

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 4 (100)
апрель
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	
	Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Трушина Е.Б. Влияние состава стали-основы на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий	3
➔	МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА	
	Леонов С.Л., Татаркин Е.Ю. Общие принципы конструирования имитационных моделей процессов механической обработки для подготовки основы под нанесение покрытия	8
	Махалов М.С., Блюменштейн В.Ю. Расчетная модель остаточных напряжений упрочненного поверхностного слоя после обработки поверхностным пластическим деформированием	12
	Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е., Карих Д.В., Сергач Д.А. Упрочнение накатыванием шаровой опоры из чистого титана эндопротеза тазобедренного сустава человека	21
➔	ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	
	Ковтунов А.И., Чермашенцева Т.В., Мямин С.В. Исследование процессов жидкофазного формирования покрытий на основе алюминидов никеля	24
➔	ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	
	Самотугин С.С., Мазур В.А. Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей	29
➔	ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ	
	Каменева А.Л., Каменева Д.В. Влияние термической обработки фазового и элементного составов $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы на ее трибологические свойства	38
	Любимов В.В., Саломатников М.С., Иванов А.В., Кураев А.М. Создание экранирующих СВЧ-излучение металлических покрытий на текстильных материалах	44
<p>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.</p>		
<p>Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней</p>		

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 4 (100)
April
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. BEZYZYCHNYI

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. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
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
	Pugacheva N.B., Bykova T.M., Trushina E.B. The steel-basis structure influence on the diffusion boride coatings structure and properties 3
➔	MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING
	Leonov S.L., Tatarkin E.Yu. General principles of design process simulation model for the preparation of machining bases under coating 8
	Mahalov M.S., Blumenstein V.Yu. The residual stress computational model of surface plastic deformation hardened surface layer 12
	Tsekhanov Yu.A., Sheykin S.E., Karih D.V., Sergach D.A. Strengthening by rolling of the spherical pure titanium support of the human endo-artificial hip joint 21
➔	THERMAL PROCESSING
	Kovtunov A.I., Chermashentseva T.V., Myamin S.V. Investigation of the liquid-phase formation of coatings based on nickel aluminides 24
➔	PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY
	Samotugin S.S., Mazur V.A. Plasma mikro- and nanostructuring of surface of instrumental steel 29
➔	INFORMATION PRODUCTION EXPERIENCE
	Kameneva A.L., Kameneva D.V. Effect of phase and elemental composition $Ti_{1-x}Al_xN$ system at its physical and mechanical properties 38
	Lubimov V.V., Salomatnicov M.S., Ivanov A.V., Kuraev A.M. Constructing of metallic microwave radiation shielding coatings on textile materials 44
<hr/> <p>Reprint is possible only with the reference to the journal "Strengthening technologies and coatings".</p> <hr/> <p>Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses</p>	



УДК 620.18.186: 621.793.6

Н.Б. Пугачева, Т.М. Быкова, Е.Б. Трушина
(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)
E-mail: nat@imach.uran.ru

Влияние состава стали-основы на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий

Исследовано влияние химического состава стали-основы на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий. Показано, что легирование покрытия элементами основы влияет на химический и фазовый составы борированного слоя, значения микротвердости и модуля Юнга, изменяет рельеф поверхности, запас пластичности, характер разрушения при термоциклировании и линейный износ.

Ключевые слова: сталь, покрытие, бориды, диффузия, запас пластичности, износ, термоциклирование, микроиндентирование.

The influence of the steel-basis chemical compound on the diffusion boride coatings structure and properties is investigated. It is shown that the coating alloying by the steel-basis elements influences on the chemical and phase structure of boride layer, its microhardness and Young's modulus, changes of the surface relief, ductility stock, character of destruction by thermo cycling and linear wear.

Keywords: steel, coating, borides, diffusion, ductility stock, wear, thermo cycling, microindenting.

Введение

Диффузионные боридные покрытия давно и успешно используются для защиты поверхностей тяжелонагруженных деталей, эксплуатируемых в условиях циклически меняющихся температур и механических нагрузок [1–3]. Многообразие исследовательских и технологических разработок методов нанесения таких покрытий позволяет выбрать оптимальную технологию нанесения для конкретных деталей. Многие исследователи обращали внимание на механизм влияния элементов основы на структуру и свойства диффузионных покрытий [2, 4, 5 и др.], однако до сих пор не сформулированы четкие представления о влиянии легирующих элементов на комплекс физико-механических свойств именно боридных покрытий, а также на механизмы их разрушения при термомеханическом воздействии.

В настоящее время широко известны работы школы физической мезомеханики под руководством В.Е. Панина, посвященные самоорганизации структуры деформированного материала на разных масштабных уровнях, в том числе и боридных покрытий [6]. Однако в этих работах не уделено внимание влиянию легирующих элементов основы на свойства покрытий, т.е. не рассмотрены отличительные особенности

этих покрытий на разных марках сталей и сплавов, а внешнее механическое воздействие ограничивается только статическим растяжением или сжатием.

В связи с вышесказанным научный и практический интерес представляют исследования влияния легирующих элементов сплава-основы на строение и свойства отдельных зон диффузионных боридных покрытий, характер деградации борированного слоя при термоциклировании и износе.

Материалы и методы проведения исследований

Диффузионные боридные покрытия наносили в порошковых смесях на основе карбида бора с галоидным активатором [4]. В качестве стали-основы были выбраны штамповые стали 4Х5МФС и 7ХМФС, используемые для мелких и крупных молотовых штампов и пресовых вставок при горячем деформировании конструкционных сталей и цветных сплавов в условиях крупносерийного и массового производства, а также пресс-форм литья под давлением цветных сплавов. Кроме того, для сравнения были выбраны конструкционная углеродистая сталь марки Ст3, не содержащая легирующих элементов, и аустенитная сталь 12Х18Н10Т с максимальным количеством легирующих элементов.

Микроструктуру покрытий исследовали методами оптической металлографии на оптическом микроскопе "Neophot 21" и растровом электронном микроскопе "TESCAN VEGA II XMU", оборудованном персональным компьютером и программным обеспечением VEGA TC. Ло-

* Работа выполнена при частичной поддержке программы № 13 фундаментальных исследований ОЭМПУ РАН "Трибологические и прочностные свойства структурированных материалов и поверхностных слоев"



Рис. 1. Схема расчетов работы остаточного формоизменения ($A_{о.ф}$) и сил последействия ($A_{рел}$)

кальный химический состав разных зон покрытий определяли с помощью системы рентгеновского волнодисперсионного (ВДС) микроанализа INCA WAVE 700, а характер распределения элементов — энергодисперсионного (ЭДС) микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD-детектором, оснащенных персональным компьютером и программным обеспечением INCA. Фазовый состав покрытий определяли на рентгеновском дифрактометре "Shimadzu XRD-700" в монохроматизированном k_{α} -излучении хромового анода.

Микротвердость покрытий измеряли на приборе "LEICA" с программным обеспечением Materials Workstation при нагрузках 0,098, 0,245 и 0,498 Н. Кроме того, каждая зона покрытий была исследована на инструментированном микротвердомере "FISHERSCOPE 2000хум" с системой кинетического микроиндентирования, что позволило определить значения микротвердости, модуля Юнга, полной работы вдавливания индентора (A), работ сил упругого последействия ($A_{рел}$) и остаточного формоизменения ($A_{о.ф}$) [7]. Полная работа, затраченная на вдавливание индентора, определяется площадью под кривой нагружения, работа сил упругого последействия — площадью под кривой разгрузки, а работа, затраченная на остаточное формоизменение материала при вдавливании индентора, — площадью, ограниченной кривыми нагружения и разгрузки (рис. 1). Запас пластичности (φ) каждой зоны покрытий оценивали по формуле

$$\varphi = \frac{A_{о.ф}}{A} \cdot 100.$$

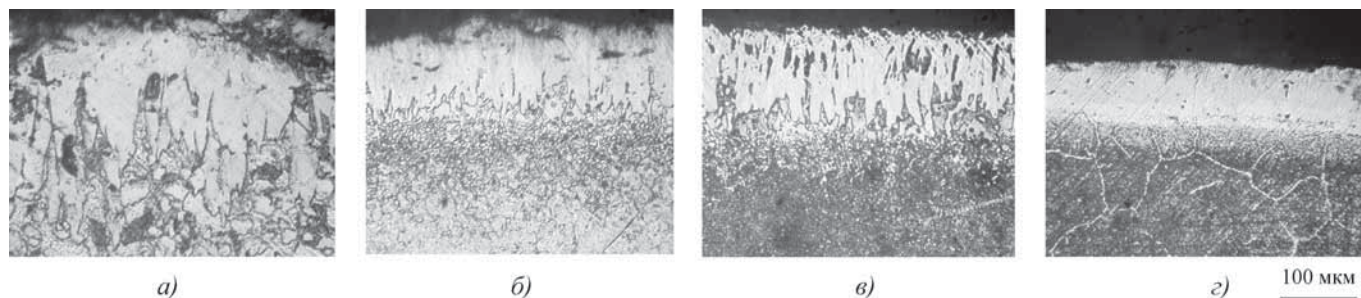


Рис. 2. Микроструктура боридных покрытий на углеродистой стали Ст3 (а), штамповых сталях 4ХМФС (б), 7ХМФС (в) и аустенитной стали 12Х18Н10Т (г)

Сравнительную оценку износостойкости покрытий проводили по глубине износа в результате возвратно-поступательного движения по поверхности со средней скоростью 0,006 м/с полусферического индентора из твердого сплава ВК8, к которому прикладывали нагрузки 196, 392 и 588 Н. Параметры шероховатости поверхности после испытаний (60 проходов при каждой нагрузке) определяли на оптическом интерферометре "Veeco". Термоциклирование образцов с покрытиями осуществляли путем нагрева до температуры 900 °С, выдержки 30 мин и охлаждения на воздухе. Рельеф поверхности после испытаний исследовали на растровом электронном микроскопе "TESCAN VEGA II XMU".

Результаты исследований и их обсуждение

При одинаковых режимах борирования покрытия на исследованных сталях отличаются по строению, химическому и фазовому составам (табл. 1). Легирующие элементы основы влияют на процесс формирования диффузионных покрытий, их химический состав и строение [2]. На углеродистой стали марки Ст3 покрытие представляет собой трехслойную композицию: внешний слой боридов FeB в виде вытянутых зерен (на металлографическом шлифе после травления они имеют более темную окраску (рис. 2, а)); основу покрытия составляет борид Fe₂B (светлые иглы — на рис. 2, а); на границе со сталью образуется переходная зона твердого раствора бора в феррите (концентрация бора плавно уменьшается от 4 % мас. до нуля в стали-основе). Характерной особенностью покрытия на стали марки Ст3 является

Таблица 1

Параметры боридных покрытий на исследованных сталях

Марка стали	Содержание бора, % мас.	Толщина, мкм	Микротвердость, ГПа		
			Зона МВ	Зона М ₂ В	Переходная зона
Ст3	13...15	100	16	7	3
4ХМФС	15...17	100	12	6	4
7ХМФС	14...18	100	16	6	4
12Х18Н10Т	18...21	60	20	12	5

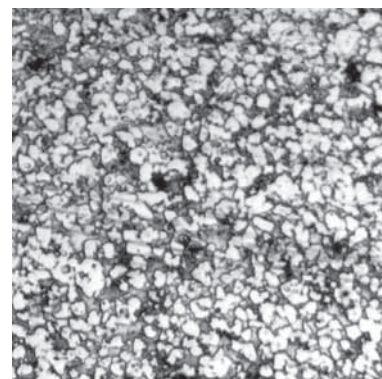
ся глубокое внедрение конусообразных зерен боридов в сталь, что многие авторы считают причиной прочного сцепления покрытий с основой [1, 2, 4, 9]. Действительно, в условиях термоциклирования под нагрузкой зерна боридов продемонстрировали прочную связь с углеродистой сталью марки Ст3 и друг с другом [8].

На легированных сталях боридные иглы фазы Fe_2V скругляются, более выражена переходная зона на границе с основой (рис. 2, б–г). Фазы FeV и Fe_2V содержат хром в количествах, близких его содержанию в стали-основе, т.е. по сути являются легированными боридами $(Fe,Cr)V$ и $(Fe,Cr)_2V$, а на стали марки 12X18H10T – $(Fe,Cr,Ni)V$ и $(Fe,Cr,Ni)_2V$, поэтому в дальнейшем эти бориды обозначены в общем виде как MV и M_2V (M – металлы Fe, Cr, Ni). Переходная зона на границе с основой представляет механическую смесь борированного феррита, в котором содержание бора плавно убывает до нуля, и глобулярных частиц боридов хрома, вольфрама, молибдена и титана (см. рис. 2, б–г и табл. 1). Следует отметить, что содержание бора в виде твердого раствора в феррите (или аустените на стали 12X18H10T) в переходной зоне на легированных сталях заметно меньше, чем на углеродистой стали марки Ст3. Это связано с оттеснением легирующих элементов на границу покрытие–сталь, что тормозит процесс диффузионного насыщения поверхности. Кроме того, бор, сосредоточенный в переходной зоне, соединяется с легирующими элементами (кроме кремния) и образует глобулярные дисперсные частицы боридов (см. табл. 1), обедняя твердый раствор вокруг этих частиц.

