофазным и трехфазным токами при напряжениях $U = 220$ и 380 В соответственно. При выпрямлении однофазного тока периоды отсутствия тока на катоде весьма значительные и составляют полпериода синусоиды тока промышленной частоты (рис. 2, а).

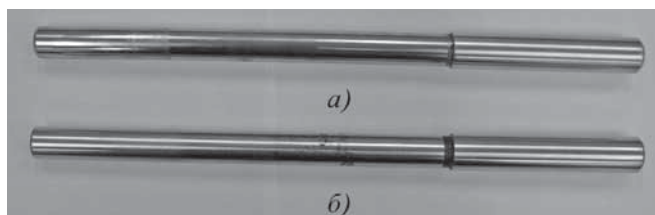


Рис. 1. Вид плунжера:
а – изношенного; б – исходного

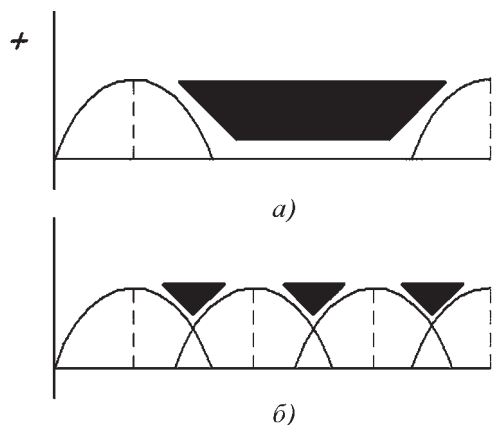


Рис. 2. Схема синусоид выпрямленного тока и периоды его отсутствия:
а – при нагреве однофазным током; б – при нагреве трехфазным током с одним блоком выпрямителей

При применении выпрямленного трехфазного тока периоды отсутствия тока на аноде (пульсации) сократились примерно в три раза (рис. 2, б), что позво-

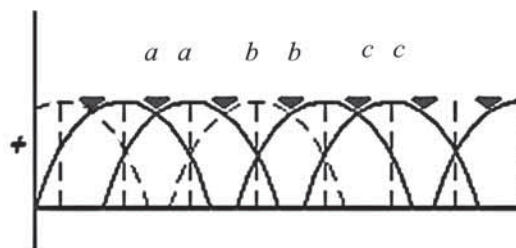


Рис. 3. Схема синусоид выпрямленного тока при нагреве трехфазным током с двумя блоками выпрямителей

лило повысить плотность тока и эффективность нагрева заготовок в электролите. Такие условия позволяют нагреть до температуры закалки стальные стержни диаметром до 10 мм (нагревали стержень из стали 40), но не позволяют нагревать до требуемой температуры заготовки большего диаметра, например $\varnothing 15$ мм.

Устранить данный недостаток позволило разработанное устройство [2]. Это было достигнуто за счет уменьшения периода пульсации (отсутствия тока на аноде) (рис. 3).

Устройство содержит два блока выпрямителей, на входах которых обеспечен сдвиг соответствующих фаз, что видно из схемы включения заготовки для нагрева в электролите (рис. 4), на которой также показан вид процесса нагрева при закалке.

Предложенное устройство позволяет быстро нагреть указанные заготовки до температуры закалки

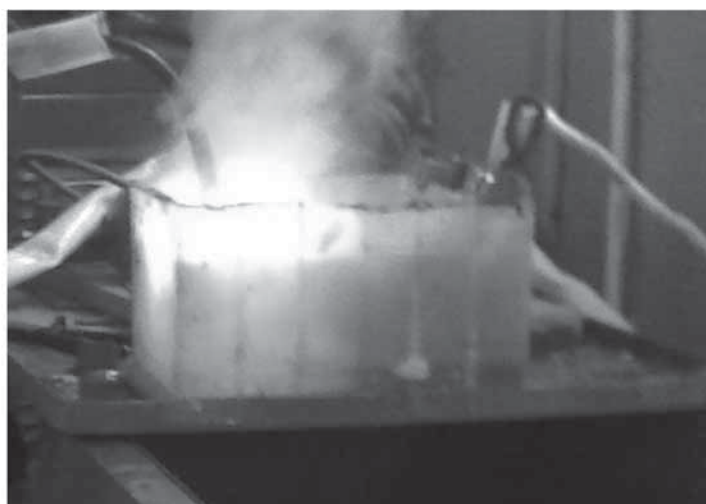
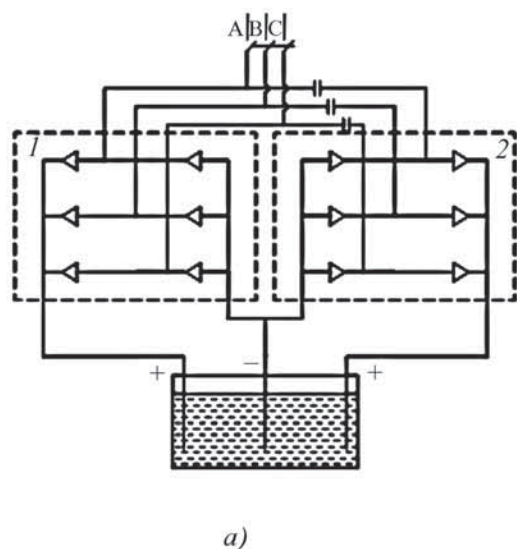


Рис. 4. Схема включения заготовки для нагрева в электролите (а) и процесс нагрева при закалке плунжера (б):
1, 2 – блоки выпрямления тока

(900 °С), так как по заготовке пропускают постоянный (не пульсирующий) ток.

Как видно, процесс нагрева при закалке сопровождается свечением, характеризующим искровой разряд. Для возникновения свечения жидкость должна быть отделена от электрода изолирующим слоем (парогазовой фазой, которая возникает в момент включения электрического тока).

В процессах, протекающих у катода, следует различать три стадии.

В *начальный момент* происходит местное изолирование электролита от электрода выделяющимися пузырьками водорода. *Вторая стадия* – быстрое (за доли секунды) разогревание прилегающего к электроду слоя жидкости до температуры ее кипения, что приводит к образованию вокруг электрода (нагреваемой заготовки) парогазовой оболочки. Дальнейшее пропускание электрического тока приводит к повышению температуры заготовки и парогазовой оболочки, и процесс переходит к *третьей стадии* – окончательному нагреву заготовки. Механизмы явлений, протекающие у катода при третьей стадии (повышенных, по сравнению с температурой кипения электролита, температурах), имеют общие закономерности со сфероидальным состоянием жидкости. Такое состояние жидкости наблюдается на поверхности твердого тела, нагретого до температуры, значительно большей температуры кипения жидкости. Капля жидкости (электролита) не закипает, а принимает форму сфероида (сплюснутого шара), отделенного от поверхности, и жидкость, контактирующая с поверхностью при ее высокой температуре, перестает ее смачивать. Отделение сфероида от поверхности нагретого твердого тела объясняется упругостью образующегося между ними пара, и это приводит к тому, что жидкость испаряется очень медленно, а парогазовая оболочка обеспечивает искровой разряд, приводящий к дальнейшему нагреву ее и заготовки.

Результаты влияния термообработки на свойства стали можно оценить по испытаниям на твердость. Распространенность данного метода испытаний объ-

ясняется простотой и быстротой проведения, отсутствием необходимости разрушения испытываемых объектов, возможностью испытаний материалов различной пластичности и размеров.

Проведенные измерения твердости заготовок до и после термообработки дали следующие результаты: твердость исходного плунжера – 27...30 HRC, после закалки при температуре нагрева в электролите ~900...950 °С – 49...51 HRC, т.е. повысилась на 70 %.

По микротвердости были получены следующие данные:

для исходного плунжера микротвердость поверхности образца составляла 292 Н₅₀;

для плунжера после закалки в электролите – 593,3 Н₅₀.

Результаты исследований

Испытания на микротвердость показали, что она повысилась практически на 100 %, т.е. больше, чем общая твердость, а это показывает, что проведена поверхностная закалка.

Выводы

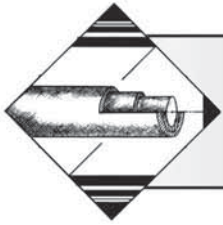
Приведенные результаты показали возможность нагрева и закалки в электролите заготовок большого диаметра, например Ø15 мм, выпрямленным током при напряжении $U = 380$ В.

Проведенная поверхностная закалка позволила увеличить твердость поверхности плунжера примерно на 100 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А.С. СССР 1354715, МПК⁶ С 21 D 1/44. Способ нагрева деталей в электролите / В.Я. Быков. 3769866/02, заявл. 09.07.1984; опубл. 10.04.1998. 3 с.

2. Пат. 88351 РФ. С21D1/40 (2006.01). Устройство для нагрева электропроводных заготовок в электролите / С.И. Богодухов, А.С. Килов, Е.А. Шеин. №2009123328/22; заявл. 18.06.09; опубл. 10.11.09, Бюл. № 31. 3 с.



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.793.18

Н.В. Коробова¹, А.И. Беликов², Ю.В. Панфилов²

¹ Московский государственный технологический университет "СТАНКИН",

² Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

E-mail: mt-6@yandex.ru

Методы нанесения и эффективность применения тонкопленочных самосмазывающих износостойких покрытий деталей машин и инструмента

Рассмотрены современные покрытия, наносимые на поверхности деталей машин и технологического инструмента и достигаемые с их применением положительные эффекты. Показана целесообразность создания комбинированных нанокompозитных покрытий, содержащих в своем составе твердые компоненты и мягкую составляющую – смазывающий материал. Обоснованы преимущества магнетронного высокочастотного метода нанесения таких покрытий, а также использования одного источника распыления и мишени, включающей в себя все материалы, входящие в состав будущего покрытия.

Ключевые слова: детали машин, обрабатываемый инструмент, комбинированные покрытия, увеличенная износостойкость, сниженное трение, уменьшенные затраты энергии.

Modern surface thin-film deposits for the machine parts and work tools are considered in the article. Expediency of the combined deposits containing solid and lubricant components is confirmed. The advantages of magnetron method of application of these deposits and of the using only one magnetron containing the technological target combined from different materials is justified.

Keywords: machine parts, machining tool, combined thin-film deposits, increased durability, reduced friction, reduced energy costs.

Введение

В настоящее время проблемы, связанные с отрицательными последствиями потерь энергии и изнашивания контактирующих в режиме сухого трения поверхностей деталей машин и технологического инструмента, решаются путем упрочнения поверхностей современными покрытиями, формируемыми различными методами [1, 2]. Достойное место среди них занимают тонкопленочные покрытия, нанесение которых осуществляется методами физического и химического осаждения в вакууме [3–7]. Современные вакуумные методы, основанные на распылении материала мишени с возможностью использования химического осаждения на поверхность деталей, обладают широкими возможностями в плане применимости к различным материалам и достаточно высокой производительностью. К наиболее рациональным из них относятся методы магнетронного распыления на постоянном и переменном токе.

Традиционно, в качестве упрочняющих покрытий применялись тонкие пленки (толщиной несколько

микрон) на основе нитридов, карбидов, карбонитридов титана (TiN, TiC, TiCN) и других тугоплавких металлов благодаря большому набору положительных свойств (высокие твердость и износостойкость, химическая инертность, температурная стойкость и др.) [8]. Такие покрытия используются до сих пор. Дальнейшее улучшение твердых упрочняющих покрытий связано с добавлением в состав традиционных титановых покрытий Al, B, Cr, Si и других элементов, что приводит к уменьшению размера зерна до нескольких нанометров и существенному увеличению твердости многокомпонентных, наноструктурированных покрытий.

Покрытия типов Ti–B–N, Ti–Al–N, Ti–Si–B–N, Ti–Cr–B–N имеют по сравнению с традиционными покрытиями на основе нитрида и карбидов титана более высокую износостойкость и твердость, достигающую 40...50 ГПа, однако коэффициент трения таких покрытий в различных парах трения высок – 0,4...0,6 и более.

Эффект от использования упрочняющих покрытий на технологическом инструменте является суще-

ственным и стойкость инструментов повышается [9, 10]: резцов с TiN – 3–8 раз, TiC – 16–22 раза; сверл – 4–20 раз; червячных фрез – 2,5–7 раз; концевых фрез – 3–5 раз; долбяков – 6–10 раз; отрезных резцов – 6 раз; метчиков – 3–10 раз; инструментов для пробивки отверстий в стальных листах (с покрытием TiC) – 20–100 раз; стальных пуансонов высачных и прошивочных машин – 2–5 раз; инструментов глубокой вытяжки – в 4 раза и выше.

У пуансонов с покрытием TiC+TiN стойкость при штамповке болтов повышается в 4 раза, при обрезке граней на штампованных заготовках – в 9 раз.

При выдавливании заготовок из Al и Zn двухслойное покрытие Cr_7C_3 +TiC повышает стойкость матриц в 10 раз, по сравнению с однослойными покрытиями Cr_7C_3 или TiC.

Пятислойное покрытие TiN+TiC в штампах горячей штамповки и матрицах для волочения повышает стойкость в 5 раз. Покрытие препятствует развитию термических трещин.

Кроме того, для режущих инструментов скорость резания может увеличиваться в два и более раз.

Материалы и методы проведения исследований

Представленные данные характерны для твердых покрытий, но при составлении композитной структуры из твердого и смазывающего веществ образуется покрытие с несколько другими характеристиками. За счет отсутствия налипания и истирания, а также диффузии обрабатываемого материала и материала деформирующего инструмента трение может снижаться на 30...50 %, что ведет примерно к такому же в процентном отношении увеличению стойкости для режущего инструмента. Для деформирующих инструментов характерны такие улучшения, как уменьшение абразивного износа (в тяжелых операциях формования, вытяжки), улучшение поверхностного качества штампованных деталей.

Смазывающим веществом служат такие соединения, как сульфиды, селениды и теллуриды металлов четвертой, пятой, шестой или седьмой групп периодической таблицы Менделеева, например: ZnS_2 , NbS_2 , TaS_2 , MoS_2 , WS_2 , ReS_2 , WSe_2 , MoSe_2 , NdSe_2 , WTe_2 , и другие материалы с подобной кристаллической решеткой. Твердым материалом для смазочного покрытия могут служить фториды (CaF_2 ; BaF_2), хлориды (CdCl_2 ; CrCl_2), йодиды (CdI), нитриды (BN), оксиды (PdO ; SbO_3), графит [11].

Однако в настоящее время все более высокие требования предъявляются к антифрикционным свойствам упрочняющих покрытий (коэффициент трения $K_{\text{тр}}$ менее 0,1) при высокой износостойкости. Низкие значения коэффициента трения важны и для сниже-

ния энергозатрат при металлообработке, и для улучшения качества обработки, особенно малоразмерных изделий в приборостроении, а также для повышения долговечности узлов трения современных машин и оборудования. В качестве антифрикционных покрытий в настоящее время получили распространение алмазоподобные углеродные пленки α -C, нитрид бора BN и пленки на основе дихалькогенидов тугоплавких металлов (дисульфиды и диселениды молибдена и вольфрама MoSe_2 , MoS_2 , WSe_2 , WS_2 и др.). Последние являются слоистыми твердыми смазками и представляют группу перспективных материалов, демонстрируя в определенных условиях аномально низкое трение ($K_{\text{тр}}$ до 0,002). Среди недостатков однослойных твердосмазочных покрытий следует отметить склонность к хрупкому разрушению, низкую температурную стабильность и плохую адгезию к поверхности [10].