Кремний, как и углерод, не растворяется в бориде железа и практически весь оттесняется в переходную зону под слой фазы M_2V . Причем если углерод, как элемент внедрения, довольно быстро проникает вглубь стали, то кремний, как элемент замещения, перемещается медленно при температуре насыщения и тормозит фронт развития боридной фазы. Вытесненный кремний сосредотачивается между кристаллами M_2V , где резко повышается его концентрация: на сталях 4X5MФC и 7ХМФC при среднем содержании кремния в основе на уровне 0,8 % мас. после борирования концентрация этого элемента в узком, толщиной 20...25 мкм, подслое на границе с покрытием может достигать 3,5 % мас. Микротвердость зоны кремнистого феррита немного ниже, чем твердость стали-основы. Образование относительно мягкой прослойки кремнистого феррита на границе покрытие–основа может играть роль своеобразного демпфера, тормозящего возникновение и рост усталостных трещин при больших контактных нагрузках, характерных для штампов горячего деформирования [4]. Поперечное сечение игл боридов $(Fe,Cr)_2V$, окруженных кремнистым ферритом, на стали 7ХМФC показано на рис. 3.

Никель при борировании стали 12X18H10T так же, как и кремний в штамповых сталях, оттесняется при диффузионном борировании в переходную зону на границе покрытие–сталь, где его концентрация достигает 13 % мас. Однако никель входит и в состав боридов в покрытии в количествах от 3 до 5 % мас. Следует отметить, что при борировании стали 12X18H10T легирующие элементы в максимальной степени оказывают тормозящее действие на процесс формирования покрытия. Это проявляется не только в заметном уменьшении толщины борированного слоя, но и в максимально высоких значениях концентрации бора в покрытии и, как

Рис. 3. Поперечное сечение боридов $(Fe,Cr)_2V$ в покрытии на стали 7ХМФC



следствие, в увеличении количества боридов MV и более высоких значениях микротвердости (см. табл. 1), а также в изменении структуры покрытия. Бориды $(Fe,Cr,Ni)V$ и $(Fe,Cr,Ni)_2V$ не имеют выраженного игольчатого строения, как на углеродистой или штамповых сталях (см. рис. 2, г), граница между покрытием и сталью 12X18H10T ровная, на границах аустенитного зерна под покрытием наблюдаются мелкие бориды хрома, идентифицированные как Cr_5V_3 .

По результатам кинетического микроиндентирования каждой зоны покрытий очевидно, что легирование элементами основы повлияло на их запас пластичности. Так, если Ст3 характеризуется максимальной пластичностью из четырех исследованных сталей, а сталь 4X5MФC – минимальной (рис. 4, а), то кривые индентирования всех зон боридного покрытия на стали 4X5MФC находятся в положении максимальной пластичности (рис. 4, б–г). Максимально пластичной оказалась переходная зона на стали 12X18H10T, чуть ниже – показатель пластичности ϕ на сталях 4X5MФC и Ст3, заметно ниже – на стали 7ХМФC (табл. 2). В последнем случае в переходной зоне содержится такое количество углерода, что возможно образование избыточного цементита, который содержит некоторое количество бора, т.е. имеет формулу $Fe_3(C,B)$ [2], и охрупчивает эту зону.

Основная рабочая зона покрытий – зона боридов M_2V максимально пластична на стали 4X5MФC, за ней следует такая же зона на Ст3, затем – 7ХМФC и 12X18H10T (см. табл. 2). Внешняя зона боридов FeV характеризуется максимальной пластичностью на стали 7ХМФC (см. табл. 2). Значения модуля упругости всех зон покрытия на стали 12X18H10T намного превышают соответствующие значения на других сталях. Наименьшие различия между зонами по этому показателю, что является предпочтительным при эксплуатации, отмечены в покрытии на стали 4X5MФC, а максимальные – на стали 7ХМФC.

Характер повреждения борированных слоев на исследованных сталях существенно отличается. При малых нагрузках (196 Н) минимальный износ характерен для покрытия на штамповой стали 7ХМФC (табл. 3), а максимальный – на углеродистой Ст3. При увеличении нагрузки вдоль дорожки износа покрытия на стали 7ХМФC образуется магистральная трещина, проникающая в основу (рис. 5, б, см. с. 2 обложки), за счет которой общая глубина износа становится значительной. При нагружении 392 и 588 Н максимальной износостойкостью обладает покрытие на стали

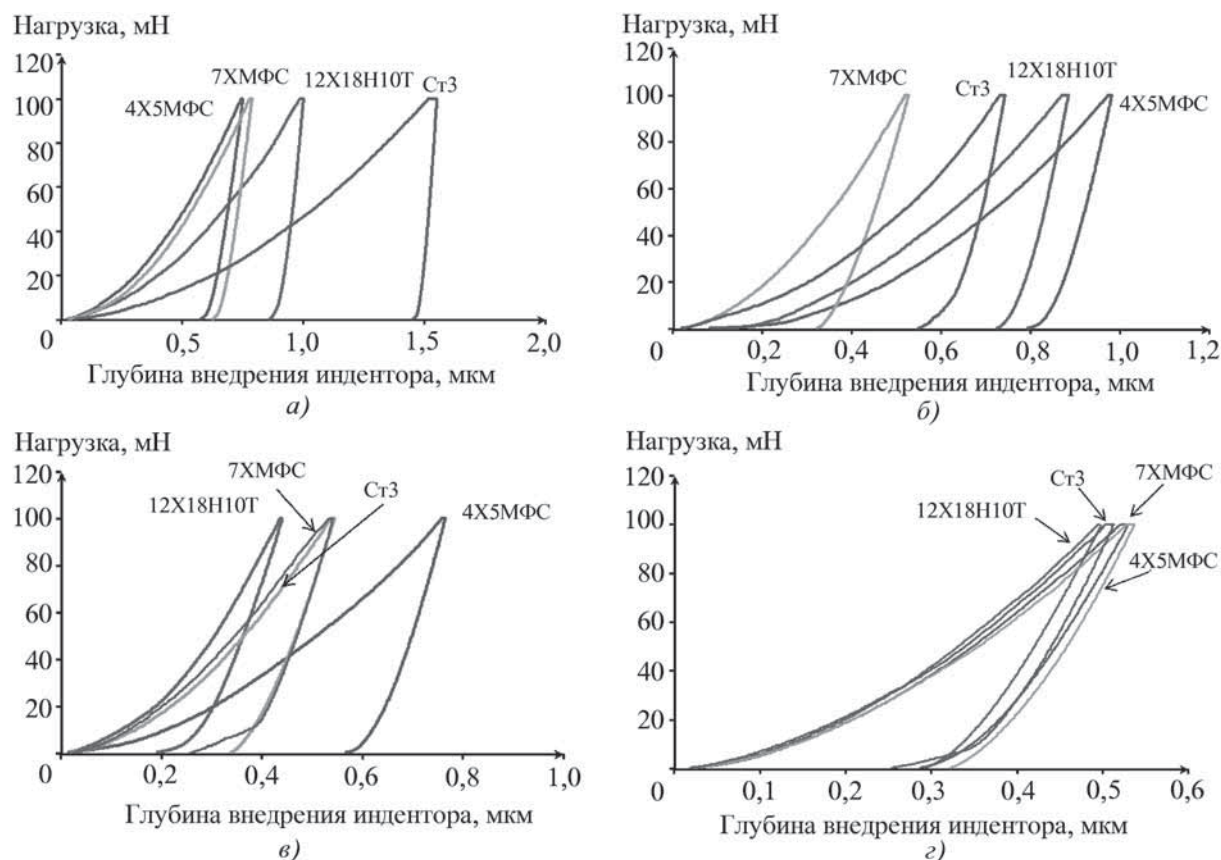


Рис. 4. Результаты кинетического микроиндентирования зон боридных покрытий:

а – сталь-основа; б – переходная зона; в – зона боридов M_2B ; г – внешняя зона боридов MB

Таблица 2

Изменение значений модуля упругости (E) и запаса пластичности (φ) каждой зоны боридных покрытий

Марка стали	E , ГПа/ φ			
	Зона MB	Зона M_2B	Переходная зона	Основа
Ст3	266/0,56	224/0,59	212/0,76	–/0,94
4Х5МФС	238/0,52	223/0,73	210/0,78	–/0,75
12Х18Н10Т	328/0,53	278/0,44	245/0,79	–/0,86
7ХМФС	280/0,56	215/0,57	184/0,56	–/0,77

4Х5МФС. Боридное покрытие на стали 12Х18Н10Т в большей степени сохранилось на участке износа, практически по всей площади дорожки присутствует зона $(Fe, Cr, Ni)_2B$.

Результаты испытаний износостойкости согласуются с данными, полученными при микроиндентировании покрытий. Минимальный линейный износ наблюдали у покрытия на стали 4Х5МФС, причем отмечена некоторая пластическая деформация зерен M_2B под действием индентора. Кроме того, зафиксирован массоперенос и диффузи-

онное схватывание боридов M_2B на поверхность твердосплавного индентора.

Легирующие элементы основы оказали влияние и на характер разрушения боридных покрытий при термоцикли-

Таблица 3

Результаты испытаний износостойкости боридных покрытий

Марка стали	Нагрузка, Н	Глубина дорожки износа, мкм
4Х5МФС	196	69,8
	392	90,0
	588	110,0
7ХМФС	196	21,3
	392	130,0
	588	140,0
12Х18Н10Т	196	64,3
	392	100,0
	588	280,0
Ст3	196	100,0
	392	220,0
	588	330,0

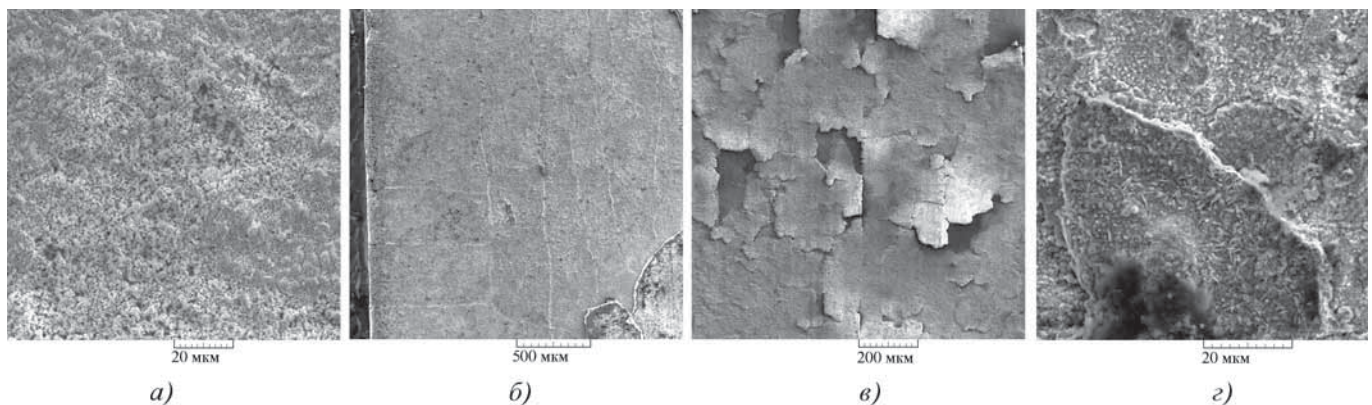


Рис. 6. Рельеф поверхности образцов с боридными покрытиями после 20 циклов нагрева до 900 °С и охлаждения до комнатной температуры на сталях:

a – 4X5MFC; *b* – 7XMF; *v* – 12X18N10T; *z* – Ст3

ровании. В большей степени покрытие сохранилось на стали 4X5MFC, лишь на отдельных локальных участках наблюдали отслаивание внешней зоны покрытия (Fe,Cr)B. На участках локализации пластической деформации в поверхностном слое отмечено "разрыхление" покрытия (рис. 6, *a*): иглы боридов раздвигаются на некоторое расстояние друг от друга, образуя микротрещины. Следует отметить, что отслаивание внешней зоны покрытия, состоящей из боридов MB, характерно для покрытий на всех исследованных сталях. В большей степени оно проявилось на углеродистой и аустенитной сталях (рис. 6, *v*). Иглы боридов Fe₂B в покрытии на углеродистой стали в процессе термоциклирования выталкивались оксидами железа (рис. 6, *z*) по механизму, рассмотренному ранее в статье [8]. После 20 циклов нагрева до 900 °С и охлаждения до комнатной температуры на поверхности образца из стали 7XMF наблюдали растрескивание боридного покрытия во взаимно перпендикулярных направлениях (рис. 6, *b*).