В режимах сухого высокоскоростного резания инструмент выполняет свою функцию, подвергаясь тепловому воздействию и механической нагрузке. Поэтому инструмент, предназначенный для сухого высокоскоростного резания, должен обладать высокой износостойкостью, низким коэффициентом трения, сопротивлением инструмента окислению. Все эти качества в конечном итоге влияют на производительность, точность обработки заготовки и долговечность инструмента.

Основными направлениями совершенствования покрытий и улучшения их эксплуатационных свойств являются создание комбинированных нанокompозитных самосмазывающихся покрытий, содержащих в своем составе твердые компоненты и мягкую составляющую – смазывающий материал [11, 12].

Набор технологических методов нанесения антифрикционных покрытий на основе твердосмазочных материалов является ограниченным. Среди вакуумных методов нанесения используются методы распыления, основанные на бомбардировке поверхности мишени из исходного материала (MoS_2 или WS_2) ускоренными ионами аргона. Наиболее оптимальным является метод магнетронного распыления, обеспечивающий достаточно высокие скорости нанесения, воспроизводимость стехиометрического состава покрытия, хорошую управляемость параметрами распыления [13, 14].

Как показывает анализ, проблема недостаточно высокой стойкости тонкопленочных твердосмазочных покрытий связана не только с особенностями материала, так при субмикронной толщине пленки 20...100 нм формируется поликристаллическая структура, а при дальнейшем росте образуется колончатая структура с ориентацией плоскостей скольжения кристаллической структуры перпендикулярно по-

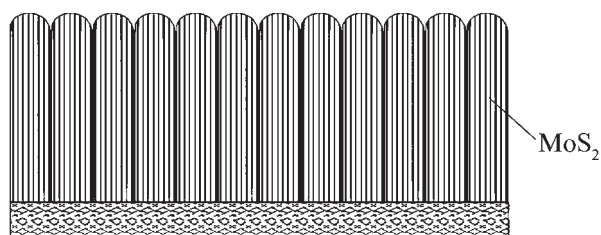


Рис. 1. Колончатая структура однослойного твердосмазочного покрытия

верхности (рис. 1). Очевидно, что такое строение является неоптимальным, покрытие обладает высоким коэффициентом трения, а при сравнительно большой толщине (более 5 мкм) саморазрушается за счет высоких внутренних напряжений. Кроме того, рассматриваемая группа материалов обладает низкой температурной стабильностью за счет образования под воздействием молекул воды и кислорода оксидов тугоплавких металлов, являющихся абразивом.

Таким образом, преобладание колончатых структур в однослойных твердосмазочных покрытиях из слоистых материалов ограничивает срок их эксплуатации, так как колонки разрушаются относительно легко, подвержены износу или налипанию на другие части. Из-за этого теряется часть эффективной толщины пленки, что неблагоприятно влияет на качество работы покрытия и на его долговечность.

Возможными путями решения этой проблемы являются:

- нанесение многослойных покрытий, состоящих из чередующихся слоев твердых пленок и пленок твердосмазывающего материала (рис. 2) [10];
- нанесение нанокомпозитных покрытий, имеющих своего рода "диффузную" структуру, когда компоненты твердой и мягкой составляющих распределены равномерно в объеме при определенном соотношении (рис. 3) [14].

В первом случае покрытие формируется в виде многослойной структуры таким образом, чтобы ограничить рост колончатых структур, и является более работоспособным по сравнению с чистыми покрытиями. Слои на основе легированных тугоплавких металлов обеспечивают множество барьеров для распространения разрушительного воздействия влаги и кислорода на дисульфидовые слои. Наконец, ориентация основной контактирующей поверхности улучшает смазочные качества покрытия и снижает время разрушения покрытия благодаря большей структурной плотности, повышается общая прочность покрытия. Однако по мере изнашивания отдельных слоев возможны изменения общих свойств покрытия, т.е. нестабильность коэффициента трения и изнашивания покрытия.

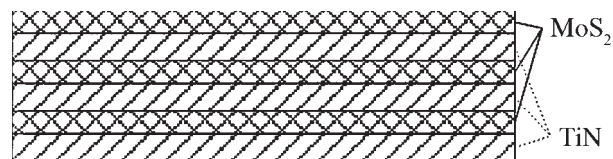


Рис. 2. Многослойное покрытие



Рис. 3. Нанокомпозитное покрытие

Во втором случае покрытия могут формироваться путем одновременного осаждения тугоплавкого металла с легирующими компонентами и твердосмазочного материала. Твердая износостойкая основа и антифрикционная твердосмазочная составляющая смешаны в объеме и, следовательно, образуют общую структуру, которая, как правило, имеет наноразмерное зернистое строение, что и определяет понятие "нанокомпозита".

Такой вариант покрытия обладает более высокими прочностными характеристиками в сравнении с чистым твердосмазочным покрытием. С другой стороны, капсулированный в твердую матрицу дисульфид оказывается защищенным от внешнего воздействия окружающей среды, как и в многослойном покрытии, обладая при этом более высокими и стабильными свойствами.

Существенное влияние на выбор и использование материалов тонкопленочных покрытий на инструменте оказывают такие их фрикционные характеристики, как износостойкость и коэффициент трения.

Мелкозернистая структура нанокомпозитного покрытия имеет лучшую, по сравнению с другими типами покрытий, ориентацию кристаллической решетки по отношению к плоскости взаимодействия.

О перспективности нанокомпозитных материалов свидетельствуют современные исследования, например, представленные на конференции "Нано 2004" [15]. В материалах конференции нашли отражение сравнительные экспериментальные данные по покрытиям TiAlCN и TiAlCN+MoS₂.

Покрытия TiAlCN+MoS₂ были получены методом вакуумного ионно-плазменного осаждения из трех источников: Ti+Al (50/50 % ат.), C и MoS₂ в среде азота. Полученные покрытия имели толщину порядка 1,5...3,0 мкм и объемным соотношением TiAlCN+MoS₂ 70/30 %. Покрытия TiAlCN имели столбчатое строение с шириной столбцов 50...75 нм, а покрытия

Сравнительные результаты экспериментов [15]

Свойство	TiAlCN	TiAlCN+MoS ₂	Метод испытания	Условия исследования
Твердость, ГПа	56	42	Наноиндентор	Алмазный индентор Берковича; скорость изменения нагрузки 5 нм/мин (линейное нарастание); конечная нагрузка 20 мН
Адгезия, Н	$L_{c1} = 48; L_{c2} = 60$	$L_{c1} = 60; L_{c2} = 78$	Скрэтч-тест	Индентор Роквелл С; начальная нагрузка 1 Н; конечная – 150 Н; скорость изменения нагрузки 5 нм/мин; линейная скорость 5,14 мм/мин
Объемный износ	$8,8 \cdot 10^{-6}$	$7,0 \cdot 10^{-7}$	Трение скольжения вращающейся шайбы с покрытием по неподвижному шариком без покрытия в условиях сухого трения на воздухе	Шарик диаметром 6 мм; нагрузка 10 Н; скорость 3 см/с; путь 200 м; 20 °С; относительная влажность 50 %
Коэффициент трения	0,7	0,1		

TiAlCN+MoS₂ были наноструктурированными с размером зерна твердой составляющей примерно 3 нм.

Полученные образцы подвергались испытаниям, результаты которых приведены в таблице. Как видно, потеря твердости для нанокompозитного покрытия составляет порядка 20 % и остается достаточно высокой, кроме того, твердость покрытия не всегда определяет основное функциональное назначение покрытия, а именно его износостойкость и трибологические характеристики. Как показывают результаты авторов работы [15], для нанокompозитного покрытия существенно улучшились характеристики адгезии и износостойкость (объемный износ ниже на порядок). Кроме того, достигнутые показатели по коэффициенту трения позволяют классифицировать этот материал как антифрикционный самосмазывающийся композит.

Поведение, которое демонстрирует полученный материал, типично для дисульфидов, имеющих слоистую структуру. Так, на первом этапе изнашивания покрытия происходит притирка образца, что отражается в высоком коэффициенте трения, спустя небольшой интервал приработки снижающегося до значения 0,1.

Как известно, на этом этапе осуществляется перераспределение твердой смазки в зону трения с переориентацией структуры по направлению скольжения.

Таким образом, наноструктурированные композитные покрытия на основе твердых и твердосмазочных материалов позволяют достичь высоких значений антифрикционных параметров.

Для выбора метода нанесения твердосмазочных материалов может использоваться имеющаяся база данных по вакуумным методам нанесения тонких пленок.

Из этой базы данных был выбран магнетронный ВЧ-метод. Сущность метода заключается в механиче-

ском выбивании атомов или молекул материала мишени путем передачи им кинетической энергии ускоренных ионов инертного газа (рис. 4).

Электроны, эмитируемые из мишени под действием ионной бомбардировки, захватываются магнитным полем и совершают сложное циклоидальное движение по замкнутым траекториям вблизи поверхности мишени. В результате многократных столкновений электронов с атомами *рабочего газа* (аргон) (РГ) резко увеличивается степень ионизации плазмы и возрастает плотность ионного тока (примерно в 100 раз по сравнению с диодной распылительной системой без магнитного поля), что приводит к существенному (в 50–100 раз) увеличению скорости распыления материала мишени.

Эффективность процесса плазмообразования в магнетронных системах в 5–6 раз выше, чем в диодных распылительных системах без магнитного поля. Энергетическая эффективность процесса распыления, определяемая зависимостью коэффициента распыле-

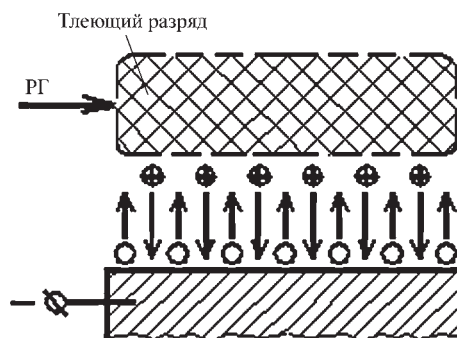


Рис. 4. Схема процесса ионного распыления

ния от энергии ионов, имеет максимальное значение в диапазоне 300...500 эВ, характерном для магнетронов. Поскольку в магнетронах высокая эффективность процесса плазмообразования сочетается с высокой эффективностью процесса распыления, то магнетронные системы характеризуются максимальным значением энергетической эффективности по сравнению со всеми другими видами распылительных систем.

Применение в технологии комбинированной мишени, содержащей металлические включения, которые способствуют повышению ее электрической проводимости, позволяет перейти от более дорогостоящего метода высокочастотного магнетронного распыления к схеме с магнетроном на постоянном токе, являющимся более простым в реализации и обеспечивающим лучшую управляемость и воспроизводимость процесса нанесения покрытия.

Технологический процесс

Особенности композитной мишени, а именно применение специфических материалов – дисульфидов, накладывают определенные ограничения на технологию ее получения. В этой связи, исходя из многообразия конструктивных решений магнетронных распылительных систем, следует остановиться на варианте с планарным магнетроном с дисковой мишенью.

Технологический маршрут нанесения покрытия включает в себя следующие основные этапы:

группа операций предварительной подготовки поверхности перед нанесением (механическое удаление частиц, обработка в ультразвуковой ванне в среде поверхностно-активных веществ и щелочных растворителей, промывка в среде органических растворителей, сушка обработкой в спирте);

финишная очистка путем обработки поверхности потоками ионов с помощью автономного источника ионов для удаления легких примесей и активации поверхности непосредственно перед нанесением. После этого следует нанесение покрытия.

Важным преимуществом разработанной технологии нанесения покрытия является проведение технологического процесса в едином вакуумном цикле. Такие условия позволяют получить покрытие в условиях высокой чистоты вакуумной технологической среды и добиться высоких антифрикционных характеристик материала.

Для формирования нанокompозитных тонкопленочных покрытий могут использоваться вакуумные установки с различными компоновочными решениями. В установке может располагаться как один источник нанесения, так и два и более. Для получения составных покрытий (многослойных и нанокompозитных) часто используются установки с двумя магнетронами. Соответственно, в процессе участвуют две мишени из разных веществ (в нашем случае это твердое и смазывающее вещество). Установка является универсальной, поскольку для получения многослойного покрытия магнетроны можно включать попеременно, а для нанокompозитного – одновременно (рис. 5).

Принципиально различимы следующие два варианта компоновки системы нанесения покрытия.

1. Использование нескольких источников нанесения материалов (см. рис. 5), входящих в состав нанокompозитного покрытия (на каждый материал или группу материалов свой источник). Так, например, покрытие состава $TiN-WS_2$ может быть получено одновременной работой двух источников: распылением мишени титана в среде азота и распылением мишени дисульфида вольфрама. А для покрытия $TiAlN-WS_2$ титановая мишень может быть заменена на мишень $Ti+Al$.

2. Использование одного источника распыления (рис. 6) и мишени, включающей в необходимом соотношении все материалы, входящие в состав будущего нанокompозитного покрытия $Ti+WS_2$, покрытия $Ti+Al+WS_2$ и т.п.

Следует отметить, что нанесение покрытий из таких твердосмазочных материалов, как дисульфиды тугоплавких металлов, сопряжено с определенными сложностями, вытекающими из специфики этих материалов. Так, практически единственным вакуумным методом получения является распыление формованной мишени, которая обладает высокой хруп-

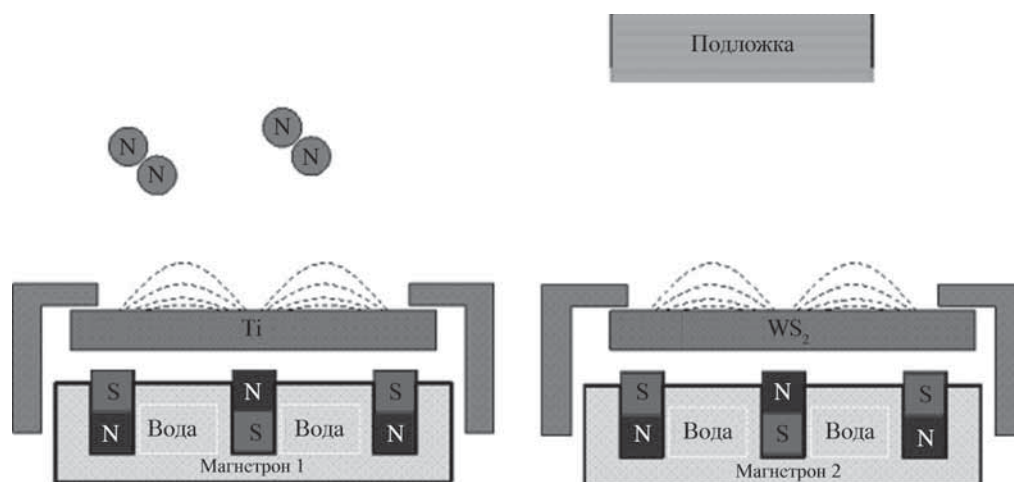


Рис. 5. Нанесение композитного покрытия по схеме "два магнетрона"

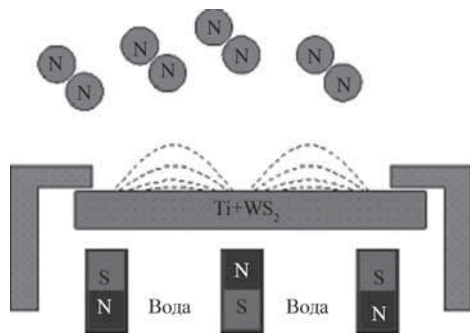


Рис. 6. Нанесение композитного покрытия распылением композитной мишени

костью и склонна к разрушению, а поскольку дисульфиды имеют недостаточно высокую электрическую проводимость (по характеристикам – полупроводники), то наиболее эффективным методом нанесения является высокочастотное распыление.

Выводы

1. Для компоновочного варианта 1 определяются такие преимущества, как возможность управления отдельными источниками нанесения за счет подачи разной мощности для распыления материалов и, следовательно, теоретически получения любого соотношения компонентов в покрытии. К недостаткам следует отнести неравномерность стехиометрического состава по длине изделия ввиду расположения источников осаждения в разных точках внутрикамерного пространства, более сложную конструкцию оборудования, усложняющуюся по мере увеличения количества компонентов и источников их осаждения, в связи с этим высокое энергопотребление.

2. В случае компоновки по варианту 2 недостатком является возможность получения только такого стехиометрического состава покрытия, которое определяется составом мишени. Преимуществами же являются простота реализации и постоянство стехиометрического состава покрытия по всей длине образца. Кроме того, при наличии в составе мишени металлов можно перейти на более простой и управляемый метод распыления на постоянном токе.

Следовательно, вариант 1 предпочтителен для исследовательского, лабораторного оборудования. А в целях практического, производственного использования следует выбрать вариант 2, в котором могут быть применены композитные мишени требуемого стехиометрического состава для достижения заданных трибологических и прочностных характеристик покрытия. Второй вариант обеспечивает высокий уровень воспроизводимости процесса, поскольку при изменении мощности, подаваемой на распыляемую мишень, это отражается на распылении каждой компоненты мишени, и стехиометрический состав покрытия зависит только от соотношения компонентов в мишени.

Таким образом, вариант нанесения наноструктурированного износостойкого самосмазывающего покрытия распылением композитной мишени, включающей в необходимом соотношении все материалы, входящие в состав будущего нанокompозитного покрытия и использование одного источника распыления, является наиболее рациональным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьев С.Н. Экологически чистое вакуумно-плазменное технологическое оборудование для повышения износостойкости инструментов и деталей машин // Безопасность жизнедеятельности. 2006. № 6. С. 5–8.
2. Вакуумно-дуговые наноструктурные TiN покрытия / А.А. Андреев, С.Н. Григорьев, В.Ф. Горбань, В.А. Столбовой, В.М. Шулаев // Вестник МГТУ Станкин. 2010. № 3. С. 14–17.
3. Development And Application Of Coated Ceramic Cutting Tools / E. Uhlmann, T. Hühns, S. Richarz, W. Reimers, S. Grigoriev // Industrial Ceramics. 2009. V. 29. № 2. P. 113–118.
4. Filling The Vacuum Chamber Of A Technological System With Homogeneous Plasma Using A Stationary Glow Discharge / A.S. Metel, S.N. Grigoriev, Yu.A. Melnik, V.V. Panin // Plasma Physics Reports. 2010. V. 35. № 12. P. 1058–1067.
5. Road Beam Source Of Fast Atoms Produced As A Result Of Charge Exchange Collisions Of Ions Accelerated Between Two Plasmas / S.N. Grigoriev, Yu.A. Melnik, A.S. Metel, V.V. Panin // Instruments and Experimental Techniques. 2009. V. 52. № 4. P. 602–608.
6. Волосова М.А., Григорьев С.Н. Режущие пластины из керамики: влияние абразивной обработки и покрытий на их эксплуатационные показатели // Вестник МГТУ Станкин. 2011. № 2. С. 68–74.
7. Азотирование режущего инструмента в плазме, получаемой ионизацией газа пучком быстрых нейтральных молекул азота / С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, А.С. Метель, В.В. Панин, А.Н. Пономарев // Вестник МГТУ Станкин. 2010. № 4. С. 47–54.
8. Григорьев С.Н., Волосова М.А. Инженерия поверхности металлорежущего инструмента методом комбинированной вакуумно-плазменной обработки. Ч. 2 // Ремонт, восстановление, модернизация. 2004. № 8. С. 2.
9. Григорьев С.Н. Решение задач технологического перевооружения машиностроения // ИТО: Инструмент–технология–оборудование. 2008. № 10. С. 14–19.
10. Волосова М.А., Туманов А.А. Систематизация методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущего инструмента и алгоритм их выбора // Вестник МГТУ Станкин. 2011. № 3. С. 78–83.
11. Трибологические и механические свойства наноструктурированных твердосмазочных покрытий W–SE–C, получаемых лазерным осаждением / С.Н. Григорьев, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, В.Н. Неволин // Перспективные материалы. 2012. № 2. С. 5–14.
12. Волосова М.А. Вакуумно-плазменные технологии: получение наноструктурных покрытий триботехнического и инструментального назначения // Вестник МГТУ Станкин. 2010. № 4. С. 66–73.
13. A compact vapor source of conductive target material sputtered by 3-keV ions at 0,05-pa pressure / S.N. Grigoriev, Yu.A. Melnik, A.S. Metel, V.V. Panin, V.V. Prudnikov // Instruments and Experimental Techniques. 2009. V. 52. № 5. P. 731–737.
14. Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П. Методологические принципы создания функциональных покрытий нового поколения для применения в инструментальном производстве // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2011. № 12. С. 13–22.
15. Self-lubricating nanocomposite hard coatings for wear protection of cutting tools / V. Spassov, A. Savan, A.R. Phani, H. Haefke / CSEM Swiss Center for Electronics and Microtechnology, Switzerland / Conference "Nanj 2004".



УДК 620.22–022.532

Л.П. Шестопалова, Л.Г. Петрова, А.Ю. Малахов

(Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ))

E-mail: ntibr@mail.ru

Современные методы исследования структуры и фазового состава упрочненных слоев после химико-термической обработки

Рассмотрены методы исследования, которые наиболее широко применяются для анализа структуры и фазового состава упрочненных слоев после химико-термической обработки, в том числе тонкие методы исследования их наноструктуры. Показана эффективность исследований с точки зрения наглядности изменения строения сплавов в процессе ХТО на конкретных образцах. Предложены новые методы исследования строения упрочненных слоев после химико-термической обработки, такие как метод электрографии и метод количественного анализа электрографических изображений.

Ключевые слова: микроструктура, наноструктура, фазовый состав, стали, химико-термическая обработка, электрографический анализ.

Methods of investigation are discussed that are widely used for analyses of structure and phase composition of hardened layers after thermo-chemical treatment including fine methods of analyses of nanostructure. The efficiency of investigations is shown from the viewpoint of visualization of changes of morphology of alloys in the processes of thermo-chemical treatment on concrete samples. New methods of analyses of structure of hardened layer after thermo-chemical treatment are suggested such as the electrographic method and the method of quantitative analyses of electrographic images.

Keywords: microstructure, nanostructure, phase compositions, steels, thermo-chemical treatment, electrographic analyses.

Введение

Создание новых материалов и разработка способов их обработки базируются на знаниях о внутренних процессах и превращениях на микро- и наномасштабных уровнях структуры, происходящих в процессе производства и эксплуатации изделий. Наука о металлах носит преимущественно экспериментальный характер, поэтому в металловедении особую роль играет обоснованный и рациональный выбор методик и аппаратуры для исследования структуры и фазового состава металлов и сплавов с целью установления взаимосвязи структурных и технологических параметров и получения требуемых свойств.

Химико-термическая обработка (ХТО), объединяющая в себе множество способов диффузионного насыщения поверхности элементами, является эффективным видом поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента из металлических материалов. С помощью ХТО достигается целенаправленное изменение структурного состояния, химического и

фазового составов поверхностного слоя, что обеспечивает достижение заданных физико-механических свойств. В связи с этим задача всестороннего исследования строения модифицированных слоев после ХТО не теряет своей актуальности.

При исследовании упрочненных слоев возникают аналитические задачи, заключающиеся в визуализации структуры, определении количественных характеристик ее элементов, в частности толщины слоя и отдельных его участков, особенностей химического и фазового состава. Существующие методы исследования анализируют строение материалов на разных масштабных уровнях, имеют свои возможности и ограничения, поэтому одного метода, как правило, бывает недостаточно для получения детальной информации об исследуемом материале. Для получения наиболее полной картины необходим комплексный подход, объединяющий в себе возможности нескольких методов анализа. Для правильного выбора способов решения конкретной аналитической задачи необходимо знать, какие методы исследования и оборудо-

вание принципиально пригодны для данного случая, а также сопоставить требования к точности измерений, разрешающей способности и чувствительности приборов с возможностями конкретных методов.

Традиционно микроструктуру металлических материалов, в том числе упрочненные слои, изучают методами оптической микроскопии, включая количественную металлографию. Эти методы дополнены разработанным в МАДИ методом электрографического анализа и усовершенствованным количественным методом исследования структуры с использованием компьютерного анализа изображений [1].

Более тонкие исследования микроструктуры, а также исследования на наноструктурном уровне осуществляют методами электронной микроскопии (растровой и просвечивающей), спектральными и зондовыми методами [2–6]. Как известно, большинство структурных методов анализа основаны на взаимодействии с объектом электромагнитного излучения определенной длины волны. Чем тоньше объект исследования, тем более коротковолновое излучение должно использоваться для выявления его структурных особенностей. Длина волны излучения определяет разрешающую способность метода – минимальную различимую величину объекта. Так, оптический микроскоп позволяет анализировать детали структуры, размер которых не превышает $2 \cdot 10^{-7}$ м (до 200 нм). Использование электронного излучения с очень малой длиной волны (0,004...0,012 нм) позволяет выявлять детали изучаемого объекта размером до 0,2...0,5 нм.

Задача исследования структуры поверхностного слоя после ХТО тесно связана с задачей установления особенностей фазового и химического составов. Поэтому в комплекс структурных методов исследования включены методы, связанные с идентификацией фаз и определением микрораспределения химических элементов, такие как рентгеновская и электронная дифрактография, методы микроанализа (рентгенографический анализ и рентгеновская спектроскопия, Оже-электронная спектроскопия и т.п.) [2, 6, 7].

Методика проведения исследований

Металлографические исследования микроструктуры сплавов после ХТО проводили с использованием оптического микроскопа "AXIOVERT 25CA" с цифровым анализатором изображений при увеличении от 100 до 1500 раз.

Электрографические исследования структуры осуществляли на аппарате конструкции МАДИ, состоящем из источника высокого напряжения, системы линз и пластины с металлическим электродом, к которой подается высокое напряжение. Оборудование

включает микроскоп и видеокамеру для регистрации и передачи изображения либо на печать, либо на компьютер для дальнейшей обработки. Электрографические исследования проводили при постоянных входных параметрах: пониженном давлении (30 мм H_2O) для получения интенсивного излучения, напряжении 7800 В, частоте переменного тока 1000 МГц.

Количественную металлографию осуществляли с применением метода компьютерного анализа изображений. Для статистической оценки геометрических размеров исследуемых фаз использовали стандартную компьютерную программу KS Lite 2.0. Устройство для автоматизированного количественного анализа структуры металлов с применением компьютерной обработки изображений конструкции МАДИ осуществляет анализ и подсчет элементов структуры *различного химического и фазового составов* в зависимости от интенсивности их цвета на оцифрованном изображении.

Исследования тонкой структуры упрочненной поверхности проводили с помощью *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ) с использованием метода тонких фольг на установке УМВ-100К с ускоряющим напряжением 100 кВ, а также с помощью *растровой электронной микроскопии* (РЭМ) на установках "Cameca MS/46" и "НИТАСНІ S-800".

Дифракционный *рентгеноструктурный анализ* (РСА) фазового состава проводили с использованием установки "ДРОН-3", *рентгеноспектральный микроанализ* (РСМА) – с использованием приставок "INCA X-ACT", "Line Scan INCA-sightnt", "Jeol-Superprobe-740, 733", Оже-электронную спектроскопию – на установке НВ-50.

Исследования микроструктуры упрочненных слоев после ХТО. Для исследования микроструктуры и толщины упрочненного слоя и отдельных его участков, определения количества, размеров, формы и распределения структурных составляющих, первичной оценки фазового состава слоя и его участков проводят металлографический анализ. Этот вид исследований позволяет установить связь микроструктуры слоя с его свойствами и параметрами ХТО.

Анализ микроструктуры позволяет выявить однородное или неоднородное строение модифицированного слоя. Например, после высокотемпературного азотирования никелевого сплава выявляется однородная структура диффузионного слоя в виде зоны внутреннего азотирования с распределенными в аустените дисперсными частицами вторичных нитридов (рис. 1, а). На рис. 1, б показан пример неоднородного строения диффузионного слоя: структура поверхностного слоя армко-железа после лазерного и радиационного борирования представляет собой смесь столбчатых боридов и боридов дендритной

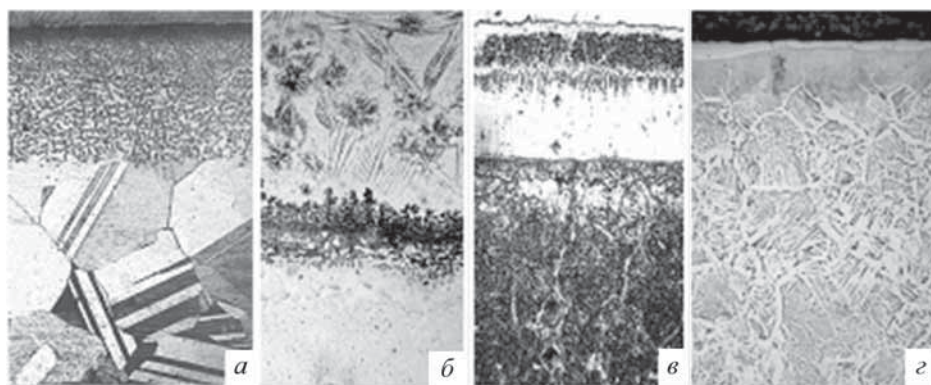


Рис. 1. Микроструктуры модифицированных слоев на сталях после различных вариантов ХТО:

a – зона внутреннего азотирования в никелевом сплаве после высокотемпературного азотирования в азоте ($t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, 15 ч), $\times 250$; *б* – поверхностный слой в армо-железе после лазерного и последующего радиационного борирования ($t = 640\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 ч), $\times 500$; *в* – композиционное покрытие в стали 40X13 после газоциклического оксиазотирования, $\times 250$ (по данным В.А. Александра.); *г* – модифицированный слой в стали 40 после алюмокарбонитрирования, $\times 200$

структуры, под которой находится переходная зона [8].