Таким образом, диффузионное боридное покрытие на стали марки 4X5MFC показало более высокие защитные свойства в условиях испытаний на износ и термоциклирование.

Выводы

Легирующие элементы основы определяют химический состав, строение и свойства диффузионных боридных покрытий. Легирование боридов железа хромом и строение покрытия на штамповой стали 4X5MFC обеспечило пластификацию слоя боридов M₂B, который в процессе испытаний на износ деформировался и был частично перенесен на испытательный инструмент из твердого сплава. При термоциклировании покрытие на этой стали также показало наиболее высокую стойкость, что связано не только с некоторым запасом пластичности слоя боридов (Fe,Cr)₂B, но и с формированием относительно мягкой прослойки легированного кремнистого феррита в переходной зоне сразу под слоем боридной фазы, которая при больших контактных нагрузках может играть роль своеобразного демпфера, тормозящего возникновение и рост усталостных трещин.

Повышенное содержание углерода в стали 7XMF оказывает охрупчивающее действие на покрытие за счет увеличения в нем концентрации бора и оттеснения углерода на границу с основой, что приводит к образованию избыточного борированного цементита.

Боридные покрытия на аустенитной стали 12X18N10T обладают повышенной стойкостью к изнашиванию и окислению, но внешний слой боридов MB легко растрескивается и отслаивается при термоциклировании.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
2. Лабунец В.Ф., Ворошнин Л.Г., Киндарчук М.В. Износостойкие боридные покрытия. Киев: Техника, 1989. 253 с.
3. Чернов Я.Б., Анфиногенов А.И., Шуруп Н.И. Борирование сталей в ионных расплавах. Екатеринбург: УрО РАН, 2001. 224 с.
4. Гузанов Б.Н., Косицын С.В., Пугачева Н.Б. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении. Екатеринбург: УрО РАН, 2004. 244 с.
5. Пугачева Н.Б. Влияние химического состава и технологии нанесения алюминидных покрытий на характер повреждений при эксплуатации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 11. С. 37–48.
6. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. 254 с.
7. Федосов С.А., Пешек Л. Определение механических свойств материалов микроиндентированием: Современные зарубежные методики. М.: Физический факультет МГУ, 2004. 100 с.
8. Особенности разрушения диффузионного боридного покрытия на углеродистой стали в условиях термоциклирования под нагрузкой/ Н.Б. Пугачева, Л.М. Замараев, Е.Б. Трушина и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 3. С. 24–30.
9. Кайдаш Н.Г., Четверикова Л.Н. Структура и свойства боросилицидных покрытий на железе и стали // Вестник Черкасского национального университета. Сер. физико-математических наук. 2007. Вып. 114. С. 89–114.



УДК 621.793:621.9.001.57

С.Л. Леонов, Е.Ю. Татаркин

(Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)

E-mail: agtu-otm2010@mail.ru

Общие принципы конструирования имитационных моделей процессов механической обработки для подготовки основы под нанесение покрытия

Предложена общая методология разработки имитационных моделей процессов механической обработки для реализации методики оптимизации по двум критериям при проектировании операций подготовки основы под нанесение покрытия.

Ключевые слова: основа под нанесение покрытия, проектирование операций, математические модели.

A general methodology for developing simulation models of the machining process for implementation of optimization techniques for the two criteria for the design of operations to prepare the ground under the coating.

Keywords: basis for coating, engineering operations, mathematical models.

Для обеспечения сцепления покрытия с основой необходимо получать достаточно развитый микро-рельеф ее поверхности. Однако высокая удельная стоимость материала некоторых покрытий существенно ограничивает его толщину. Поэтому основным критерием является стоимость объема наносимого слоя покрытия, в том числе и расположенного в рисках шероховатости основы. Для определения сил, характеризующих прочность сцепления покрытия с основой, и остаточного объема материала покрытия необходимы методики прогнозирования топографии обработанной поверхности [1]. Для проектирования операций механической обработки основы необходима разработка математических моделей, позволяющих рассчитывать эту топографию с учетом стохастических параметров, действующих при практической реализации технологических процессов. Рассмотрим основные этапы разработки таких моделей.

Начальным этапом разработки любой модели является четкое и точное формулирование цели моделирования. От этого этапа значительно зависят процесс разработки модели и ее практическая ценность. Неправильная постановка цели может привести к созданию абсолютно непригодной модели. Практически данный этап реализуется построением модели черного ящика и включает в себя следующие подэтапы:

1. Выявление (назначение) выходных факторов.
2. Выявление (назначение) входных факторов.
3. Выявление структуры системы.

Эти три подэтапа должны четко и точно вытекать из цели моделирования. Сокращение количества выходных параметров может значительно упростить процесс создания модели и саму модель операции, но, с другой стороны, может не обеспечить достижение цели исследования.

После определения выходных факторов рассматриваются причины их изменения и выявляется перечень входных факторов. Этот перечень выявляется на основании априорных данных, анализа литературы, собственного опыта, проведения поисковых экспериментов с использованием корреляционного анализа. Для конкретных условий обработки возможно придется проводить поисковый эксперимент и на основании расчета коэффициентов корреляции выявить наличие или отсутствие этих связей. Решение о независимости факторов x , y принимается с использованием коэффициента корреляции ρ и критерия Стьюдента

$$t_{xy} = \frac{\rho \sqrt{n-2}}{\sqrt{1-\rho^2}} \leq t(\alpha, n-2), \quad (1)$$

где $t(\alpha, n-2)$ – табличное значение критерия Стьюдента;

α – уровень значимости (обычно $\alpha = 0,05$);

n – число экспериментов;

ρ – коэффициент корреляции.

В качестве входных факторов выбираются такие, для которых не выполняется условие (1).

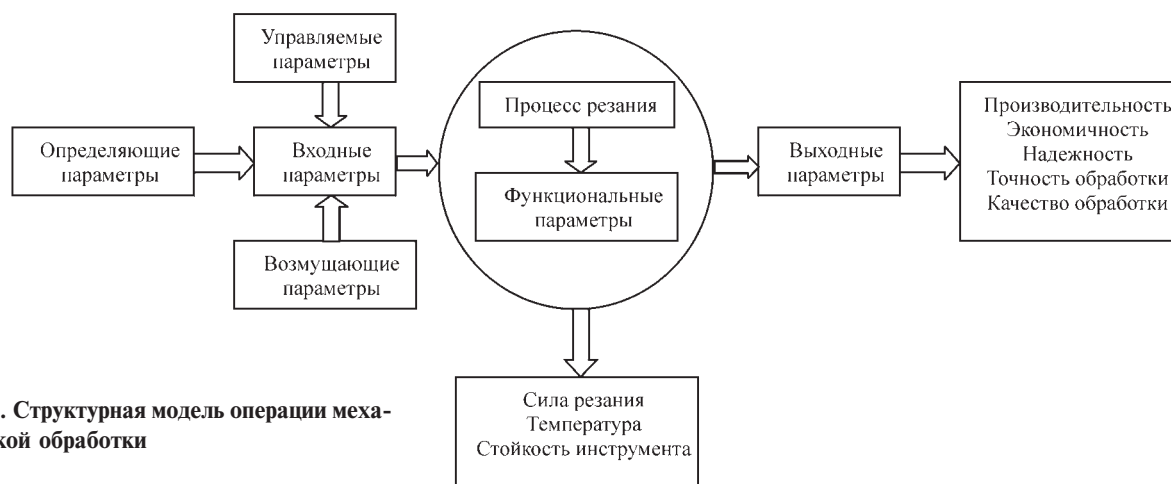


Рис. 1. Структурная модель операции механической обработки

В технологии машиностроения при моделировании технологических операций данный подход используется не часто. Обычно априорно известен набор входных факторов. Однако корреляционный анализ позволяет обеспечить объективность оценивания.

Следующим этапом является выявление структуры модели. Так же, как при определении входных и выходных факторов, при выявлении структуры необходимо учитывать цели моделирования. В первую очередь структура определяется входными и выходными факторами. При разработке структуры необходимо ответить на вопрос: какие подсистемы исходной системы необходимо математически описать для получения связи между факторами. В приложении к моделированию операции механической обработки такими подсистемами могут являться упругая система, формирование составляющих силы резания, тепловые явления, приводы и т.п. Этап выявления структуры не является необходимым и однозначным. Используя модель черного ящика, можно описать работу системы (операцию технологического процесса) с помощью, например, эмпирических формул. При этом структура системы может вообще не вскрываться.

При использовании аналитических и алгоритмических моделей обычно невозможно выразить связь между факторами одним выражением. В этом случае выделяют параметры состояния S системы и строят функцию переходов, связывающую входные факторы X с параметрами состояния S , а затем функцию выходов, связывающую параметры состояния S с выходными факторами Y .

Результатом операции является обработанная поверхность (состояние системы S). На практике удобнее использовать какие-либо количественные выходные показатели (Y), например параметры шероховатости поверхности, глубину дефектного слоя и т.п. Выходные параметры операции Y , которые определяются ее внутренними состояниями S , зависят только от функциональных параметров (функция выходов),

которые, в свою очередь, определяются входными параметрами операции (функция переходов) – рис. 1.

В соответствии со схемой рис. 1 входные параметры операции подразделяются на определяющие, управляемые и возмущающие. Определяющие параметры являются практически неизменными или должны быть таковыми (в противном случае они будут отнесены к другому виду параметров – обычно к возмущающим). Это, например, марка обрабатываемого и инструментального материала, геометрия зоны резания и т.п. Обозначим определяющие параметры \vec{X}_0 .

К управляемым параметрам относят те, на которые можно воздействовать перед или во время обработки. Классическим примером управляемых параметров являются параметры режима резания. При проектировании и выполнении операции именно этими параметрами обеспечивают требуемые значения выходных параметров операции. Обозначим управляемые параметры \vec{X}_y .

Возмущающие параметры являются неуправляемыми, и только их измерение возможно при обработке. К ним относятся фактические геометрические размеры заготовки, ее физико-механические свойства, конкретные свойства инструмента, в том числе и его геометрия, и т.п. Обозначим возмущающие параметры $\vec{X}_в$. На рис. 2 приведена структура модели системы в такой постановке.

Таким образом, для управления операцией технологического процесса существует только небольшая группа управляемых параметров \vec{X}_y , выбирая которые технолог должен обеспечить требуемые характеристики операции. Проблема осложняется тем, что практически все параметры операции, как входные, так и функциональные и выходные, не являются постоянными и могут изменяться во времени.

Но и управляемые параметры не всегда удается задать с необходимой точностью. Например, привод подачи на универсальных фрезерных станках не зависим

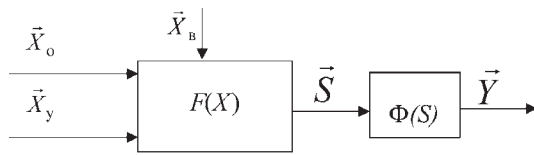


Рис. 2. Структура модели системы с выделением определяющих, возмущающих и управляемых входных параметров

от вращения инструмента и оснащен асинхронным двигателем, частота вращения n которого не является постоянной. При задании номинальной подачи учитывается некая средняя нагрузка M_n . При изменении момента $M_{сопр}$ величина подачи не будет оставаться постоянной и не будет равна номинальной. Поэтому в процессе фрезерования подача, а также и частота вращения фрезы изменяются независимо друг от друга, что может оказывать влияние на качество обработки поверхности детали.

В этом случае необходимо разделить такой управляемый параметр на две составляющие: $n = n_n + \Delta n(M_{сопр})$. Параметр n_n остается управляемым, а величина $\Delta n(M_{сопр})$ формируется за счет обратной связи. На рис. 3 показано выделение управляемых параметров в соответствии с описанным подходом. Обратная связь ΔX_y относится к самой системе и может быть учтена в функции переходов F .

Подразделение входных параметров на определяющие, возмущающие и управляемые достаточно условно и зависит от постановки задачи. Например, при проектировании операции механической обработки параметры инструмента могут быть заданы и тогда они относятся к определяющим. Если в той же задаче предполагается расчет или выбор инструмента, они переходят в класс управляемых.

Большинство входных параметров содержат как детерминированную, так и случайную составляющую. Возмущающие параметры являются случайными по определению. Случайная составляющая определяющих и управляемых параметров обычно имеет аддитивный характер, и входной параметр равен сумме детерминированной и случайной составляющих: $X_i = X_{iд} + X_{iс}$ [2]. В этом случае случайная составляющая просто переносится в класс возмущающих параметров (рис. 4).