Микроструктурный анализ дает возможность визуализировать слоистые композиции, которые формируются в поверхностном слое, например, после газоциклических процессов ХТО. Так, на рис. 1, *в* показана структура модифицированного слоя стали 40X13 после оксиазотирования в чередующихся атмосферах аммиака и воздуха, который состоит из нескольких участков с различным фазовым составом. Оптическая микроскопия позволяет определить толщину каждого участка, однако не дает возможности идентифицировать их фазовый состав.

Подобная задача стоит и при анализе микроструктуры сплавов после ХТО с насыщением в многокомпонентных средах, когда термодинамически обусловлено многообразие возможных образующихся фаз. На рис. 1, *г* показана микроструктура алюмокарбонитрированного слоя на стали 40, полученного после шликерной металлизации алюминием, совмещенной с гидроплазменным азотированием в присутствии в обмазке и электролите графита [9]. На поверхности наблюдается белого цвета пленка предположительно оксида Al_2O_3 толщиной 25 мкм, затем – переходный диффузионный слой толщиной около 70 мкм (более темного цвета), а далее вглубь формируется характерная заэвтектоидная структура с карбидной сеткой по границам зерен, внутри которых видны иглы мартенсита. Общая толщина упрочненного слоя составляет около 150 мкм. Видно, что фазовый состав каждого участка нуждается в дополнительном уточнении и

проведении соответствующих послойных исследований.

Для более четкого дифференцирования участков различного химического и фазового состава в случае образования многофазных упрочненных слоев применяется метод электрографического анализа [1].

Электрографический метод заключается в регистрации электрических сигналов, возникающих при обработке объектов высоковольтными разрядами, в виде мерцающего свечения. Метод основан на коронном эффекте: при подаче на электрод высокого напряжения ионизируется окружающая атмосфера. Ионизированный воздух, проводящий электрический ток, порождает излучение света в видимом, а также в ультрафиолетовом и инфракрасном спектрах. Таким образом, металлический объект, заряженный от высоковольтного источника, испускает свечение, спектр излучения (цвет) которого индивидуален и зависит от составляющих элементов. Это свечение регистрируется и переводится в цифровое изображение. Электрографическое изображение представляет собой сочетание цветовых оттенков, которые указывают на наличие тех или иных элементов, фаз или структурных составляющих. Интерпретация этого изображения дает возможность проанализировать структурные и фазовые изменения в металлах на основе различий в излучающей способности элементов, входящих в состав материалов или находящихся в их модифицированных поверхностных слоях.

Электрографический метод позволяет исследовать структурные и фазовые изменения упрочненных слоев сталей, чугунов, цветных сплавов после различной ХТО, а также позволяет определять распределения напряжений в упрочненном слое.

В качестве примера показаны электрографические изображения структур стали 20X3МВФ после оксиазотирования (рис. 2, *а*, см. с. 3 обложки) и стали 12X18Н10Т после высокотемпературного азотирования (рис. 2, *б*, см. с. 3 обложки).

На фотографии стали 20X3МВФ наблюдается пестрая цветовая гамма: на поверхности находится оксид Fe_2O_3 , ниже – зона внутреннего азотирования на основе α -железа, в которой каждый из цветов соответствует определенной структурной составляющей. В соответствии с изменением цветовой гаммы происходит изменение фазового состава по толщине упрочненного

слоя. Учитывая химический состав стали и термодинамическую активность легирующих элементов по отношению к азоту, можно предположить, что в твердом растворе находятся преимущественно нитриды хрома CrN, а также нитриды молибдена Mo₂N и ванадия VN. Слоистость диффузионного слоя обусловлена последовательным образованием нитридов легирующих элементов с различной термодинамической стабильностью.

Диффузионная зона стали 12X18H10T также состоит из нескольких слоев с довольно четким разделением фаз в соответствии с цветовым различием, которые были идентифицированы рентгеноструктурным методом.

Таким образом, анализ цветного изображения позволяет определить строение модифицированного слоя.

Метод электрографии полезен при изучении остаточных напряжений в модифицированных слоях. По интенсивности цветовой гаммы можно проследить характер изменения напряжений, возникающих при ХТО (рис. 3, см. с. 3 обложки). На макроскопическом изображении образца после высокотемпературных испытаний видны разрушения на границе упрочненного слоя, образованного ХТО, и вне его (рис. 3, а). На рис. 3, б красный цвет указывает на напряженное состояние, максимальное скопление красного цвета на цветной фотографии соответствует предельному значению напряжения, которое привело к развитию трещин в двух местах образца; однотонные ярко-синие зоны соответствуют релаксированным напряжениям. На границе раздела модифицированного слоя (синий цвет) и зоны основного металла (зеленый цвет) тонкая полоса красного цвета указывает на напряженное состояние на границе и потенциальную хрупкость переходной зоны.

Путем обработки металлографического и электрографического изображений можно осуществить количественный структурный и фазовый анализы. Главным направлением современной количественной металлографии является компьютерный анализ изображений, для проведения которого требуется визуализировать изображение в цифровом формате и обработать его с помощью соответствующих прикладных программ.

В целях усовершенствования метода в МАДИ разработано устройство для автоматизированного количественного анализа структуры металлов с применением компьютерной обработки изображений, осуществляющее анализ и подсчет элементов структуры на оцифрованном изображении в зависимости от интенсивности их цвета [1].

Элементы структуры, различающиеся интенсивностью цвета, соответствуют разным фазам в структу-

ре материала. В соответствии с разработанной компьютерной программой отбираются для подсчета элементы изображения в зависимости от интенсивности почернения или интенсивности цветовой гаммы. Программа позволяет измерять яркость изображения и цветовую насыщенность, оценивать оптическую плотность в каждой точке изображения и рассчитывать интегральную яркость. Результаты поступают на системы выдачи и хранения данных, а также на блок супервизора, на экране которого выделяются исследуемые элементы изображения.

На мониторе визуализируется наглядное изображение структуры, в которой участки с преимущественным выделением тех или иных фаз имеют специфический цвет или оттенок (рис. 4, см. с. 3 обложки). Это изображение обрабатывается компьютерной программой с получением количественных характеристик выделенных фаз. В основе программы заложены стандартные статистические методы количественного анализа (метод анализа по площадям, линейный анализ, метод хорд и др.). Все операции выполняются автоматически с помощью программного управления, возможна также подача команд на выполнение операций вручную с помощью клавиатуры.

Метод эффективно применяется для оценки относительного количества фаз в упрочненных слоях на основе цветного электрографического изображения. На рис. 5 (см. с. 4 обложки) показаны результаты исследования фазового состава алюмосилицированных образцов из чугуна.

На фотографии алюмосилицированного слоя (рис. 5, а) наблюдается сочетание цветов, каждый из которых соответствует определенной структурной составляющей. Предполагается, что фазовый состав отдельных участков слоя известен. Поверхностная часть модифицированного слоя толщиной ~200 мкм окрашена в оранжево-красноватый цвет, соответствующий преобладанию алюминия и кремния. Пятна ярко-желтой окраски соответствуют хрупкой фазе Al₂O₃. По мере удаления от поверхности модифицированный слой в цветном изображении выглядит как скопление оранжевых образований, имеющих размытые контуры, с ярко-желтыми включениями. Это позволяет сделать вывод о значительном содержании в модифицированном слое кремния и присутствии в этом слое хрупкой фазы Al₂O₃. С использованием компьютерной обработки было определено распределение фаз (структурных составляющих) по толщине слоя (рис. 5, б).

Методы исследования фазового состава упрочненных слоев после ХТО. РСА, основанный на дифракции рентгеновских лучей на элементах кристаллической решетки, является самым распространенным методом определения структуры вещества. Одной из основных

задач использования РСА в металловедении является идентификация вещества по его кристаллоструктурным характеристикам, что очень важно для многофазных и сложнокомпонентных упрочненных слоев, получаемых в процессе ХТО [2, 7].

Рентгеновский луч проникает на глубину до 3 мкм, это предполагает получение дифракционных пиков от всех фаз, находящихся в данном объеме на данной глубине. Для определения фазового состава на больших глубинах проводится послойный рентгеноструктурный анализ.

Например, послойный рентгеноструктурный анализ азотированной быстрорежущей стали Р6М5, проведенный на установке "ДРОН-3" (рис. 6), дает картину изменения фазового состава по глубине. В приповерхностной зоне на глубине проникновения рентгеновских лучей наблюдаются оксиды железа и α -Fe. По мере стравливания слоев и удаления вглубь оксиды исчезают, остается только твердый раствор легирующих элементов и азота в α -Fe с различной концентрацией, о чем можно судить по изменению ширины и высоты пиков на дифрактограммах. Дифракционный максимум (110) смещается в сторону больших углов отражения θ и на глубине ~ 43 мкм соответствует исходному состоянию для стали Р6М5.

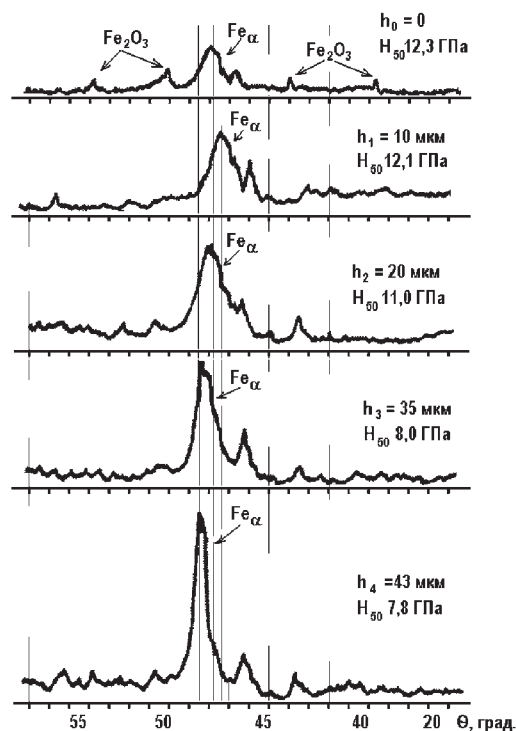


Рис. 6. Послойные дифрактограммы стали Р6М5 после азотирования через оксидный барьер при 550 °С, выдержке 45 мин: h – расстояние от поверхности

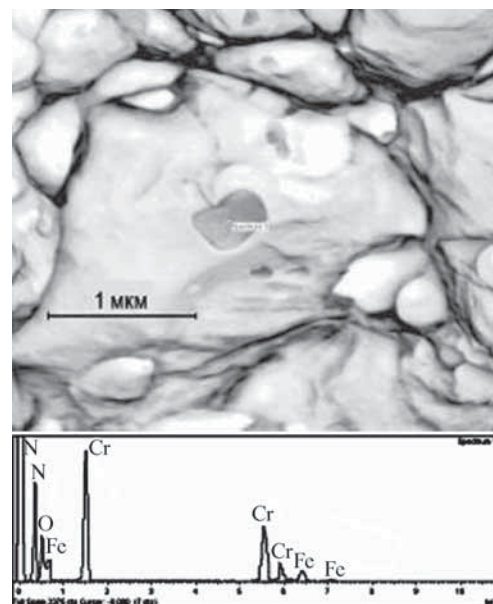


Рис. 7. Микрофотография участка зоны внутреннего азотирования в стали 40X13 (а) и спектр элементов (б), снятый с помеченного фрагмента структуры на сканирующем электронном микроскопе "НИТАСНИ S-800" с рентгеноспектральным анализатором INCA X-ACT

РСМА представляет собой элементный анализ вещества по его рентгеновским спектрам. Метод основан на регистрации рентгеновскими спектрометрами эмиссионного рентгеновского излучения, возбужденного пучком электронов, сфокусированных на образце в пятно диаметром ~ 1 мкм [10].

Анализ химического состава включает в себя две стадии:

первая стадия – качественный анализ – заключается в определении типа элементов, находящихся в исследуемом участке образца;

вторая стадия – количественный анализ – определение концентрации этих элементов на участке образца. При большом количестве фаз для получения общей картины может быть выполнен только качественный анализ. В зависимости от решаемых задач и характера получаемой информации используют различные методы: точечный анализ, линейный (сканирование вдоль выбранной прямой), анализ по площадям (сканирование по площади участка микрошлифа).

Анализ в точке дает информацию о локальном содержании элементов и служит для идентификации фаз и обнаружения отдельных элементов. Так, в зоне внутреннего азотирования стали 40X13 обнаруживаются железо, хром, кислород и азот (рис. 7).

Для определения распределения элементов по толщине диффузионного слоя после ХТО применяют линейный анализ и анализ по площадям.

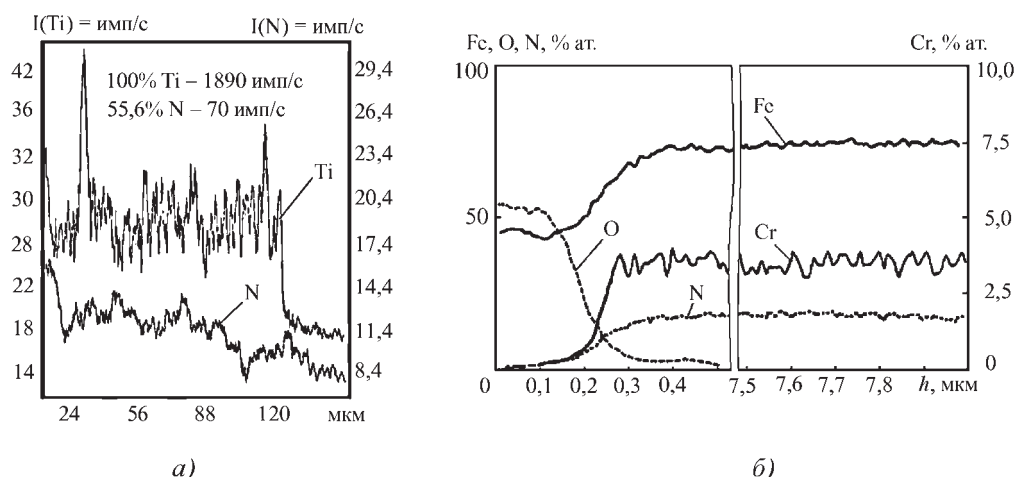


Рис. 8. Концентрационные профили элементов в поверхностном слое:

a – распределение титана и азота по толщине образца диффузионного слоя стали 40 после титаноазотирования (установка "Самеса-MS/46");
б – распределение Fe, Cr, N и O в модифицированном слое стали 20ХЗМВФ после оксидирования и азотирования (приставка "Line Scan INCA-sightn")

При проведении электронного линейного анализа электронный зонд с помощью отклоняющей катушки движется вдоль линии по неподвижному образцу. Сканирование образца и формирование растрового изображения на экране происходят синхронно. Интенсивность рентгеновского излучения от исследуемого элемента пропорциональна его концентрации. По полученным кривым можно полуколичественно судить об изменении концентрации элементов вдоль линии сканирования. Так, распределения концентраций титана и азота в стали 40 после одновременного насыщения этими элементами позволяют предположить количество выделений нитридов титана в диффузионном слое (рис. 8, *a*) [9].

При непрерывном механическом линейном анализе образец перемещается по заданной линии, а электронный зонд неподвижен. Обычно регистрируются интенсивность рентгеновского излучения анализируемого элемента и распределение плотности

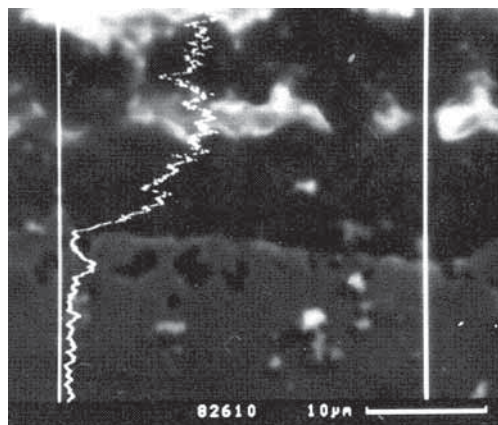


Рис. 9. Распределение ванадия по поверхности образца армко-железа с нанесенной лазерной дорожкой после лазерного легирования ванадием (по данным О.В. Чудиной); установка "Стереоскан-180"

на образце. Поскольку интенсивность характеристического излучения является функцией концентрации, полученная диаграмма качественно или полуколичественно воспроизводит изменение концентрации анализируемого элемента (рис. 8, *б*).

Наглядность такого метода повышается, если графическое распределение интенсивности совмещается с электронным изображением микроструктуры (рис. 9).

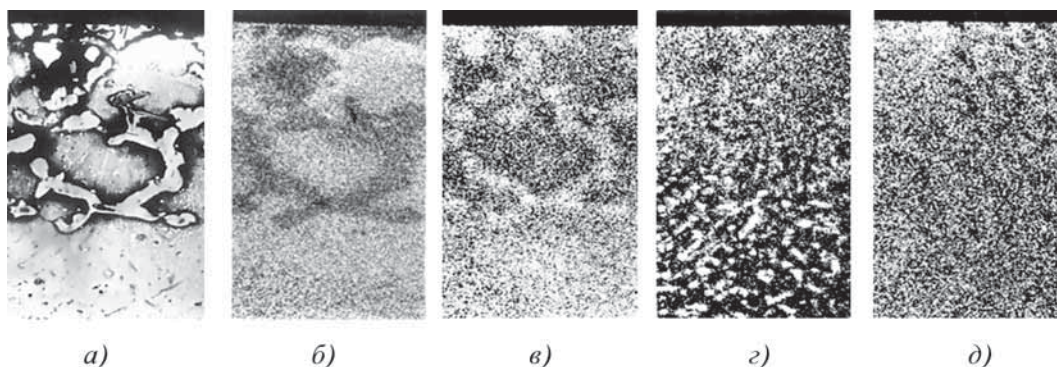
Анализ по площади заключается в получении рентгеновского растрового изображения на плоскости. Изображение в характеристическом рентгеновском излучении дает наглядные фотографии распределения элементов на выбранном участке шлифа. На поверхности образца сканируется квадрат, возникающее излучение обрабатывается, и импульс напряжения на выходе анализатора передается на кинескоп, где появляется изображение в виде светлых и темных участков (рис. 10). Качественные результаты позволяют судить приблизительно о составе сложных включений, выделений по границам зерен, хорошо обнаруживаются отдельные включения или участки с большой разницей в концентрации [5, 10].

При анализе по площади можно проводить количественный металлографический анализ, дифференцируя фазы по химическому составу. Это особенно важно, когда выделения различных фаз трудно различимы на оптических приборах.

Микронзондовый количественный металлографический анализ позволяет различать объекты (фазы, выделения, области) по трем независимым параметрам – длине волны характеристического рентгеновского излучения, его интенсивности и одновременному присутствию до трех компонентов в фазе. При этом можно определить объемный процент фаз, их распределение по площади, средний линейный размер выделений и т.д. Основным преимуществом

Рис. 10. Микрофотографии зоны внутреннего азотирования Ni–Cr–Ti-сплава (приставка "Jeol-Superprobe-733, $\times 941$) в режимах:

a – Control; *b–d* – характеристического излучения элементов Ni, Cr, Ti, N соответственно



микрондогового анализа является его высокая локальность.

Электронная ОЖЕ-спектроскопия (ЭОС) основана на регистрации Оже-электронов и дает возможность определения всех элементов тяжелее гелия, что позволяет исследовать содержание в материалах легких элементов и их распределение по поперечному сечению образца. В приборах, реализующих Оже-анализ, энергия электронов в падающем пучке составляет 0,1...3 кэВ [2]. При этом, в отличие от РСА, исследуется состав поверхности на глубине 0,5...3,0 нм, т.е. основной вклад в сигнал дают первые два-три слоя атомов. Разрешение по поверхности определяется диаметром первичного пучка электронов и составляет величину до 50 нм.

Преимуществом ЭОС является наличие большого набора пиков для всех элементов, что дает возможность для количественного анализа. ЭОС позволяет провести анализ состава поверхности с количеством атомов на поверхности до 1 % от монослоя практически любого атомного состава. Это дает возможность при анализе поверхности достичь высокого пространственного разрешения и получить карту распределения различных элементов на поверхности. Возможность получения химического изображения, особенно в сочетании с ионным распылением, позволяющим осуществить послойный анализ, имеет большую ценность при изучении упрочненных поверхностей после ХТО.

В качестве примера на рис. 11 представлен Оже-спектр элементов поперечного сечения образца высоколегированного жаропрочного кобальтового сплава после азотирования в аммиаке, проведенный методом линейного сканирования по поверхности образца с фиксированным продвижением вглубь образца. В энергетическом спектре Оже-электронов, снятом вне зоны внутреннего азотирования, наблюдается пик азота, что говорит о его проникновении в сердцевину благодаря ускоренной диффузии при высокотемпературном насыщении.

Методы исследования наноструктуры упрочненных слоев после ХТО. ПЭМ дает возможность получить изображения структуры с высоким разрешением на наномасштабном уровне и параллельно – микродифракционную картину данного участка образца. По полученному изображению можно судить о строении материала, а по дифракционной картине – о типе кристаллической решетки.

Современные просвечивающие электронные микроскопы обеспечивают разрешение до 0,1 нм, размер участка, с которого снимается микродифракционная картина, – до 50 нм [2, 11]. Это дает возможность непосредственно наблюдать наночастицы размерами до 0,2 нм и менее.

ПЭМ дает возможность детального исследования структуры диффузионных слоев после ХТО. Она позволяет сочетать непосредственное наблюдение структурных особенностей в металлах на электронно-микроскопическом изображении с обнаружением и идентификацией дефектов структуры.

При исследовании процессов распада пересыщенных твердых растворов, происходящих в результате

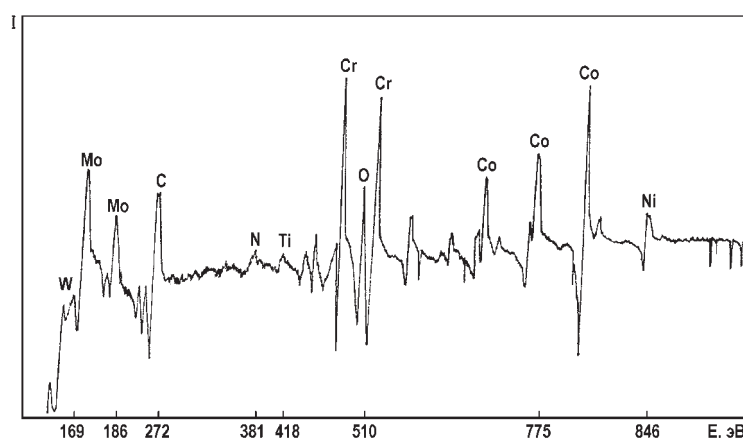


Рис. 11. Энергетический спектр Оже-элементов поперечного сечения образца кобальтового сплава после азотирования в аммиаке при 1200 °С в течение 5 ч на Оже-анализаторе НВ-50

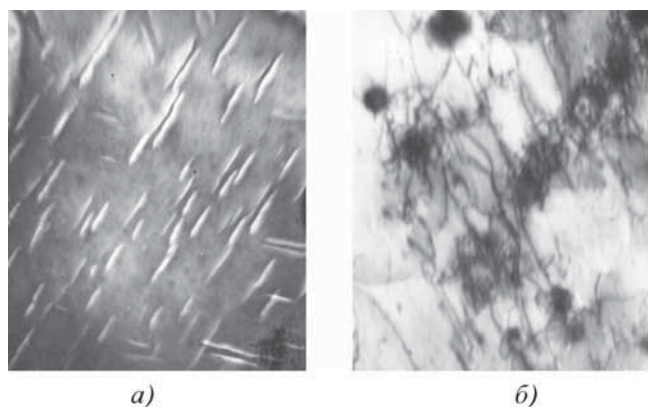


Рис. 12. ПЭМ-изображения выделений нитридов $Fe_{16}N_2$ в азотированном сплаве Fe–0,6V, $\times 75\ 000$ (а, по данным Ю.М. Лактина, Н.В. Силиной) и дислокационной структуры азотированного деформированного сплава 40Г18ТЗФ, $\times 37\ 000$ (б, по данным Т.М. Боровской); установка УМВ-100К

многих процессов ХТО, ПЭМ позволяет провести идентификацию выделяющихся фаз, а также определить следующие структурные особенности: морфологию, размеры и распределение частиц возникающей фазы, ее кристаллическую структуру и ориентационные отношения с матрицей на разных стадиях распада (когерентное сопряжение, полукогерентное, некогерентное, стадия предвыделения). Возникающий дифракционный контраст при выделении вторичных фаз, например нитридов, выделяющихся при азотировании, связан с наличием искажений в матрице вблизи выделения из-за различия их кристаллических решеток (рис. 12, а).

С помощью ПЭМ исследуют также взаимодействие выделений с другими дефектами решетки, например

влияние выделений на дислокационную структуру матрицы (рис. 12, б), в частности процессы торможения дислокаций за счет выделения дисперсных частиц.

РЭМ используется для получения изображения рельефа поверхности металлов после ХТО при различных увеличениях (от 10 до 1 000 000 крат), в том числе на наноразмерном уровне. Большая глубина фокуса, высокая разрешающая способность и обилие полутонов на изображении, полученном в РЭМ, создают впечатление объемности и позволяют наглядно представить пространственную конфигурацию структурных составляющих диффузионных слоев. Разрешающая способность изображения в РЭМ возрастает при уменьшении диаметра зонда (его размер составляет 5...20 нм) и увеличении силы тока первичного пучка.

Большая глубина резкости в РЭМ способствует эффективному использованию метода для исследования строения трехмерных нанобъектов, к которым относятся диффузионные слои, содержащие дисперсные частицы выделений, например зона внутреннего азотирования (рис. 13, а). РЭМ наглядно визуализирует морфологию нитридных выделений и особенности их пространственного расположения. С помощью методов количественной металлографии можно определить размерные характеристики дисперсных частиц второй фазы.

Благодаря высокой разрешающей способности РЭМ целесообразно использовать для исследования двумерных нанобъектов: строения и толщины наноразмерных поверхностных слоев и покрытий. На рис. 13, б показано РЭМ-изображение оксидного нанопленочного покрытия, полученного на стальной поверхности после газоциклического оксиазотирования.

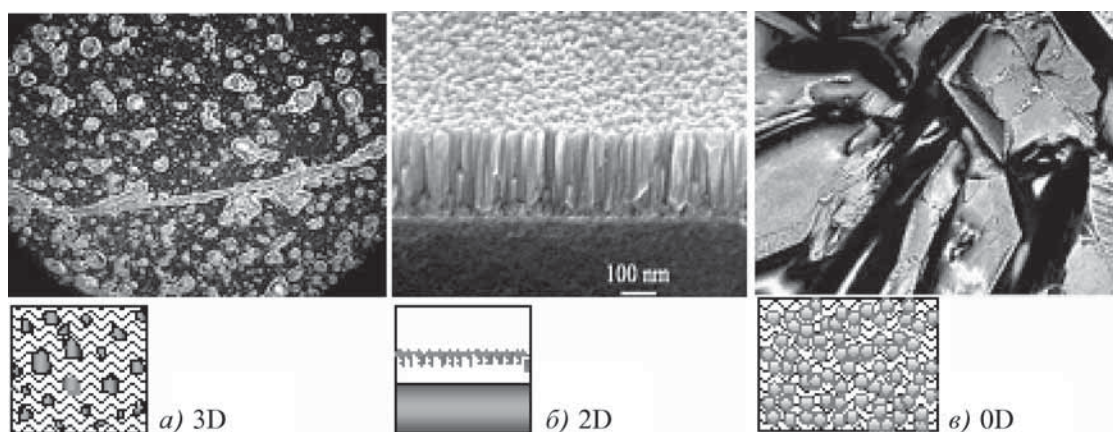


Рис. 13. Изображения в растровом электронном микроскопе:

а – морфология нанодисперсных нитридов хрома в зоне внутреннего азотирования стали 20X13 – 3D-наноматериал, $\times 25\ 000$, б – наноразмерная оксидная пленка на стальной поверхности – 2D-наноматериал, в – наночастицы порошка оксикарбонитридов железа, полученные методом карбонильного осаждения на стали – 0D-наноматериал, $\times 50\ 000$ [12]; установка "НИТАСНІ S-800"

При больших увеличениях РЭМ позволяет визуализировать наноразмерные элементы структуры, являющиеся нуль-мерными нанообъектами, например порошковые наночастицы химических соединений железа, сформированные на поверхности стали при каталитических процессах ХТО (рис. 13, в).

Наиболее полное представление об особенностях строения модифицированных слоев после ХТО дают комплексные исследования, сочетающие металлографический анализ, электронную микроскопию и фазовый анализ [12]. На рис. 14 (см. с. 4 обложки) показан пример применения такого комплекса исследований для выявления строения композиционного слоя на стали 40X13, образованного в результате азотирования через оксидный барьер. Композиционное покрытие является трехслойным: на поверхности – порошковый слой нитридов железа со средним размером частиц 40...60 нм, под ним – оксидная нанопленка толщиной 70...90 нм, а в более глубинном слое – зона внутреннего азотирования, состоящая из легированного феррита с включениями нанодисперсных частиц CrN размером 80...300 нм.

Выводы

1. Комплексные исследования, включающие тонкие методы анализа повышают информативность о строении модифицированных слоев, полученных методами ХТО.