Таким образом, детерминированные составляющие входных параметров определяют средние значения па-

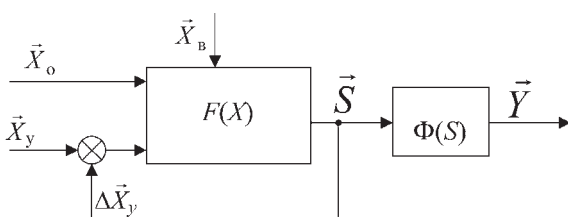


Рис. 3. Выделение управляемых параметров

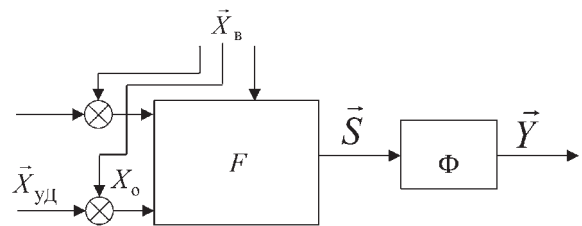


Рис. 4. Перенос случайных составляющих в класс возмущающих входных параметров

раметров состояния и выходы, а случайные (возмущающие) приводят к случайным колебаниям — нестабильности процесса обработки. Причины нестабильности также могут находиться и внутри самой системы, вызывая ее автоколебания даже при неизменных входных параметрах и отсутствии возмущений и, в конечном счете, влиять на качество получаемой детали.

В результате при разработке моделей операций механической обработки необходимо принимать во внимание ее структуру в соответствии с рис. 1. При получении выходных параметров операции, например параметров шероховатости поверхности, волнистости, отклонений формы и т.п., необходимо учитывать, что реальными состояниями системы является топография или, по крайней мере, профиль поверхности (функция переходов системы). Параметры качества поверхности определяются по получаемой топографии или профилю, как функция выходов. Выделение случайных параметров из входных факторов позволяет проследить источник нестабильности и прогнозировать ее при реализации операций механической обработки.

После окончательного построения перечня входных и выходных параметров можно приступить к получению зависимостей между ними. Для упрощения этих зависимостей *рекомендуется использовать безразмерные параметры*. Это позволяет, с одной стороны, сократить количество аргументов, а с другой — упростить сами зависимости. Сокращение количества аргументов происходит за счет того, что количество безразмерных комплексов (критериев) равно количеству аргументов за вычетом количества независимых размерностей. Для механических систем, к которым относятся операции механической обработки, независимыми размерностями являются размерности длины (м), времени (с) и массы (кг). Поэтому количество аргументов сокращается как минимум на три. Построение безразмерных комплексов достаточно подробно описано в специальной литературе [3]. Фактически эта процедура включает в себя:

1. Выявление параметров, имеющих независимые размерности.
2. Преобразование размерной модели в зависимости между безразмерными критериями.
3. Упрощение безразмерных зависимостей.

Последний этап обычно выполняется с использованием аппроксимации и позволяет получить более простые выражения без потери точности.

Независимо от того, использовано ли представление зависимостей в безразмерной форме или нет, для стохастических входных величин необходимо определить их законы распределения. Это требуется для применения методики стохастического моделирования.

В большинстве случаев определение закона распределения и его параметров не представляет труда. Если закон распределения точно неизвестен, его можно уточнить с использованием методов математической статистики.

Далее решение задачи подразумевает использование имитационного стохастического моделирования, которое включает в себя следующие этапы:

1. Для детерминированных составляющих определяющих или управляемых входных параметров задаются их значения. При необходимости (для динамических систем) может задаваться закон их изменения во времени.

2. Для случайных составляющих входных параметров задается закон их распределения, т.е. вид закона и его параметры. При необходимости параметры закона также могут являться функциями времени.

3. Количество прогонов стохастического моделирования задается сначала ориентировочно, а затем уточняется в соответствии с достоверностью определения выходных параметров (доверительными интервалами). Генерирование случайных параметров и моделирование производятся до тех пор, пока доверительные интервалы на параметры распределения не обеспечат требуемую точность.

4. Собственно имитационное стохастическое моделирование заключается в циклическом алгоритме формирования выходных параметров и их накопления для построения функции распределения и ее анализа. В этом цикле

– генерируется набор значений случайных параметров (генерирование зависит от используемого закона распределения и его параметров);

– производится расчет выходных величин по математической модели;

– результаты моделирования (выходные величины) фиксируются для дальнейшего анализа.

5. На основании полученного набора выходных параметров строятся функции их распределения и производится анализ этих функций.

Таким образом, процесс создания и использования имитационной стохастической модели операции

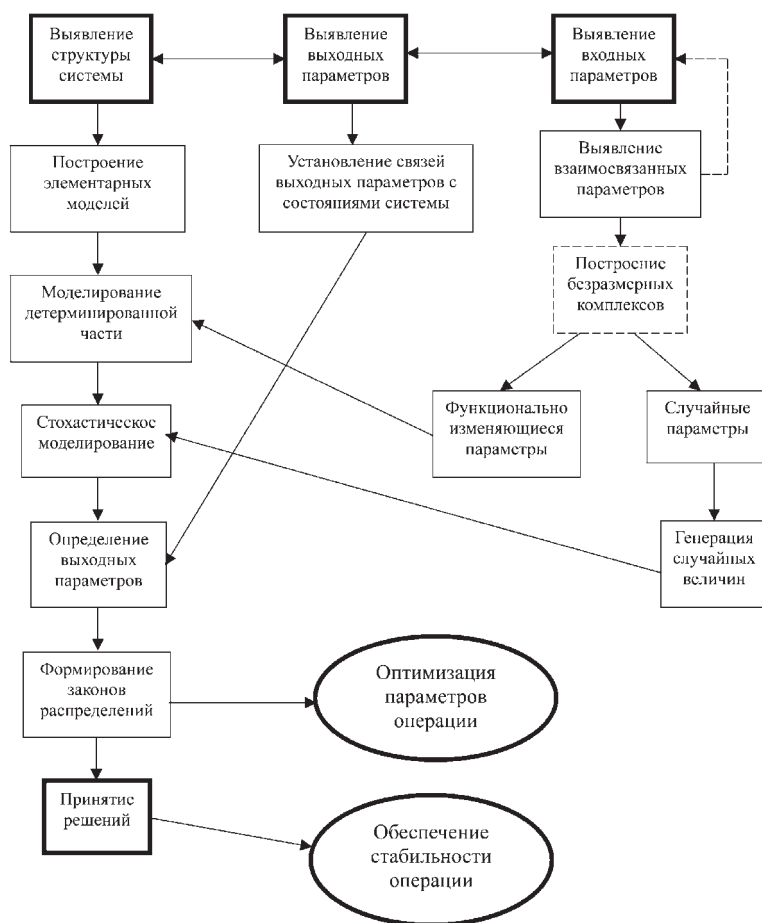


Рис. 5. Последовательность разработки и использования имитационной стохастической модели

механической обработки представляет собой последовательность определенных этапов, которые описаны выше. На рис. 5 эта последовательность представлена в графическом виде.

На основе предложенной методики нами разработаны имитационные стохастические модели операций точения, торцевого фрезерования и шлифования, позволяющие решать задачи многокритериальной оптимизации при подготовке основы под нанесение покрытия: анализировать и обеспечивать прочность сцепления покрытия с основой и минимизировать расход материала покрытия. Управляющими параметрами являются характеристики инструмента и элементы режима резания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Леонов С.Л., Татаркин Е.Ю.** Стохастическая оптимизация при подготовке основы под нанесение покрытия // Инновации в машиностроении: сб. тр. 2-й Междунар. науч.-практ. конф. Кемерово. КузГТУ, 2011. С. 91–96.
2. **Точность** производства в машиностроении и приборостроении / Под ред. А.Н. Гаврилова. М.: Машиностроение, 1973. 576 с.
3. **Адлер Ю.П., Маркова Е.А., Грановский Ю.В.** Планирование экспериментов при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 279 с.

М.С. Махалов, В.Ю. Блюменштейн
(Кузбасский государственный технический университет, г. Кемерово)
E-mail: maxim_ste@mail.ru

Расчетная модель остаточных напряжений упрочненного поверхностного слоя после обработки поверхностным пластическим деформированием

Представлена расчетная модель остаточных напряжений поверхностного слоя при упрочняющей обработке поверхностным пластическим деформированием (ППД). Приведены результаты моделирования остаточных напряжений с использованием метода конечных элементов. Рассмотрены особенности распределения остаточных напряжений обработанной ППД детали по глубине упрочненного поверхностного слоя. Выявлены основные взаимосвязи компонент остаточных напряжений с режимами обработки ППД. Проведено сопоставление полученных результатов с результатами работ других авторов.

Ключевые слова: поверхностный слой, остаточные напряжения, упрочняющая обработка, поверхностное пластическое деформирование (ППД), жизненный цикл, долговечность.

The residual stress computational model of surface plastic deformation (SPD) hardened surface layer is proved as being topical. The residual stress simulation results with finite element analyze usage are adduced. The residual stress hardened surface layer depth distribution features of SPD treated part are reviewed. The residual stress component basic interrelations with SPD processing routines are revealed. The confrontation of the obtained results to results of activities of other writers is conducted.

Keywords: surface layer, residual stresses, hardening processing, surface plastic deformation (SPD), life cycle, durability.

Постановка задачи моделирования

Известно, что *остаточные напряжения* (ОН) являются одним из ключевых параметров качества *поверхностного слоя* (ПС) ответственных деталей машин при различных видах циклических знакопеременных эксплуатационных нагрузок; при этом важную роль играет как величина, так и характер распределения сжимающих ОН по глубине ПС.

Широкими возможностями по созданию в ПС благоприятных сжимающих ОН, близких по величине к пределу текучести металла, обладают способы упрочняющей обработки ППД (рис. 1), которые позволяют в широком диапазоне регулировать шероховатость поверхности Ra от 0,04 до 0,8 мкм, глубину упрочнения в пределах от 0,5 до 5 мм, степень упрочнения δ от 17 до 50 % и др. [1].

Кроме того, при обработке ППД в ПС отсутствуют термические дефекты, сохраняется целостность волокон металла, несколько раз за один рабочий ход уменьшается шероховатость поверхности, возникает деформационное упрочнение поверхностного слоя, что в

итоге приводит к повышению прочности и долговечности деталей при знакопеременных нагрузках в пять и более раз.

При обработке ППД в зоне контакта деформирующих инструментов с деталью возникает асиммет-

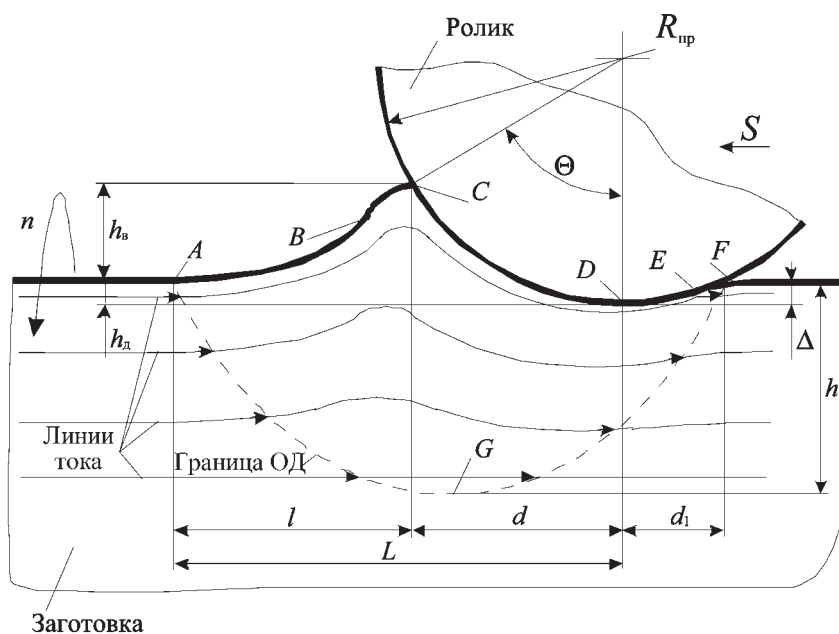


Рис. 1. Схема очага деформации в плоскости подачи при обработке ППД

ричный *очаг деформации* (ОД) *ABCDEFGF*, характеризуемый линиями контура передней внеконтактной *ABC*, передней контактной *CD*, задней контактной *DE* и задней внеконтактной *EF* поверхностей, а также линией *FGA*, описывающей границу зоны пластического течения металла. Вследствие деформации частицы металла вдоль линий тока (см. рис. 1) смещаются в зоне волнообразования, формируя ПС детали. Начальные параметры состояния, которые частицы металла имели до входа в очаг деформации (линия *AG*), трансформируются в накопленные к моменту их выхода из ОД (линия *GF*).

Для раскрытия возможностей ППД по обеспечению долговечности деталей машин необходимы знания физических закономерностей формирования поверхностного слоя и, в частности, остаточных напряжений.

Адаптированным для решения такого класса задач является аппарат механики технологического наследования состояния поверхностного слоя, позволяющий описать в единых терминах и категориях физическую природу поведения металла на стадиях жизненного цикла и привести результаты исследований к форме, удобной для инженерного пользования [1]. В качестве накопленных параметров, наряду с традиционными параметрами качества ПС, используются степень деформации сдвига Λ , *степень исчерпания запаса пластичности* (СИЗП) Ψ и компоненты тензора остаточных напряжений $[T \sigma_{ост}]$.

К настоящему времени известны и используются методики исследования остаточных напряжений, большая часть из которых предполагает экспериментальное определение путем послойного удаления поверхностного слоя металла детали и измерение остаточных деформаций с последующим расчетом величины ОН. При этом большинство методик являются трудоемкими и не позволяют оперативно определять распределение ОН, точность таких методик, как правило, невысока.

Учитывая сказанное, перспективным направлением яв-

ляется разработка расчетного аппарата, позволяющего прогнозировать формирование ОН после упрочняющей обработки без проведения трудоемких экспериментальных исследований.

Для разработки расчетного аппарата было проведено моделирование *напряженно-деформированного состояния* (НДС) очага деформации методом конечных элементов и выполнены расчеты ОН упрочненного ПС детали после обработки ППД.

Моделирование осуществлялось в плоскодеформированной постановке: в упругопластическое тело в виде пластины (обрабатываемая деталь) на величину натяга внедрялся абсолютно жесткий индентор – ролик с профильным радиусом $R_{пр}$ (рис. 2). Верхняя

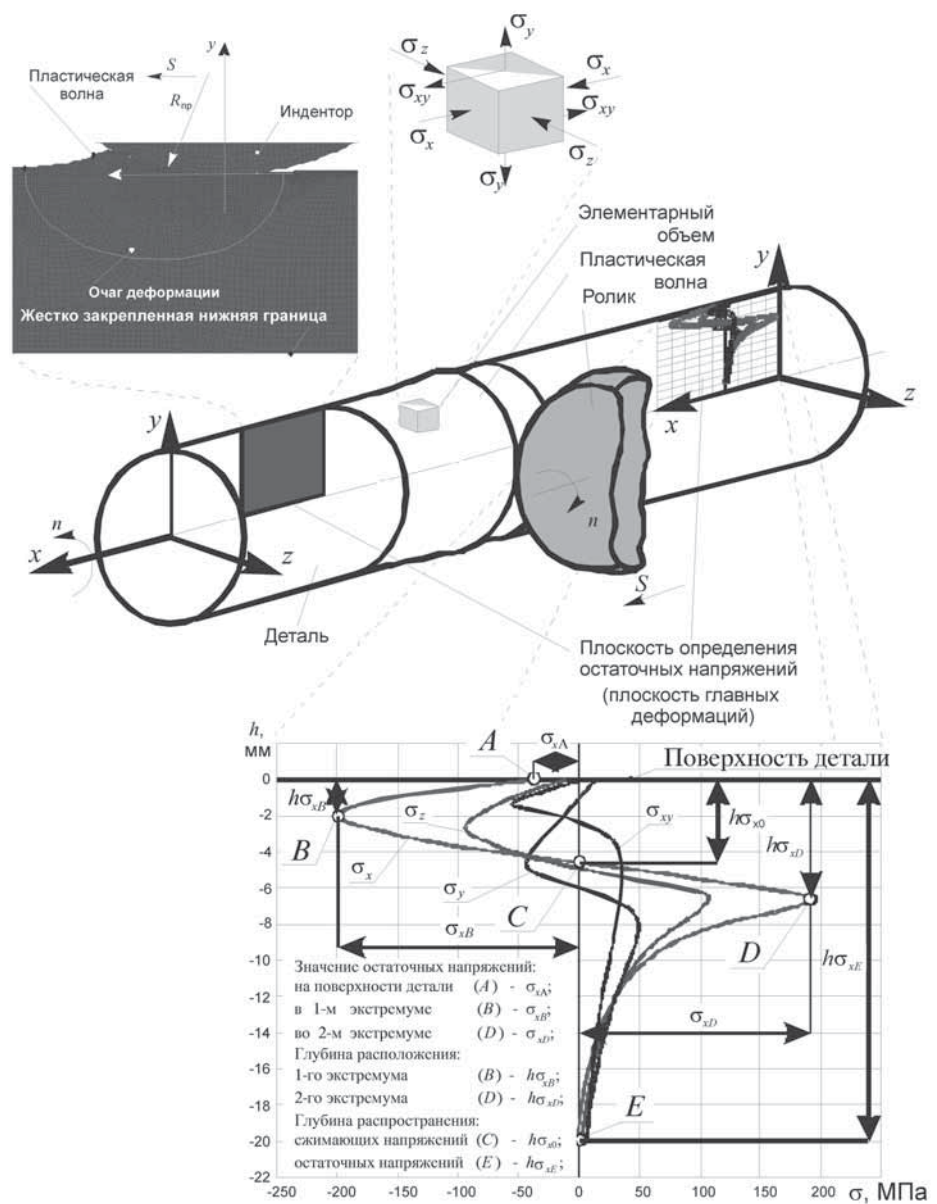


Рис. 2. Постановка задачи моделирования ОН. Схема расположения характерных точек и распределения компонент-тензора ОН по глубине поверхностного слоя

граница модели обрабатываемой детали представляла собой контур очага деформации, а нижняя – жестко закреплялась по обеим осям. Индентору придавалось смещение по оси x на величину подачи S .

Использование плоскодеформированной постановки предполагает, что деформационные процессы в ОД происходят только в рассматриваемой плоскости, проходящей через ось вращения обрабатываемой заготовки (плоскости подачи), а тензор напряжений является условно объемным [2].

Начальными и граничными условиями для моделирования являлись:

1. Физические и механические свойства металла: сталь 45, ГОСТ 1050–88; плотность $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$; коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$; коэффициент трения $\eta = 0,21$; относительный коэффициент линейного теплового расширения $\alpha_t = 12 \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$.

2. Кривая течения металла, представленная в виде функции $\sigma_i = 360 + 865,6 \cdot e_i^{0,57}$, где e_i – интенсивность логарифмической деформации; σ_i – интенсивность напряжений. В процессе исследований использовалась билинейная аппроксимация кривой течения, для описания которой необходимо знать три параметра: модуль Юнга $E = 2 \cdot 10^{11} \text{ МПа}$, характеризующий угол наклона упругого участка α ; экстраполированный предел текучести $\sigma_{\text{эТ}} = 3,66 \cdot 10^8 \text{ МПа}$, соответствующий отрезку на оси напряжений, определяемому продолжением участка пластического течения; тангенциальный модуль $T_{\text{мод}} = 2,596 \cdot 10^6 \text{ МПа}$, характеризующий угол наклона участка пластического течения β .

3. Режим обработки ППД.

4. Форма и геометрические размеры ОД, которые определялись на основе обработки большого количества экспериментальных данных и базы профилограмм ОД при ППД.

Согласно теореме о разгрузке, тензор остаточных напряжений представляет собой разность напряжений, возникающих в реальном упругопластическом теле при приложении нагрузки $[T \sigma_{\text{деф}}]$, и напряжений, которые возникали бы в идеально упругом теле при идентичном нагружении $[T \sigma_{\text{раз}}]$, суммированную с напряжениями упругой разгрузки при раскреплении детали $[T \sigma_{\text{раскр. дет}}]$ и упругими тепловыми напряжениями разгрузки $[T \sigma_{t^0}]$ [3]:

$$[T \sigma_{\text{ост}}] = [T \sigma_{\text{деф}}] - [T \sigma_{\text{раз}}] + [T \sigma_{\text{раскр. дет}}] + [T \sigma_{t^0}]. \quad (1)$$

При моделировании были приняты следующие допущения:

1. Тензор напряжений упругой разгрузки при раскреплении детали был принят нулевым, поскольку на всех этапах выполнялся ряд условий, указанных А.Н. Овсенко для обработки симметричных деталей [3].

2. Материал детали при изменении температуры проявляет линейные изотропные свойства, а возникающие тепловые деформации носят упругий характер.

3. Источником тепла является поверхностный слой, испытывающий пластическую деформацию.

4. Деталь имеет значительную, по сравнению с очагом, деформации длину, а нагреву подвергается та часть поверхностного слоя детали, которая находится в данный момент в контакте с инструментом.

5. Остаточные напряжения от механического воздействия формируются в зоне контакта с инструментом, имеющей отличную от остальной детали температуру.

6. Деталь, нагреваясь во время обработки, создает тепловые напряжения в направлении оси x , а в направлении оси y свободно расширяется, не создавая каких-либо напряжений.

7. Касательные напряжения не возникают, поскольку тепловое расширение носит линейный изотропный характер.

Таким образом, для плоскодеформированной постановки имеем:

$$[T \sigma_{\text{ост}}]_{xyz} = \begin{pmatrix} \sigma_x^{\text{деф}} - \sigma_x^{\text{раз}} - \sigma_x^{t^0} & \sigma_{xy}^{\text{деф}} - \sigma_{xy}^{\text{раз}} & 0 \\ \sigma_{xy}^{\text{деф}} - \sigma_{xy}^{\text{раз}} & \sigma_y^{\text{деф}} - \sigma_y^{\text{раз}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(\sigma_x^{\text{деф}} + \sigma_y^{\text{деф}}) - (\sigma_x^{\text{раз}} + \sigma_y^{\text{раз}}) - \sigma_x^{t^0}}{2} \end{pmatrix}. \quad (2)$$

Решение задачи моделирования остаточных напряжений осуществлялось поэтапно, при этом, в соответствии с теоремой о разгрузке, каждая составляющая тензора моделировалась отдельно:

- 1) тензор напряжений под нагрузкой ($[T \sigma_{\text{деф}}]$);
- 2) тензор упругих напряжений разгрузки ($[T \sigma_{\text{раз}}]$);
- 3) тензор упругих тепловых напряжений разгрузки ($[T \sigma_{t^0}]$).

Принятая постановка задачи предполагала создание отдельных для каждого этапа геометрически идентичных конечно-элементных моделей, состоящих из обрабатываемой детали и ролика.

При определении тепловых напряжений разгрузки (3-го этапа моделирования ОН) было принято, что они возникают по причине остывания поверхностного слоя детали, нагретого в момент обработки до определенной температуры.

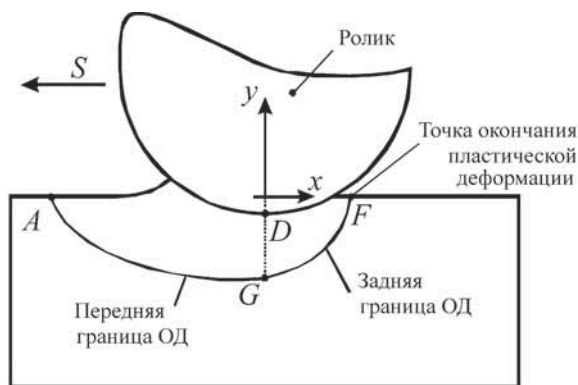


Рис. 3. Траектория определения эпюры остаточных напряжений

Значения температуры на поверхности детали после обработки определялись на основе расчетно-экспериментальной модели, полученной для способов ППД В.М. Смелянским и учениками [4]. Согласно этим исследованиям, подавляющая часть тепла вызвана работой пластической деформации в поверхностном слое, и лишь небольшая доля вызвана трением на контакте деформирующего инструмента с деталью.

При этом авторы указывают, что превалирующее влияние на температуру поверхности детали оказывают расчетный натяг (сумма действительного натяга h_d и высоты волны h_w) и профильный радиус ролика. Отмечено также некоторое влияние подачи, с увеличением которой t возрастает. Рост h_p вызывает увеличение температуры поверхности, а увеличение $R_{пр}$, напротив, приводит к ее уменьшению [4]:

$$t = h_p (279 - 18,4 R_{пр}) - 3,6 R_{пр} + 78,8. \quad (3)$$

Для удобства в расчетах поверхность детали при моделировании подвергалась нагреву, а не охлаждению, как это имеет место в реальном процессе. Поэтому, при описанном ниже суммировании с остальными составляющими, значения тензора тепловых напряжений разгрузки также принимались с противоположным знаком.