2. Разработанные методы исследований и обработки результатов, в том числе экспресс-методы, существенно расширяют возможности получения информации о строении и свойствах упрочненных материалов:

– электрографический метод исследования фазовых и структурных особенностей упрочненных покрытий позволяет наглядно представить изображение модифицированного слоя и отдельных его фрагментов;

– количественные методы металлографических исследований с использованием компьютерной обра-

ботки электрографических изображений могут эффективно применяться для анализа структурных характеристик модифицированных слоев и полуколичественной оценки его фазового состава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Разработка** комплекса методов исследования структуры и свойств упрочненных материалов и поверхностных слоев / В.А. Александров, Л.Г. Петрова, Т.П. Лохова, Л.П. Шестопалова // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 4. С. 44–56.
2. **Брандон Д., Каплан У.** Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля, пер. с англ. М.: Техносфера, 2006. 384 с.
3. **Томас Г.** Электронная микроскопия металлов. М.: Иностранная литература, 1963. 351 с.
4. **Кальнер В.Д., Зильберман А.Г.** Практика микронных методов исследования металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 216 с.
5. **Дробышев А.И.** Основы атомного спектрального анализа. СПб.: Изд-во СПбГУ, 1997. 200 с.
6. **Вудраф Д., Делчар Т.** Современные методы исследования поверхности. М.: Мир, 1989. 207 с.
7. **Утевский Л.М.** Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 583 с.
8. **Чудина О.В., Александров В.А., Брежнев А.А.** Технология поверхностного легирования сталей бором с использованием лазерного нагрева // Перспективы развития химико-термической обработки сталей: теория–эксперимент–технологии. МАДИ. 2011. С. 190–196.
9. **Петрова Л.Г., Александров В.А., Демин П.Е.** Новая технология металлоазотирования: комбинация диффузионной металлизации с гидроплазменным азотированием // Перспективы развития химико-термической обработки сталей: теория–эксперимент–технологии. МАДИ. 2011. С. 179–189.
10. **Кальнер В.Д., Зильберман А.Г.** Практика микронных методов исследования металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 216 с.
11. **Избранные методы** исследования в металловедении / под ред. Г.-Й. Хунгера. Пер. с нем. М.: Металлургия, 1985. 416 с.
12. **Шестопалова Л.П., Петрова Л.Г., Александров В.А.** Методы исследования микро- и наноструктуры материалов: учебное пособие. М.: МАДИ, 2012. 184 с.





УДК 621.791:622.276

Р.М. Ахтямов, И.Г. Ибрагимов, М.З. Зарипов, А.М. Файрушин
(Уфимский государственный нефтяной технический университет)
E-mail: tna_ugntu@mail.ru

Повышение прочности сварных соединений из стали 12X18H10T применением низкочастотной вибрационной обработки в процессе сварки

Рассмотрены особенности влияния низкочастотных вибрационных колебаний в процессе сварочного цикла на механические свойства сварных соединений из стали 12X18H10T.

Ключевые слова: хромоникелевая аустенитная сталь, межкристаллитная коррозия, термическая обработка, вибрационные колебания, механические свойства и микроструктура, сварной шов.

The article describes the features of low-frequency vibrating oscillations influence during the welding cycle on the properties of welding joints of steel 12Cr18Ni10Ti.

Keywords: austenitic chromium-nickel steel, intergranular corrosion, heat treatment, vibrating oscillations, mechanical properties and microstructure, welded seam.

Одним из путей в развитии современного нефтяного и химического машиностроения, направленных на повышение надежности и долговечности выпускаемой продукции, является создание и применение новых энерго- и ресурсосберегающих технологий обработки материалов и изготовления деталей.

Особенно это актуально для нефтегазоперерабатывающей и нефтехимической отраслей промышленности, где имеет место проблема преждевременного выхода из строя оборудования, подвергающегося в процессе эксплуатации значительным механическим нагрузкам и работающего в непосредственном контакте с агрессивными средами.

Это предопределило необходимость совершенствования процессов сварки, широко применяемых для изготовления оборудования нефтегазопереработки с целью повышения надежности эксплуатируемого оборудования.

Анализ применяемых марок сталей в нефтяном и газовом аппаратостроении показывает, что наиболее часто среди высоколегированных сталей используется сталь марки 12X18H10T [6].

Это объясняется тем, что аустенитные хромоникелевые стали, к которым относится сталь марки 12X18H10T, обладают хорошей свариваемостью, высокой пластичностью и ударной вязкостью, высокими механическими свойствами при отрицательных температурах, устойчивостью против окисления на

воздухе и в атмосфере продуктов сгорания топлива при температурах ниже 900 °С, что обеспечивает надежную работу сварных конструкций в течение длительного времени.

Однако при уникальном комплексе физико-механических свойств исследуемая сталь имеет и ряд недостатков: невысокие прочность и твердость сварных швов, высокая чувствительность к напряжению при нагрузках и, что особенно необходимо отметить, подверженность сварных швов *межкристаллитной коррозии* (МКК).

МКК – одна из наиболее опасных разновидностей местной коррозии стали и сплавов, вызывающая избирательное разрушение по границам зерен, в результате которого теряются прочность и пластичность материала и преждевременно разрушаются конструкции [1].

Известно, что возникновение склонности к МКК и скорости роста коррозионных трещин у хромистых и хромоникелевых сталей связано с образованием по границам зерен карбидной сетки $Me_{23}C_6-(Cr,Fe)_{23}C_6$ и обеднением хромом приграничных областей твердого раствора, по которым развиваются коррозионные трещины [1]. Скорость роста карбидных частиц, в свою очередь, связана с температурой разогрева и химическим составом стали, в основном с содержанием углерода, никеля, кремния и других примесей, имеющих высокий градиент химических потенциалов. Также ус-

тановлено, что пластическая деформация повышает склонность хромоникелевых сталей к МКК [6].

Для достижения стойкости стали к МКК нужно исключить или ослабить эффект выпадения карбидов, т.е. стабилизировать свойства стали, что достигается:

1) уменьшением содержания углерода, $\leq 0,03$ % в стали и швах;

2) присадкой сильных, по сравнению с Сг, карбидообразующих элементов (Ti, Nb, Mo). Эти элементы связывают углерод в стойкие карбиды, и хром остается в твердом растворе;

3) созданием двухфазной аустенитно-ферритной структуры в металле шва, которая нарушает непрерывность карбидной сетки. Скорость диффузии хрома в феррите выше, чем в аустените;

4) закалкой на аустенит: нагрев до температур 1050...1100 °С, выдержка 1...1,5 мин на 1 мм толщины с последующим охлаждением в воде или на воздухе.

Следует отметить, что приведенные выше способы снижения склонности металла сварного шва к МКК обладают рядом существенных недостатков.

Рекомендуемые способы стабилизации и снижения содержания углерода в сталях являются материально затратными, а термическая обработка, как основной метод снятия остаточных напряжений в конструкциях и предотвращения разрушения металла, является энергоемким технологическим процессом, требующим больших производственных площадей и, кроме того, не является экологически чистым процессом. Все это вызывает необходимость в исследованиях, направленных на поиск новых путей к снижению склонности металла сварного шва к МКК, при этом менее затратных и максимально продуктивных.

Теоретическое изучение этой проблемы позволило сделать вывод о целесообразности продолжения исследований в вопросе установленного ранее [2] воздействия вибрационных колебаний, приложенных к свариваемой детали в процессе сварки, на свойства получаемых сварных соединений. Такой подход к решению задачи разработки более эффективной технологии снижения склонности к МКК, с точки зрения уменьшения себестоимости, объясняется возможностью применения в технологии более простых по конструкции вспомогательных приспособлений и способностью адаптации к промышленному применению.

Для этого авторами статьи были проведены эксперименты по воздействию на сварочную ванну вибрационных колебаний в процессе сварочного цикла с целью изучения их влияния на прочностные характеристики металла сварного шва и склонность к МКК.

В процессе экспериментов были выбраны три варианта режима сварки и обработки (таблица). Экспериментальные образцы изготавливались стыковой

Таблица

Режимы сварки и обработки исследуемых сварных образцов

№ образца	Вид обработки в процессе сварки	Вид сварки, режим
1	Без обработки	Ручная дуговая сварка электродом марки ЦТ-15 (диаметр электрода 3 мм), сила тока $I_{св} = 70...100$ А
2	Вибрационная обработка (частота 50 Гц, амплитуда 0,6...0,8 мм)	
3	Вибрационная обработка (частота 100 Гц, амплитуда 0,6...0,8 мм)	

сваркой двух пластин толщиной 6 мм. Две заготовки были сварены с использованием сопутствующей низкочастотной обработки, одна – без обработки.

Вибрацию в процессе сварки создавали на специальном вибростоле [3]. Амплитуда виброперемещений и частота колебаний свариваемых деталей измерялась с помощью виброизмерительного прибора "Вибротест-МГ4+". Амплитуда для всех режимов виброобработки составляла 0,6...0,8 мм.

После сварки на заданных режимах из сварных заготовок были вырезаны образцы для проведения механических испытаний и исследований на стойкость к МКК. Испытания на МКК проводились по ГОСТ 6032–2003 методом АМУ [4]. Результаты испытаний показали, что образцы, сваренные без вибрационной обработки, оказались подвержены МКК. Образцы, полученные с применением вибрационной обработки, показали стойкость к МКК без образования трещин при изгибе. Это может объясняться измельчением дендритной структуры металла шва, что приводит к увеличению границ зерен, при этом происходит нарушение непрерывности карбидной сетки и снижение карбидов на единицу длины границ зерен.

Помимо исследований на стойкость к МКК на вырезанных образцах проводились механические испытания на ударную вязкость, статическое растяжение и малоцикловую выносливость, а также – исследования микроструктуры металла сварного соединения (рис. 1).

Для испытания на растяжение были вырезаны образцы двух типов (XIII и XXIV по ГОСТ 6996–2005). Образцы типа XIII использовались для оценки прочности сварных соединений, на образцах типа XXIV определялись механические характеристики металла сварных соединений.

При испытаниях сварных соединений на растяжение разрушение образцов с сопутствующей обработкой происходило по основному металлу. Это дает основание считать, что при данных режимах сварки при

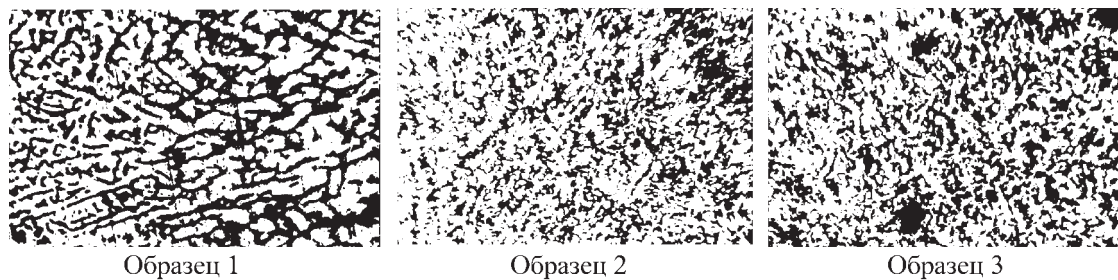


Рис. 1. Микроструктура металла шва, полученного при различных типах обработки (×300)

сопутствующей вибрационной обработке, как металл шва, так и металл зоны термического влияния имеют прочностные характеристики не ниже, чем основной металл. Результаты испытаний на растяжение образцов типа XXIV приведены на рис. 2. Из рисунка видно, что виброобработка при частоте 50 Гц повышает прочностные характеристики металла шва на 16 %, а при частоте 100 Гц на 4 %.

Испытания металла различных участков сварного шва на ударную вязкость проводились по типу VI ГОСТ 6996–2005 [5]. Результаты испытаний показаны

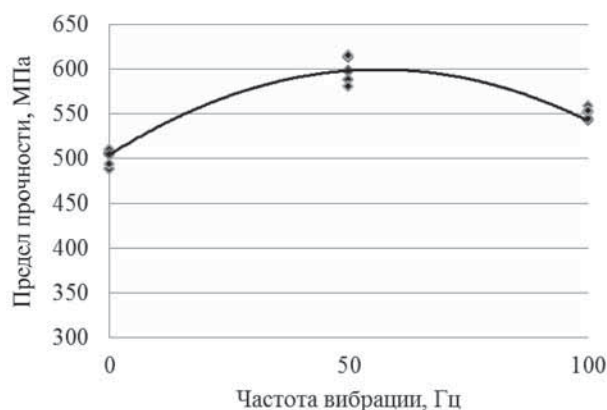


Рис. 2. Предел прочности металла сварного шва

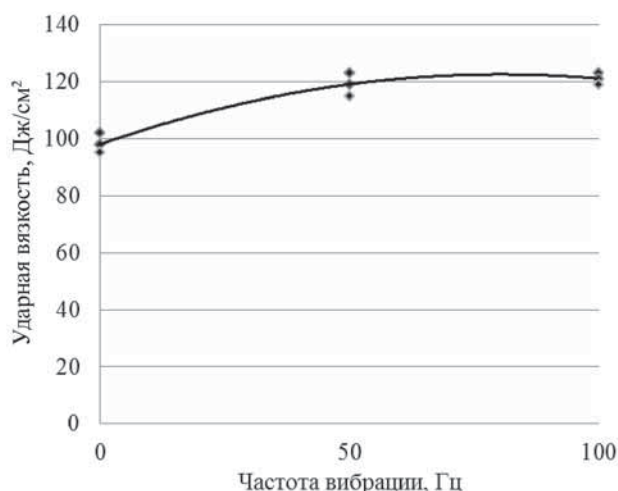


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости металла сварного шва от частоты вибрации

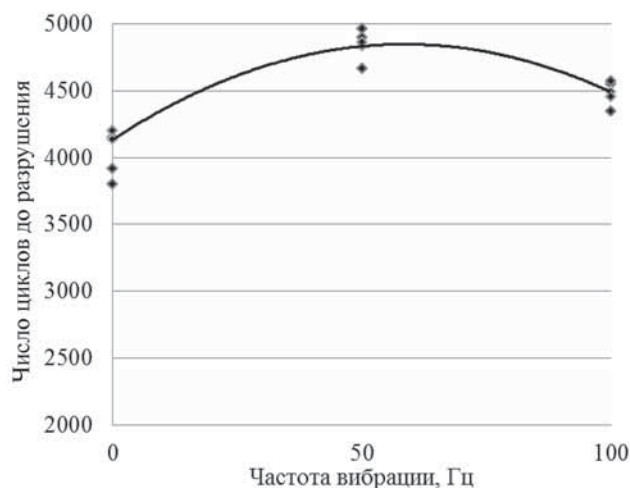


Рис. 4. Влияние частоты вибрационной обработки в процессе сварки на малоцикловую выносливость металла сварного соединения

ли, что виброобработка при частоте 50 Гц увеличивает значение ударной вязкости металла сварного шва на 21 %, а при частоте 100 Гц на 25 % (рис. 3).

Испытания на усталостную выносливость образцов проводились по схеме чистого симметричного изгиба в одной плоскости. Образцы подвергались циклическому нагружению до усталостного разрушения. На основе полученных значений числа циклов, предшествующих разрушению образцов, построена диаграмма влияния частоты вибрационной обработки в процессе сварки на малоцикловую выносливость образцов (рис. 4).

Из диаграммы видно, что вибрационная обработка способствует увеличению числа циклов нагрузки, приложенных на образцы до их разрушения. Наибольшее значение количества циклов достигается при использовании вибрационной обработки на частоте 50 Гц. Исходя из этих результатов можно предположить, что вибрационная обработка в процессе сварки положительно влияет на усталостную выносливость.