Тензор ОН окончательно формируется на выходе частицы из очага деформации, поскольку при каждом новом обороте детали эти частицы более не попадают в зону деформации. В связи с этим, из множества узлов конечно-элементной модели, содержащих значения тензора ОН, необходимо выбрать узлы, расположенные на задней границе ОД по глубине поверхностного слоя (траектория FG на рис. 3), при этом точка F на обрабо-

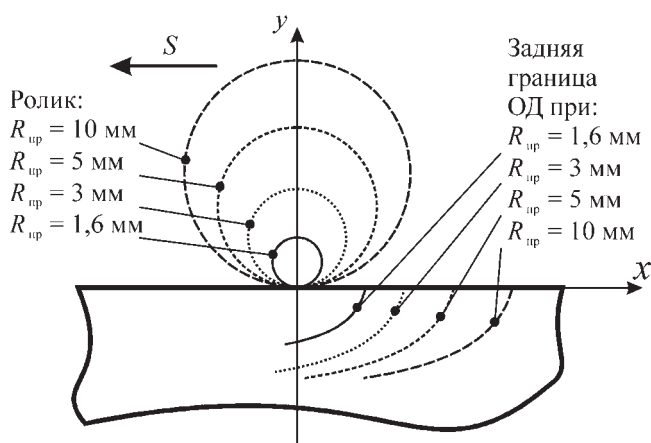


Рис. 4. Зависимость расположения задней границы ОД от профильного радиуса ролика

танной поверхности соответствует окончанию зоны упруго-пластического восстановления металла за инструментом.

Предварительное моделирование позволило выявить закономерность расположения задней границы ОД от профильного радиуса ролика (рис. 4). С увеличением $R_{пр}$ задняя граница ОД (траектория FG на рис. 3) смещается по оси абсцисс противоположно направлению подачи.

Анализ результатов

Отметим некоторые особенности результирующего тензора ОН (рис. 5):

1. Воздействие напряжений тепловой разгрузки в значительной степени уменьшает численные значе-

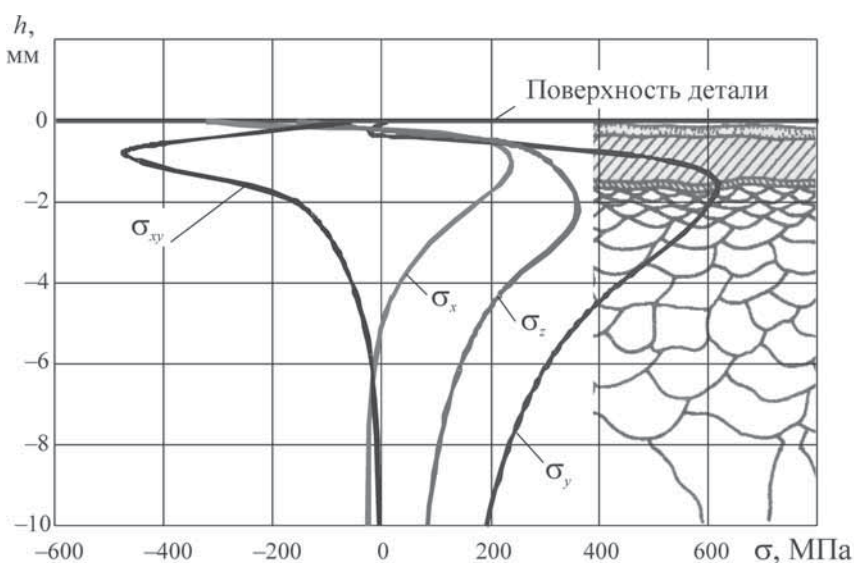


Рис. 5. Распределение компонент-тензора ОН по глубине поверхностного слоя ($R_{пр} = 5$ мм, $h_d = 0,05$ мм)

ния экстремума остаточных напряжений на поверхности детали и смещает его в глубину поверхностного слоя.

2. Наибольшими сжимающими значениями напряжений характеризуется осевой компонент σ_x , который на поверхности детали в зависимости от режима обработки изменяется в диапазоне от -700 до 200 МПа. Положительные значения наблюдаются при малых значениях профильного радиуса ролика, что соответствует современным представлениям о том, что деформирующий инструмент малого профильного радиуса, к которым относится большинство инструментов для резания, формирует на поверхности неблагоприятные растягивающие ОН.

Подповерхностный экстремум сжимающих осевых ОН не наблюдается, глубина распространения сжимающих ОН достигает 1 мм. Максимальные осевые растягивающие напряжения по глубине поверхностного слоя в зависимости от режимов обработки варьируют в пределах $100...1500$ МПа, при глубине расположения $0,2...4,4$ мм. Глубина распространения осевой составляющей в зависимости от режима достигает при этом 9 мм.

3. Компонент σ_y характеризуется меньшими, чем σ_x , значениями при больших глубинах распространения. На поверхности σ_y принимает значения в диапазоне $-400...300$ МПа. Подповерхностный экстремум сжимающих значений σ_y также не наблюдается, а глубина распространения сжимающих ОН невелика (до $0,4$ мм).

4. Распределение касательного компонента σ_{xy} характеризуется небольшими значениями напряжений. Первый экстремум, расположенный на поверхности, в зависимости от режима имеет значения от -100 до 80 МПа. По мере удаления от поверхности в глубину обнаруживается второй экстремум, значения которого лежат в диапазоне $\sigma_{xy} = -1150...+80$ МПа, а глубина расположения достигает $2,4$ мм.

5. Тензор ОН в целом характеризуется глубиной распространения сжимающих напряжений до $1...2$ мм, а глубиной распространения до точки затухания свыше $h = 10$ мм.

Представленная картина формирования ОН хорошо согласуется с результатами Д.Д. Папшева, полученными для обработки ППД шариком. Автор подчеркивает возможность образования экстремума сжимающих ОН как на поверхности детали, так и на некоторой глубине в зависимости от степени воздействия тепловой разгрузки [5].

Для выявления взаимосвязей полученного тензора ОН с технологическими режимами ППД на эпюре каждой компоненты тензора были выделены характерные точки, абсциссы которых являлись собствен-

но значениями соответствующих компонент, а ординаты — глубинами расположения точки от поверхности детали (см. рис. 2). В качестве характерных точек для каждой компоненты ОН были приняты:

1. Значение напряжений на поверхности детали (точка A) — σ_A .

2. Значение напряжений в первом экстремуме (точка B) — σ_B .

3. Глубина расположения первого экстремума (точка B) — $h\sigma_B$.

4. Глубина распространения сжимающих напряжений (точка C) — $h\sigma_0$.

5. Значение напряжений во втором экстремуме (точка D) — σ_D .

6. Глубина расположения второго экстремума (точка D) — $h\sigma_D$.

7. Глубина затухания (точка E) — $h\sigma_{ост}$.

Известно, что при обработке ППД наибольшее влияние на циклическую долговечность имеет распределение напряжений в поверхностном слое толщиной $1...2$ мм [4]. Поэтому значения компонент напряжений и глубин их залегания рассматривались в характерных точках A , B и C (см. рис. 2).

Установлено, что компоненты тензора ОН в наибольшей степени зависят от профильного радиуса $R_{пр}$ и действительного натяга h_d ролика (см. рис. 1). Эти факторы и были выбраны в качестве варьируемых при определении взаимосвязей.

Полученные взаимосвязи объясняют не менее 91% дисперсии результатов при относительной погрешности определения не более 3% (таблица).

При увеличении действительного натяга h_d сжимающие осевые напряжения σ_x на поверхности детали увеличиваются (рис. 6, a), однако при малых значениях профильного радиуса ролика ($R_{пр} = 1,6$ мм) происходит увеличение растягивающих осевых напряжений на поверхности. Взаимосвязь осевых ОН на поверхности с $R_{пр}$ обнаруживает экстремум и описана параболой (рис. 6, b), коэффициенты которой изменяются в зависимости от действительного натяга ролика. Наибольшие значения сжимающих ОН на поверхности наблюдаются при $R_{пр} = 6,5...7,0$ мм.

Таким образом, для каждого профильного радиуса ролика существует оптимальный действительный натяг, обеспечивающий наибольшие осевые сжимающие напряжения на поверхности. Справедливо и обратное: для каждого действительного натяга существует оптимальный профильный радиус ролика, обеспечивающий наибольшие сжимающие напряжения σ_x .

При увеличении натяга величина растягивающих напряжений во втором экстремуме σ_{xD} возрастает, в то время как при увеличении $R_{пр}$ — снижается (рис. 7).

Взаимосвязи характерных точек компонент ОН с параметрами режима

Вид функции	Параметры		Условия	Коэффициенты		
	Функция (y)	Аргумент (x)		a	b	c
$y = ax^2 + bx + c$	σ_{x_d} , МПа	R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	10,214	-158,79	403,58
			$h_d = 0,05$ мм	22,029	-310,97	642,55
			$h_d = 0,07$ мм	52,256	-687,84	1206,73
			$h_d = 0,10$ мм	8,267	-88,16	-485,30
	σ_{x_d} , МПа	R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	19,07	-278,52	999,29
			$h_d = 0,05$ мм	29,82	-441,97	1608,27
	σ_{y_d} , МПа	h_d , мм	$R_{np} = 1,6$ мм	2,22e5	-29 326,28	578,66
			$R_{np} = 3$ мм	37 484,72	-1183,86	29,66
			$R_{np} = 5$ мм	36 669,43	-2850,45	62,22
		R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	-4,68	64,44	-170,20
			$h_d = 0,05$ мм	-14,67	201,07	-543,64
			$h_d = 0,07$ мм	-45,03	568,43	-1176,53
	σ_{y_d} , МПа	h_d , мм	$R_{np} = 10$ мм	5,93	-119,39	592,49
			$R_{np} = 1,6$ мм	2,87e6	-2,46	5694,15
			$R_{np} = 3$ мм	51 870,38	13 616,89	-26,50
			$R_{np} = 5$ мм	73 690,07	5772,13	145,66
	σ_{z_d} , МПа	R_{np} , мм	$R_{np} = 10$ мм	-20 004,60	11 774,37	-176,16
			$h_d = 0,03$ мм	2,77	-47,20	116,73
			$h_d = 0,05$ мм	3,68	-54,95	49,45
			$h_d = 0,07$ мм	3,61	-59,70	15,10
	σ_{z_d} , МПа	h_d , мм	$h_d = 0,10$ мм	7,10	-103,77	53,60
			$R_{np} = 1,6$ мм	9,45e5	-65 692,20	1747,54
			$R_{np} = 3$ мм	1,14e5	-2305,82	263,25
			$R_{np} = 5$ мм	83 925,95	-2035,62	264,48
		R_{np} , мм	$R_{np} = 10$ мм	-37 316,2	9700,82	-137,66
			$h_d = 0,03$ мм	10,21	-172,35	827,63
			$h_d = 0,05$ мм	15,24	-236,66	1107,84
			$h_d = 0,07$ мм	88,52	-1196,34	3466,50
σ_{xy_d} , МПа	h_d , мм	$h_d = 0,10$ мм	6,90	-191,51	1685,29	
		$R_{np} = 1,6$ мм	-72 382,80	7215,31	-100,31	
		$R_{np} = 3$ мм	-52 541,20	6121,57	-202,86	
		$R_{np} = 5$ мм	-13 975,50	2552,69	-145,67	
	R_{np} , мм	$R_{np} = 10$ мм	-24 973,10	2399,11	-51,80	
		$h_d = 0,03$ мм	7,12	-86,66	159,33	
		$h_d = 0,05$ мм	6,26	-81,12	177,07	
		$h_d = 0,07$ мм	6,36	-78,94	160,09	

Вид функции	Параметры		Условия	Коэффициенты		
	Функция (y)	Аргумент (x)		a	b	c
$y = ax^2 + bx + c$	σ_{xyA} , МПа	R_{np} , мм	$h_d = 0,10$ мм	-7,33	103,02	-362,06
			$h_d = 0,03$ мм	0,047	-1,031	-0,354
			$h_d = 0,05$ мм	0,0975	-1,69	0,45
	$h\sigma_{xE}$, мм		$h_d = 0,07$ мм	0,194	-2,89	1,93
			$h_d = 0,03$ мм	0,0074	-0,413	0,022
			$h_d = 0,05$ мм	0,0293	-0,611	0,593
	$h\sigma_{yD}$, мм		$h_d = 0,07$ мм	0,0238	-0,68	0,628
			$h_d = 0,10$ мм	-0,0343	0,074	-0,914
			$h_d = 0,03$ мм	0,0304	-0,564	0,425
	$h\sigma_{zD}$, мм		$h_d = 0,05$ мм	0,0722	-1,1724	1,68
			$h_d = 0,07$ мм	-0,027	-0,16	0,126
			$h_d = 0,10$ мм	-0,1343	0,974	-2,314
$y = a \lg(x) + b$	σ_{xyD} , МПа	$h_d = 0,03$ мм	469,73	-546,44	-	
		$h_d = 0,05$ мм	808,76	-987,09	-	
		$h_d = 0,07$ мм	1090,56	-1391,76	-	
	σ_{yD} , МПа	$h_d = 0,03$ мм	-877,40	991,58	-	
		$h_d = 0,05$ мм	-816,89	1181,13	-	
		$h_d = 0,07$ мм	-2344,43	2743,08	-	
	σ_{xD} , МПа	$h_d = 0,10$ мм	-2024,84	2840,42	-	
		$h_d = 0,07$ мм	-1592,71	1689,00	-	
$y = a x + b$	σ_{xA} , МПа	$R_{np} = 1,6$ мм	1036,24	172,61	-	
		$R_{np} = 3$ мм	-9468,9	279,4	-	
		$R_{np} = 5$ мм	-8580,8	131,56	-	
		$R_{np} = 10$ мм	-5550,8	-8,34	-	
	σ_{xD} , МПа	$R_{np} = 1,6$ мм	20 620,17	53,06	-	
		$R_{np} = 3$ мм	15 079,46	-325,48	-	
		$R_{np} = 5$ мм	10 311,04	-189,365	-	
		$R_{np} = 10$ мм	2416,9	30,57	-	
	σ_{yA} , МПа	$R_{np} = 10$ мм	-257,4	19,95	-	
		$R_{np} = 1,6$ мм	-3003,65	126,82	-	
		$R_{np} = 3$ мм	-2865,34	86,47	-	
		$R_{np} = 5$ мм	-3261,59	31,54	-	
	σ_{xyD} , МПа	$R_{np} = 10$ мм	-2906,23	5,98	-	
		$R_{np} = 1,6$ мм	-17 286,60	59,73	-	
		$R_{np} = 3$ мм	-14 391,00	116,54	-	
$R_{np} = 5$ мм		-12 166,90	147,10	-		

Вид функции	Параметры		Условия	Коэффициенты		
	Функция (y)	Аргумент (x)		a	b	c
$y = ax + b$	σ_{xyD} , МПа	h_d , мм	$R_{np} = 10$ мм	-6080,96	124,65	—
		R_{np} , мм	$h_d = 0,1$ мм	116,54	-1660,22	—
	$h\sigma_{xE}$, мм	h_d , мм	$R_{np} = 1,6$ мм	-15,00	-1,05	—
			$R_{np} = 3$ мм	-35,70	-2,62	—
			$R_{np} = 5$ мм	-41,92	-2,85	—
			$R_{np} = 10$ мм	-37,20	-4,93	—
			$h_d = 0,1$ мм	-0,338	-5,24	—
	$h\sigma_{xyD}$, мм	R_{np} , мм	$h_d = 0,03$ мм	-0,243	0,142	—
			$h_d = 0,05$ мм	-0,142	-0,151	—
			$h_d = 0,07$ мм	-0,143	-0,171	—
			$h_d = 0,1$ мм	-0,177	-0,005	—

Остальные нормальные компоненты остаточных напряжений (σ_y и σ_z) имеют похожую тенденцию изменения в зависимости от изменения варьируемых параметров режима. Эти и другие выявленные взаимосвязи координат характерных точек эпюр компонент остаточных напряжений представлены в таблице.

Таким образом, в результате конечно-элементного моделирования выявлены взаимосвязи компонент-тензора остаточных напряжений при ППД с основными параметрами режима обработки.

Анализируя полученные взаимосвязи и сравнивая их с результатами других авторов, можно отметить,

что увеличение натяга при ППД приводит к увеличению глубины распространения сжимающих напряжений, увеличению сжимающих напряжений на поверхности детали, что соответствует данным, экспериментально полученным В.М. Смелянским и Ч.Н. Абсаром. По результатам исследований этих авторов величина осевых ОН при ППД достигает -800 МПа, а окружных напряжений – до -400 МПа [4, 6].

Взаимосвязь сжимающих напряжений на поверхности с профильным радиусом ролика имеет вид параболы, которая в целом обнаруживает тенденцию к увеличению сжимающих ОН при увели-

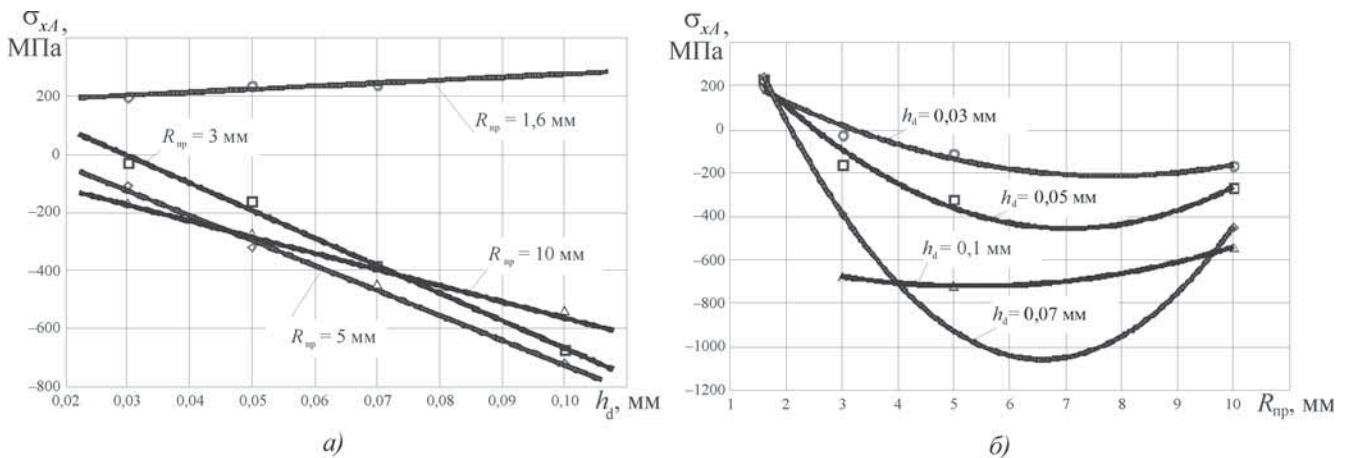


Рис. 6. Зависимости σ_x на поверхности от: а – действительного натяга h_d ; б – профильного радиуса ролика R_{np}

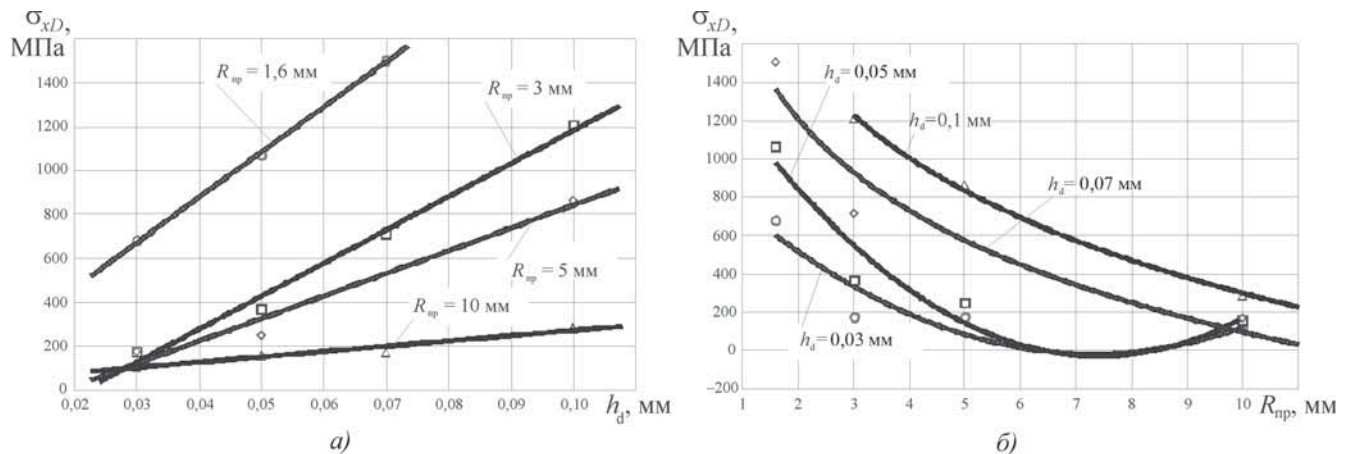


Рис. 7. Зависимости σ_{xD} от:
a – действительного натяга h_d ; *б* – профильного радиуса ролика $R_{пр}$

чении $R_{пр}$. В отдельных случаях обработки ППД величина осевых ОН приближается к пределу текучести металла.

В целом, полученные результаты соответствуют результатам работ [1, 4–6]. Проведенный анализ показывает, что для получения больших значений и глубин распространения сжимающих напряжений необходимо стремиться обрабатывать детали с большим натягом h_d и профильным радиусом ролика. Однако с увеличением указанных параметров режима также будет возрастать неблагоприятное влияние тепловых напряжений разгрузки на поверхности детали.

На основе представленных моделей разработан алгоритм расчета тензора ОН при обработке ППД. Осуществляется его реализация в виде программного продукта, позволяющего прогнозировать распределение составляющих тензора остаточных напряжений по глубине упрочненного поверхностного слоя в зависимости от технологических режимов обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бломенштейн В.Ю., Смелянский В.М.** Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.
2. **Сторожев М.В., Попов Е.А.** Теория обработки металлов давлением: учебник для вузов М.: Машиностроение, 1977. 423 с.
3. **Овсеенко А.Н., Gajek М.М., Серебряков В.И.** Формирование состояния поверхностного слоя деталей машин технологическими методами. Opole: Politechnika Opolska, 2001. 228 с.
4. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с.
5. **Папшев Д.Д.** Упрочнение деталей обкаткой шариками. М.: Машиностроение, 1968. 132 с.
6. **Чоудхури Мд. Н. Абсар.** Разработка расчетной модели формирования остаточных напряжений и методики их технологического обеспечения при обработке деталей обкатыванием и выглаживанием: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08. М., 1988. 200 с.

Ю.А. Цеханов¹, С.Е. Шейкин², Д.В. Карих¹, Д.А. Сергач²
¹Воронежский государственный архитектурно-строительный университет,
²Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев)
 E-mail: tsekhanov@yandex.ru

Упрочнение накатыванием шаровой опоры из чистого титана эндопротеза тазобедренного сустава человека

Исследована зависимость глубины упрочненного слоя сферической заготовки от технологического усилия холодного пластического накатывания. Измерением микротвердости и компьютерным моделированием методом конечных элементов в программном комплексе DeForm-3D установлено, что накатывание плоскими поверхностями обеспечивает повышение твердости поверхностного слоя на глубину в 2,5 раза большую по сравнению с исходной. Получено распределение напряжений и деформаций в контактной пластической области заготовки.

Ключевые слова: чистый титан, эндопротез, накатывание, глубина деформирования, повышение твердости поверхностного слоя.

The dependence of the depth layer for spherical bar on the technological effort of cold plastic rolling has been investigated. It has been found by measuring the microhardness and computer finite element method modeling in the DeForm-3D software. This rolling by flat surface provides the increase of the surface layer hardness as deep as 50 mkm, 2.5 times higher as compared with the initial one. Distributional of stresses and strains in contact plastic area of the bar has been obtained.

Keywords: pure titanium, endo-articular hip, rolling, depth of deformation, increase of surface layer hardness.

Введение

Известно, что металлы и сплавы в наноструктурном и близком к нему состоянии обладают свойствами, принципиально отличными от крупнокристаллических аналогов. Например, микротвердость повышается в 2–7 раз, прочность при растяжении – в 1,5–2 раза, наблюдается увеличение вязкости разрушения, существенное повышение износостойкости и работоспособности при циклических нагрузках. Следовательно, формирование наноструктуры и даже приближающихся к ней микроструктур в материале открывает доступ к функциональным характеристикам нового уровня: высокой прочности, твердости, износостойкости при достаточно высокой пластичности [1, 2]. Для повышения контактной стойкости трущихся деталей такие структурные изменения важно осуществить в их поверхностном слое. Для эндопротезов тазобедренного сустава, работающих в составе живого организма, это является приоритетной задачей.

Сущность процессов, которые протекают в зоне контакта деталей трущейся пары, наиболее полно объясняет молекулярно-механическая (адгезионно-деформационная) теория трения (теория И.В. Крагельского). Эта теория определяет два пути повышения износостойкости материала:

- 1) повышение твердости поверхностей трения;
- 2) снижение прочности адгезионных связей.