На основании полученных в ходе проведения исследований результатов можно сделать следующие выводы:

1) низкочастотная вибрационная обработка в процессе сварки позволяет увеличить стойкость металла

шва сварного соединения из стали 12Х18Н10Т к межкристаллитной коррозии;

2) вибрационная обработка при частоте 50 и 100 Гц и амплитуде 0,6...0,8 мм, выполняемая в процессе сварки, повышает сопротивление усталостному разрушению при нагружении в области упругопластических деформаций сварных соединений из стали 12Х18Н10Т на 18...22 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Семенова И.В., Флорианович Г.М., Хорошилов А.В. Коррозия и защита от коррозии. М.: Физматлит, 2002. 336 с.

2. Исследование влияния виброобработки в процессе сварки на свойства сварных соединений нефтегазового оборудования из стали 09Г2С / Р.Г. Ризванов, А.М. Файрушин, А.Л. Карпов, М.З. Зарипов // Нефтегазовое дело. 2007. № 5. С. 183–186.

3. Патент № 2009149108/02(072626) РФ. Способ снижения остаточных напряжений в сварных соединениях металлов. 2011.

4. ГОСТ 6032–2003. Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытания на стойкость к межкристаллитной коррозии. Изд-во стандартов. 24 с.

5. ГОСТ 6996–2005. Соединения сварные. Методы определения механических свойств. Изд-во стандартов. 41 с.

5. Бакиев А.В. Технология аппаратостроения. Уфа: Изд-во УГНТУ, 1995. 297 с.

УДК 621.787.6

А.П. Бабичев, Н.С. Коваль, Д.В. Максимов
(Донской Государственный Технический Университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: vibrotech@mail.ru

Технологические испытания опытной конструкции многоместного приспособления для виброударной упрочняющей обработки длинномерных деталей

Представлены результаты технологических испытаний опытной конструкции многоместного приспособления для виброударной упрочняющей обработки длинномерных деталей.

Ключевые слова: виброударная упрочняющая обработка, детали сложной формы, лонжерон лопасти рулевого винта вертолета.

The results of technological tests of multi-placed device experimental design for vibroimpact hardening treatment of long-length parts are submitted.

Keywords: vibroimpact hardening treatment, accommodation, parts of complex shape, spar blade tail screw helicopter.

Технологические испытания проводились в несколько этапов с целью определения условий, обеспечивающих наиболее производительную и интенсивную обработку. Опытное приспособление (рис.1) устанавливалось на торец рабочей камеры вибрационной установки УВГ-40, выдерживая расстояния от ее внутренних поверхностей: 20...35 мм в поперечном и 40...50 мм в продольном направлениях. Достигнутое положение фиксировалось затяжкой резьбовых соединений. В качестве рабочей среды использовались стальные полированные шары диаметром 7, 10 мм. Обработка осуществлялась при следующих режимах: амплитуде $A = 3,5$ мм, частоте $f = 30$ Гц.

После начала работы станка наблюдается распределение по объему рабочей камеры загруженных шаров, их взаимодействие с наружными и внутренними поверхностями фрагментов лонжерона. Последние, свободно устанавливаясь в решетчатые отсеки (рис. 2, а), образуют "лопасти", которые, взаимодействуя с рабочей средой (шарами), обеспечивают круговую подачу

$S_{кр} = 0,4...0,5$ мин⁻¹ (в зависимости от количества подаваемой ТЖ и характеристики рабочей среды).

Закрепление деталей 1 осуществлялось путем установки деревянных клиньев 3 на поверхностях корпуса и крышки отсека 2 с последующей затяжкой резьбового соединения 4 (рис. 2, б). Отличительной особенностью работы оснастки по рассматриваемой схеме является незначительное повышение скорости ее вращения ($S_{кр} = 0,6$ мин⁻¹).

Фиксированная (исключающая вращение) работа приспособления обеспечивалась созданием необходимого натяга между диском и тормозным башмаком (контактирующая поверхность – резиновая прокладка). Наблюдалось возникновение "волны" рабочей среды между стенками камеры и решетчатыми отсеками с одной стороны и образование полости с другой (рис. 3).

По результатам проведенных испытаний установлено, что круговая подача $S_{кр}$ приспособления существенно зависит от ниже рассматриваемых параметров и факторов.

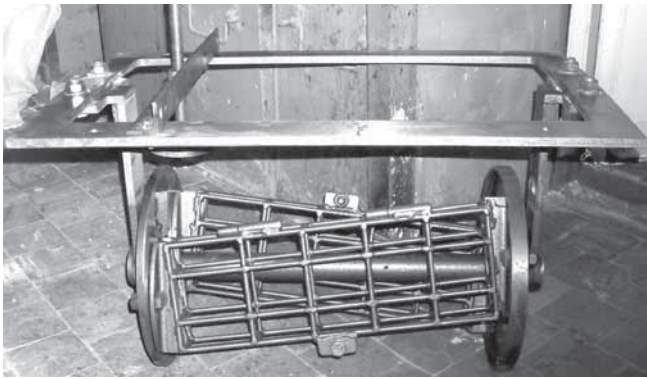


Рис. 1. Конструкция опытного многоместного приспособления для виброударной упрочняющей обработки длинномерных деталей

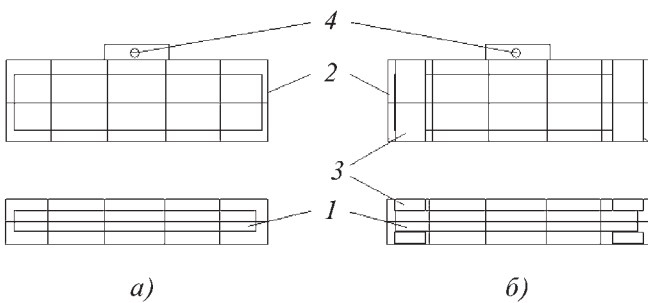


Рис. 2. Схемы установки фрагментов лонжерона в решетчатых отсеках приспособления:

а – свободно; б – с закреплением: 1 – фрагмент лонжерона; 2 – отсек решетчатый; 3 – клинья; 4 – резьбовое соединение

Форма отсеков, в которых размещаются фрагменты лонжерона с образцами-свидетелями, в сечении представляет прямоугольник, следовательно, характер проворачивания будет изменяться во времени ввиду различной площади, взаимодействующей со средой. Масса входящих в приспособление деталей

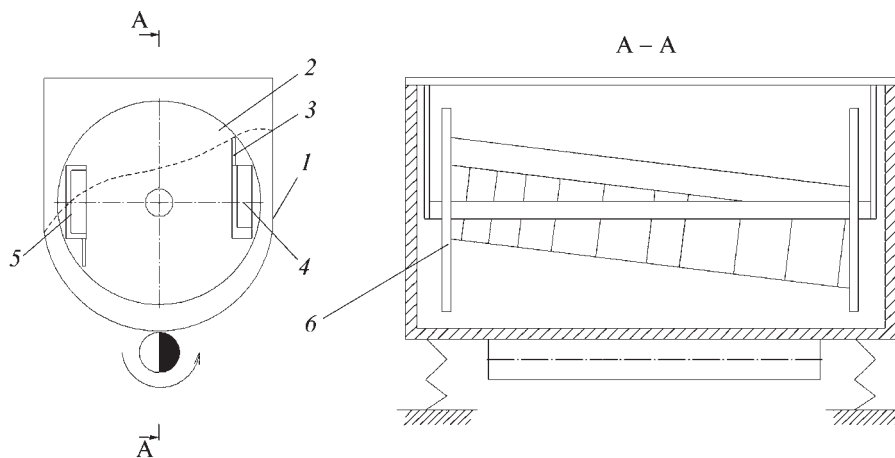


Рис. 4. Схема работы приспособления с дополнительными лопастями:

1 – рабочая камера; 2 – приспособление; 3 – лопасть; 4, 5 – решетчатые отсеки; 6 – диски

Уровень загрузки рабочей среды

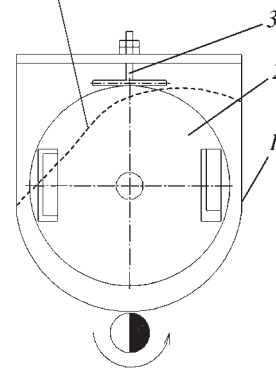


Рис. 3. Схема фиксированной работы приспособления:

1 – рабочая камера; 2 – приспособление; 3 – тормозной башмак

должна быть минимальной с целью уменьшения потерь кинетической энергии шаров. Внесение в конструкцию вала и отсеков различных дополнительных лопастей не приводит к значительному увеличению круговой подачи $S_{кр}$ приспособления. Лопасты, представляющие собой прямоугольный жестяной лист толщиной 2 мм, жестко крепились на поверхностях решетчатых отсеков 4, 5 (рис. 4).

При работе технологической системы отмечается присутствие большого объема стальных шаров между стенкой рабочей камеры 1 и лопастью отсека 4, в то время как часть отсека 5 остается не погруженной в рабочую среду, что приводит к остановке вращения приспособления. Стальные шары "огинают" лопасть и движутся между стенками камеры и дисками приспособления б, в результате чего происходит полное заполнение внутренней полости отсека 5 и поворот приспособления.

Скорость циркуляции рабочей среды, существенно влияющей на вращения приспособления, по мнению автора [3], во многом зависит от соотношения длины, высоты и ширины рабочей камеры. Отмечается, что при наращивании уровня загрузки стальных шаров равного диаметра в рабочей камере скорость вращения приспособления повышалась вследствие увеличения площади контакта с рабочей средой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бабичев А.П., Бабичев И.А. Основы вибрационной технологии. Ростов н/Д: ДГТУ, 1999. 620 с.
2. Бабичев А.П., Мотренко П.Д. Применение вибрационных технологий для повышения качества и эксплуатационных свойств деталей. Ростов н/Д: ДГТУ, 2005. 215 с.
3. Емцов С.Е. Совершенствование процесса вибрационной отделочно-зачистной обработки нежестких деталей, штампованных из листовой нержавеющей стали. Дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д. 2001. 186 с.
4. Коваль Н.С. Разработка и исследование технологической системы "адресной" виброударной обработки деталей сложной формы (на примере использования вибрационных станков с прямоугольной формой рабочей камеры). Дис. ...магистра: Ростов н/Д. 2010. 142 с.

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2012 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Атрошенко С.А., Кузнецов В.Г., Салахова Н.Р.** Квалиметрическая оценка поверхности стали после вакуумно-дуговой очистки от ржавчины № 11
- Верещака А.А., Верещака А.С., Григорьев С.Н.** Многослойно-композиционные наноструктурированные покрытия для режущих инструментов, работающих в тяжелых условиях № 12
- Волосова М.А.** О выборе оптимального метода модификации поверхности режущего инструмента исходя из его служебного назначения № 12
- Гадалов В.Н., Агеев Е.В., Романенко Д.Н., Давыдов А.А., Бобрышев Р.В., Горецкий В.В.** Оценка трещиностойкости изделий, наплавленных износостойкими сплавами с одновременным формированием подслоя № 11
- Григорьев С.Н., Красновский А.Н.** Технологические аспекты непрерывного формования изделий из композиционных порошковых материалов № 12
- Гуревич Ю.Г., Овсянников В.Е., Фролов В.А., Суханов П.А.** Поверхностная закалка деталей из феррито-перлитного серого чугуна № 10
- Гурьянов Г.В., Кисель Ю.Е.** Зависимость прочностных свойств электролитических покрытий от их субструктуры № 10
- Ибрагимов А.Р., Ильинкова Т.А.** О модуле Юнга теплозащитных покрытий на основе оксида циркония № 9
- Киричек А.В., Родичев А.Ю., Афонин А.Н.** Косое сетчатое накатывание на внутренних поверхностях № 11
- Кудашева И.О., Марьяна Н.Л.** Динамика нагружения, как критерий оценки эффекта П.А. Ребиндера, в подшипниках скольжения транспортных дизелей № 10
- Осеков А.Н.** Режимы и технология электрохимического нанесения информации на металлы с диэлектрическим покрытием № 11

**МЕХАНИЧЕСКАЯ
УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА**

- Бабичев А.П., Мотренко П.Д., Коваль Н.С.** Влияние режимов виброударной обработки на параметры качества поверхности деталей сложной формы, установленных в приспособление № 3
- Безъязычный В.Ф., Прокофьев М.А., Сулягин А.Н.** Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей машин при упрочнении в процессе шлифования № 1
- Беляев В.Н., Татаркин Е.Ю.** Повышение износостойкости деталей нанесением меди на поверхность при обкатывании с гидроприводом № 7
- Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А., Махалов М.С.** Современные конкурентоспособные технологии отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием № 7
- Гаврилов С.А.** Прогнозирование динамических характеристик методов комбинированного волочения сплошных круглых профилей в условиях применения металлоплакирующих смазок № 10
- Глазков А.В.** Стабильность технологических процессов виброабразивного упрочнения рабочего колеса турбонасосного агрегата № 8
- Григорьев С.Н., Кропоткина Е.Ю.** Технологическое управление качеством поверхностного слоя по заданному закону упрочнения № 9
- Гуров Р.В.** Учет особенностей динамических методов при проектировании операций отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием № 2
- Гуров Р.В.** Учет упругого восстановления в процессе отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием № 3
- Исаев А.Н., Лебедев А.Р., Земляной С.А.** Особенности сборки составных цилиндров из сварных труб дорнованием № 8

Киселев Е.С., Благовский О.В. Технологические возможности ультразвуковой релаксации остаточных напряжений полосовым твердосплавным индентором	№ 3
Копылов Ю.Р. К проблеме трехмерного моделирования процессов виброударного упрочнения.....	№ 8
Кропоткина Е.Ю. Аналитическое исследование влияния параметров обкатывания на шероховатость поверхности	№ 1
Лебедев В.А., Марченко Ю.В., Соколов В.С., Апрышкин Д.С. Энергетическая модель процесса поверхностного пластического деформирования свободнодвижущимися инденторами.....	№ 8
Манохин А.С., Клименко С.А., Шмегера Р.С. Упрочнение поверхностного слоя деталей из закаленной стали при твердом косоугольном точении однокромочным инструментом	№ 1
Никифоров Н.И. Совершенствование конструкции обкатников сепараторного типа.....	№ 5
Отений Я.Н., Никифоров Н.И., Алабин В.И., Лаврентьев А.М. Обеспечение точности формы при обработке ротационным обжатием длинных тонкостенных труб	№ 7
Пачурин Г.В., Власов В.А., Чиненков С.В. Механические свойства листовых конструкционных сталей при пониженных и повышенных температурах	№ 4
Петренко К.П. Определение параметров наследственных очагов деформации в процессах резания и поверхностного пластического деформирования	№ 6
Попов М.Е., Абухарб М. Поддержка принятия решения при выборе метода упрочняющей обработки деталей машин в интегрированных САПР	№ 5
Сорокин В.М., Танчук С.С., Михеев А.В., Тудаква Н.М., Михеев В.В., Берглезов В.В. Повышение физико-механических и триботехнических характеристик твердосплавных покрытий вибронакатыванием	№ 2
Токарев А.М., Зайдес С.А. Влияние поверхностного пластического деформирования на износостойкость скользящих электрических контактов	№ 6

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Бровер А.В., Пустовойт В.Н., Бровер Г.И. Структурная организация и свойства композиции покрытие–металлическая основа при импульсном лазерном воздействии.....	№ 3
Карпов А.В. Повышение качества поверхностного слоя и увеличение долговечности лопаток второй ступени газоперекачивающего агрегата ГТК-10 на основе совершенствования технологического процесса термопластического упрочнения.....	№ 3
Кисель Ю.Е. О взаимосвязи электрофизических свойств электрохимических покрытий с фазовыми превращениями при их термической обработке.....	№ 2
Сафонов Е.Н., Дружинин И.С., Демин В.С., Чадин Л.В. Плазменная закалка стали 20X13.....	№ 2
Соболь О.В., Андреев А.А., Григорьев С.Н., Волосова М.А., Столбовой В.А., Фильчиков В.Е., Киданова Н.В., Антоненкова Г.В. Повышение функциональных свойств вакуумно-дуговых TiN покрытий посредством высоковольтного импульсного воздействия или введения нанометровых пластичных титановых слоев.....	№ 12
Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Гаврильева А.А. Влияние термической обработки на характеристики поверхности трения покрытий из порошковых проволок с тугоплавкими добавками.....	№ 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Агеев Е.В. Плазменно-порошковая наплавка с применением твердосплавных порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов, – перспективный метод реновации деталей автотракторной техники	№ 3
Андреев А.А., Григорьев С.Н., Соболь О.В., Горбань В.Ф., Волосова М.А., Столбовой В.А., Сердюк И.В. Особенности получения высокотвердых наноструктурных покрытий из нитрида молибдена вакуумно-дуговым методом	№ 1
Беликов А.И., Белов С.Е., Боровков М.Н., Иляхинский И.А., Долгов С.А., Калинин В.Н., Седых Н.С., Шарапов М.А. Исследование триботехнических характеристик тонкопленочных антифрикционных упрочняющих композитных покрытий при сухом трении в среде гелия.....	№ 7

- Беликов А.И., Петров В.В.** Комбинированные композитные покрытия триботехнического назначения, формируемые методами вакуумного осаждения и лазерной обработки № 4
- Бондарев А.А., Тюрин Ю.Н., Погребняк А.Д., Колисниченко О.В., Дуда И.М.** Влияние обработки импульсной плазмой и электронным пучком поверхности износостойких покрытий на основе Ni на их функциональные свойства № 4
- Букарев И.М., Аборкин А.В.** Исследование свойств многослойных покрытий № 5
- Верхотуров А.Д., Иванов В.И., Бурумкулов Ф.Х., Гордиенко П.С., Коневцов Л.А., Панин Е.С.** Эффективность процесса электроискрового легирования (ЭИЛ) при поверхностном упрочнении стали 10 № 9
- Гадалов В.Н., Сальников В.Г., Романенко Д.Н., Стаинов В.В., Шестафина С.В., Квашин Б.Н.** Повышение износостойкости режущего инструмента способом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой № 1
- Злобин С.Б., Батраев И.А., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А.** Восстановление деталей электроцентробежного насоса детонационным напылением № 5
- Каменева А.Л., Караваев Д.М., Сошина Т.О.** Улучшение износостойких и антифрикционных свойств пленок на основе TiN путем оптимизации технологии их формирования методом магнетронного распыления № 3
- Коротков В.А.** 10 лет применению ручной плазменной закалки № 9
- ЛепакOVA О.К., Афанасьев Н.И., Гальченко Н.К., Колесникова К.А.** Получение коррозионно-износостойких покрытий на основе диборида титана методом электронно-лучевой наплавки № 4
- Мальшев В.Н.** Рекомендации по снижению энергоемкости формирования МДО-покрытий № 1
- Михальченков А.М., Гринь А.М., Миненко А.А.** Ресурс и изнашивание лемехов, восстановленных заправкой лучевидного износа № 4
- Михальченков А.М., Козарез И.В., Ковалев А.П., Будко С.И.** Структура и свойства одно- и двухслойной износостойкой наплавки при восстановлении деталей № 1
- Новиков А.С., Шулов В.А., Быщенко О.А., Теряев Д.А., Теряев А.Д., Энгелько В.И., Ткаченко К.И.** Влияние облучения сильноточными импульсными электронными пучками на адгезию вакуумно-дуговых покрытий NiCrAlY на лопатках турбины ГТД из сплава ЖС26НК № 10
- Павлов М.Д., Тарасова Т.В., Назаров А.П., Окунькова А.А.** Влияние предварительной подготовки поверхностей изделий на качество покрытий, полученных лазерной наплавкой № 12
- Пантелеенко Ф.И., Столин А.М., Маркова Л.В., Саранцев В.В., Бажин П.М., Азаренко Е.Л.** Нанесение карбидных покрытий на режущий инструмент с использованием самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискрового легирования № 2
- Полетика И.М., Макаров С.А., Крылова Т.А.** Влияние бора на процесс карбидообразования, износо- и коррозионную стойкость покрытий при электронно-лучевой наплавке № 5
- Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.** Рельеф поверхности и структура электровзрывных медных покрытий на электротехнических соединительных изделиях № 2
- Серикова Е.А., Овчинников В.В., Якутина С.В.** Влияние имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на износостойкость стали 30ХГСН2А № 4
- Смоленцев В.П., Печагин А.П., Климова Г.Н.** Режимы и технология стабилизации геометрии деталей магнитно-импульсной обработкой № 5
- ТабакOV В.П., Сагитов Д.И.** Исследование влияния износостойких покрытий на тепловое и напряженное состояние резбонарезного токарного инструмента № 4
- Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О.** Структурообразование в заэвтектических сплавах системы Al-Si при лазерной обработке поверхности № 12
- Фёдоров С.В., Кабанов А.В., Остриков Е.А.** Технология лазерного удаления износостойких покрытий с поверхности металлорежущего инструмента из твердых сплавов № 12
- Штерцер А.А., Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю.** Термоциклические свойства градиентных покрытий керамика – металл, полученных детонационным напылением № 7

- Шулов В.А., Теряев Д.А., Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А., Быченко О.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И.** Текстурирование в поверхностных слоях мишеней из сплава ВТ9 при их облучении сильноточными импульсными электронными пучками № 7
- Ярьско С.И., Горяинов Д.С.** Формирование температурного поля в режущем клине инструмента при импульсной упрочняющей лазерной обработке № 7

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Афанасьев А.А.** Особенности электролизного борирования и диффузионных боридных покрытий № 1
- Веселовский А.А.** Определение температурно-временных и прочностных характеристик процесса термодиффузионного насыщения серого и высокопрочного чугунов хромом № 6
- Гадалов В.Н., Романенко Д.Н., Маркелов Е.А., Квашин Б.Н., Романенко А.Г.** Перспективы использования коррозионно-стойкой стали 40X13 № 7
- Григорьев С.Н., Волосова М.А., Метель А.С., Мельник Ю.А., Болбуков В.П.** Осаждение металлических и нитридных покрытий на изделиях сложной геометрической формы № 12
- Дементьев В.Б., Овчаренко П.Г., Лещев А.Ю.** Повышение износостойкости деталей машин, работающих в условиях абразивного износа, с применением поверхностного легирования при литье по газифицируемым моделям № 6
- Денисюк А.К., Загуляева С.В., Потуткина Е.Н.** Влияние условий борирования на структуру и твердость борированного слоя № 2
- Жуков А.А., Навоев А.П.** Определение модуля упругости цементованного слоя № 5
- Петрова Л.Г., Александров В.А., Демин П.Е.** Формирование наноструктурированных композиционных покрытий на стальных деталях погружного модуля для каротажа нефтяных скважин методом химико-термической обработки с регулируемой насыщающей атмосферой № 6

- Петрова Л.Г., Александров В.А., Жаров Г.М.** Поверхностное упрочнение сталей методами химико-термической обработки в многокомпонентных средах № 6
- Чудина О.В., Александров В.А., Брежнев А.А.** Разработка двухстадийной технологии металлизации конструкционных сталей с использованием лазерного и печного нагрева № 6
- Чудина О.В., Матюнин В.М., Брежнев А.А.** Повышение прочности и износостойкости углеродистых сталей методами лазерного легирования и азотирования № 6
- Шестопалова Л.П.** Механизм формирования наноструктурированного покрытия на легированных сталях в регулируемой воздушно-аммиачной атмосфере № 6
- Шестопалова Л.П.** Исследование модифицированного слоя легированных сталей после химико-термической обработки в разделенных атмосферах аммиака и воздуха № 6
- Шматов А.А., Побережный С.В.** Моделирование процесса оптимального формирования карбидного слоя при химико-термической обработке твердого сплава № 2

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

- Албагачиев А.Ю.** Эффективные покрытия деталей машин № 8
- Микаева С.А., Микаева А.С.** Технология производства для нанесения покрытия на компактные люминесцентные лампы № 11
- Рогов В.А., Шкарупа М.И.** Исследование магнетронного напыления нанопокровтий на поверхность деталей из конструкционной керамики после механической обработки № 9
- Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.** Рельеф поверхности и структура взрывных композиционных поверхностных слоев системы титан-бор-медь № 9
- Фроленкова Л.Ю., Шоркин В.С.** Теоретическая оценка адгезионных свойств покрытий режущего инструмента № 8
- Холодников Ю.В.** Новые принципы организации антикоррозионной защиты технологического оборудования от воздействия агрессивной рабочей среды № 1

**ОБРАБОТКА
КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ**

- Анкудимов Ю.П., Анкудимов П.Ю.** Операционные возможности метода вибрационной обработки при комплексном энергетическом воздействии на технологическую систему..... № 8
- Бабичев А.П., Тамаркин М.А., Вяликов И.Л., Коваль Н.С.** Разработка и исследование технологической схемы виброультразвуковой обработки..... № 8
- Безъязычный В.Ф., Аверьянов И.Н., Ситникова М.Н.** Восстановительный ремонт поверхностей деталей методами аргонодуговой наплавки и газоплазменного напыления..... № 9
- Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Мышевский И.С., Юркова А.П.** Влияние плазменного напыления механоактивированного порошка TiNi на структурно-фазовое состояние и функционально-механические свойства поверхностных слоев..... № 11
- Зверовщиков В.З., Игонин В.А., Соколов А.В.** Новая технология упрочнения пластин и шлифования борированных поверхностей алмазными кругами при восстановлении штампов для прессования керамических материалов..... № 5
- Иванов А.М., Сыромятникова А.С., Петрова Н.Д.** Упрочнение интенсивной пластической деформацией и разрушение конструкционной стали..... № 3
- Иванов В.В., Булгаков Я.С.** Влияние вибрационных твердосмазочных покрытий MoS₂ на качество поверхности и эксплуатационные свойства деталей..... № 8
- Ильющенко А.Ф., Фомихина И.В., Ковалевский В.Н.** Закономерности и механизм формирования структуры стали 38ХНЗМФА методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки..... № 11
- Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Новые технологии обработки поверхностным пластическим деформированием..... № 8
- Колина Т.П., Брюханов В.В., Тарасов А.Н.** Формирование структур с повышенной энергетической устойчивостью при лазерном воздействии на быстрорежущие стали, предварительно карбонитрированные в активированных древесно-угольных смесях..... № 11

- Колпаков А.Я., Поплавский А.И., Галкина М.Е., Суджанская И.В., Мерчанский О.Ю.** Влияние угла наклона плазменного потока углерода к подложке и последующего отжига на внутренние напряжения и структуру углеродных наноразмерных покрытий, полученных импульсным вакуумно-дуговым методом..... № 4
- Мокрицкий Б.Я., Бурков А.А.** Архитектурирование покрытий как один из факторов концепции многостадийного упрочняющего воздействия на металлорежущий инструмент..... № 3
- Небольсин Д.М., Сухочев Г.А., Коденцев С.Н., Смольяникова Е.Г.** Технологические параметры комбинированной струйно-динамической обработки внутренних поверхностей..... № 7
- Ноженков М.В.** Кристаллическая структура и свойства покрытий, наносимых вакуумными ионно-плазменными методами..... № 9
- Смоленцев В.П., Грицюк В.Г., Кириллов О.Н.** Формирование микроповерхности гранульных материалов при комбинированной обработке.... № 2
- Смоленцев В.П., Гончаров Е.В.** Повышение точности гидроабразивной обработки и качества поверхностного слоя в зоне разделения вязких материалов..... № 4
- Степанов Ю.С., Сотников В.И., Ткаченко А.Н.** Экспериментальное исследование процесса комбинированной обработки точением и алмазным выглаживанием торцовых поверхностей деталей из меди..... № 8
- Табак В.П., Смирнов М.Ю., Власов С.Н., Романов А.А., Осипов М.А.** Влияние комбинированной упрочняющей обработки на параметры структуры и механические свойства многослойных износостойких покрытий режущего инструмента..... № 2
- Табак В.П., Чихранов А.В., Гатауллов И.Н.** Разработка износостойких покрытий режущего инструмента на основе нитрида титана и кремния..... № 10

**КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ
ОБРАБОТКИ**

- Кожевников А.А.** Методы контроля состояния поверхностного слоя для управления процессом виброударного упрочнения (обзор)..... № 10

Кудряков О.В., Варавка В.Н. Мониторинг начальных стадий эрозионного износа ионно-плазменных покрытий при каплеударном воздействии № 10
Мирошин И.В. Исследование влияния программы нагружения на сигналы акустической эмиссии № 11

**ИНФОРМАЦИЯ.
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ**

Гадалов В.Н., Абашкин Р.Е., Розина Т.Н., Агеев Е.В., Горецкий В.В. Восстановление рабочих органов почвообрабатывающей и посевной сельскохозяйственной техники № 5
Указатель статей, опубликованных в 2011 г. № 1

ТЕХНИЧЕСКАЯ МЕХАНИКА

Учебное пособие в 4 кн. Пог рег. Д.В. Чернилевского

2012 г. 552 с. ISBN 978-5-94275-602-4

- Кн. 1. Ладогубец Н.В., Лузик Э.В. Теоретическая механика.
- Кн. 2. Астаин В.В. Сопротивление материалов.
- Кн. 3. Киницкий Я.Т. Основы теории механизмов и машин.
- Кн. 4. Чернилевский Д.В. Детали машин и основы проектирования.

Содержит основные положения, формулы и законы, используемые при изучении курса "Теоретическая механика", включая динамику материальной точки и динамику материальной системы и твердого тела. Изложены основные вопросы расчетов на прочность элементов машин и сооружений. Приведены примеры решения типовых задач. Даны основные понятия и определения курса «Основы теории механизмов и машин», структура и классификация механизмов и машин. Изложены основные сведения о технологических функциях механизмов, их кинематических и силовых возможностях, достоинствах и недостатках.

Для студентов инженерно-технических специальностей высших учебных заведений.



**Цена за комплект
1000 р.**

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru. Информация по тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский 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 24.10.12 г. Подписано в печать 17.12.12 г. Формат 60×88 1/8.
 Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
 Отпечатано в ООО "Белый ветер", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4