Повышение твердости направлено на то, чтобы затруднить пластическую деформацию и избежать микрорезания на поверхности трения, обеспечивая

по возможности упругое деформирование участков контакта. Снижение прочности адгезионной связи необходимо для предотвращения схватывания металлических поверхностей.

Из металлов, исходя из требований биосовместимости, для изготовления сферической головки эндопротеза наиболее подходит чистый титан. Однако основными его недостатками являются низкие механические и трибологические характеристики. Последнее не позволяет использовать детали из титана в парах трения. Таким образом, необходимым условием успешного применения чистого титана в качестве материала сферической головки эндопротеза является модификация ее рабочей поверхности, результатом которой должно стать оптимальное сочетание механических и трибологических характеристик.

Если данный подход применить к титану и его сплавам, то такую задачу можно решить созданием в поверхностном слое нано- и мелкодисперсных структур деформационного происхождения [3].

Такой результат удалось получить в ходе формования и деформационного упрочнения сферической заготовки накатыванием между двумя параллельными вращающимися плоскостями [4].

Методы проведения исследований

Сферическое изделие (1) размещали в цилиндрической камере (2). Далее производили обработку вращающимся инструментом (3) (рис. 1).

Рассмотрим изделие 1 – шар из пластичного материала, сдавленный плоскостью инструмента 2

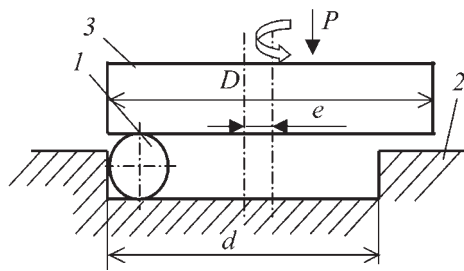


Рис. 1. Схема накатывания сферической заготовки плоскими поверхностями

(рис. 2). В силу малости искривления области контакта для приближенного определения усилия прижима инструмента 2, обеспечивающего получение слоя деформационного упрочнения заданной глубины, можно использовать схему вдавливания жесткого штампа в пластическое полупространство.

Введем следующие обозначения:

d_k – диаметр пятна контакта без учета наплыва; P – технологическое усилие сдвигания; h – глубина слоя деформационного упрочнения; F_k – площадь пятна контакта без учета наплыва; q_k – контактное давление.

Тогда

$$P = q_k F_k ; \quad (1)$$

$$F_k = \pi d_k^2 / 4 ; \quad (2)$$

$$h = d_k / \sqrt{2} . \quad (3)$$

Как известно из задачи Прандтля, $q_k \approx 3 \sigma_T$, где σ_T – предел текучести материала обрабатываемого изделия 1, если материал не упрочненный. Но, как показывают эксперименты [5], в сильно упрочненном поверхностном слое предельное контактное давление достигает $3q_k$:

$$q_k^* \approx 3q_k \approx 6\sigma_T . \quad (4)$$

Подставляя (2), (4) в (1), получаем

$$P = 4,71 \sigma_T d_k^2 . \quad (5)$$

Формула (5) связывает технологическое усилие с механическими свойствами материала изделия и диаметром пятна контакта.

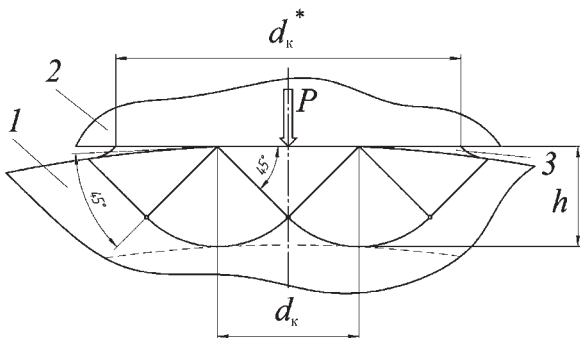


Рис. 2. Поле линий скольжения пластического контакта заготовки с инструментом

В реальности при упругопластическом контакте имеет место наплыв 3 (см. рис. 2), который увеличивает площадь контакта инструмента 2 с обрабатываемым изделием 1 – шаром,

$$d_k^* = \kappa d_k . \quad (6)$$

Экспериментально установлено, что в диапазоне размеров обрабатываемых изделий диаметром 25...50 мм d_k^* больше d_k в 1,05–0,15 раза. Примем $\kappa = 1,1$, тогда, подставляя (6) и (3) в (5), получим

$$P = 11,4 \sigma_T h^2 . \quad (7)$$

Формула (7) позволяет рассчитать технологическое усилие исходя из заданной величины глубины слоя деформационного упрочнения.

В ходе эксперимента по накатыванию сила прижима инструмента равнялась 2 кН, частота вращения инструмента – 700 мин⁻¹, время обработки – 2 мин.

Процесс накатки шара был также смоделирован в программном комплексе DeForm-3D [6]. Некоторые результаты расчетов представлены на рис. 3.

Исходя из условий деформирования, согласно формуле (7), глубина упрочненного слоя должна составить 0,8 мм. Как видно из рис. 3, а (см. с. 2 обложки), в процессе накатывания многократно деформированный слой был упрочнен в среднем на глубину 1,2 мм. Можно отметить, что наиболее сильно был деформирован слой глубиной 0,65 мм, с накоплением деформаций от 6 до 10 %.

На рис. 3, б (см. с. 2 обложки) наблюдается след пластических деформаций, оставляемый плоским инструментом на поверхности сферы. Согласно схеме процесса, площадка контакта представляет собой овал, состоящий из круговой области смятия поверхности сферы и выступающего за край круга в сторону движения инструмента наплыва металла, вызванного пластическим течением материала. Этот наплыв хорошо виден на рис. 3, в (см. с. 2 обложки).

Результаты исследований и их обсуждение

Для идентификации структурного состояния поверхностного слоя детали после накатывания использовали методику, разработанную в Институте проблем материаловедения НАН Украины, основанную на индентировании исследуемого материала, включающего автоматическую запись кинетической диаграммы нагрузка–глубина отпечатка ($P-h$). Метод позволяет определять твердость, модуль Юнга, полную работу индентирования, ее упругую и неупругую составляющие.

По полученным характеристикам можно классифицировать материалы по их структурному состоянию, а именно по соотношению значения микротвердости, полученному при использовании индентора Берковича, и эффективного модуля упругости (H/E^*). Эффективный модуль упругости индентруемого материала (E^*) связан с модулем упругости (E) соотношением $1/E^* = (1-\nu^2)/E + (1-\nu_0^2)/E_0$ (ν_0 –

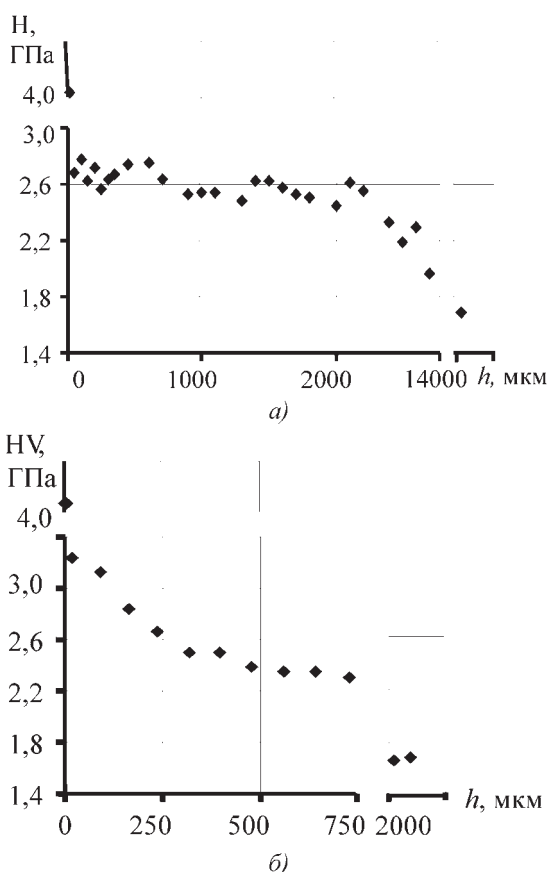


Рис. 4. Распределение микротвердости в поверхностном слое шара после накатывания, полученное измерением на приборе: а – "Микрон-гамма" с использованием пирамиды Берковича; б – ПМТ-3 с использованием четырехгранной пирамиды

коэффициент Пуассона материала индентора, ν – индентируемого материала) и учитывает упругое взаимодействие испытуемого материала с индентором. При этом значение твердости вычисляется по Мейеру. Экспериментально установлено, что для крупнокристаллических материалов $H/E^* < 0,04$ (преимущественно металлы и их сплавы), для мелкокристаллических и наноматериалов $H/E^* \approx 0,05...0,09$ (материалы, подвергнутые высоким степеням деформации, многофазные, керамика, покрытия, пленки), для материалов в аморфном и аморфно-кристаллическом состоянии $H/E^* \approx 0,1$.

Анализ кинематики процесса накатывания показал, что в среднем каждая частица поверхности более 100 раз вступала в контакт с инструментом. При таком многократном пластическом деформировании деформационное упрочнение в шаре распространяется на глубину более 2 мм, как видно на рис. 4. При этом в слое 1000...2000 мкм микротвердость практически не меняется и составляет ~2,6 ГПа (рис. 4, а). Максимальная микротвердость локализована в тонком (менее 50 мкм) поверхностном слое. Исходя из

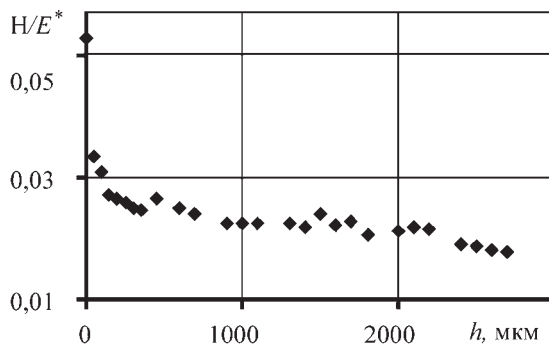


Рис. 5. Изменение соотношения по глубине слоя деформационного упрочнения накатанного шара

значений соотношения H/E^* (рис. 5) структурное состояние материала в слое, расположенном на глубине более 50 мкм, можно классифицировать как крупнокристаллическое, в тонком поверхностном слое (менее 50 мкм) – как мелкокристаллическое, приближающееся к наноструктурному состоянию.

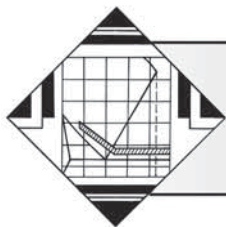
Выводы

Моделирование процесса холодного пластического упрочняющего накатывания в программном комплексе Deform-3D позволяет с достаточной точностью получить картину напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя заготовки. Это позволяет прогнозировать качество обработки по параметрам деформационного упрочнения или назначать такие технологические режимы, которые обеспечат нужные показатели упрочнения поверхностного слоя.

Представленные результаты и дополнительно проведенные структурные исследования свидетельствуют об интенсивной пластической деформации в поверхностном слое (более 2 мм), приводящей к образованию текстуры, динамической рекристаллизации и образованию ячеистых структур в процессе накатывания. Предложенную технологию можно рекомендовать для поверхностного упрочнения и других деталей полносферической формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Скороход В.В., Уварова И.В., Рагуля А.В. Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах. Киев: Академперіодика, 2001. 180 с.
2. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации. // Российские нанотехнологии. 2006. Т. 1. № 1–2. URL: www.nanoru.ru/article.asp?itemid=9232618 (дата обращения 23.08.2011 г.).
3. Структура и триботехнические свойства субмикроструктурного титана, модифицированного ионами азота / А.В. Белый, В.А. Кукаренко, А.Г. Кононов, В.И. Копылов, Ю.П. Шаркеев // Трение и износ. 2008. Т. 29. № 6. С. 571–577.
4. Патент на корисну модель 47228, МПК (2009) В24В 39/00. Украина. Спосіб обробки сферичних виробів поверхневим пластичним деформуванням / С.Є. Шейкин, Ю.А. Цеханов. U 2009 07091; Заяв. 25.01.2010; Бюл. № 2.
5. Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е. Механика формообразования заготовок при деформирующем протягивании. Воронеж: ВГТА, 2001. 200 с.



УДК 621.793:669.71

А.И. Ковтунов, Т.В. Чермашенцева, С.В. Мямин
(Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти)
E-mail: tatyana_717@mail.ru

Исследование процессов жидкофазного формирования покрытий на основе алюминидов никеля

Предложен способ формирования покрытий на основе алюминидов никеля путем жидкофазного нанесения алюминия на никель и последующего диффузионного отжига. Исследованы процессы смачивания и растекания алюминиевого расплава по никелю. Установлено влияние режимов отжига на химический и фазовый составы, структуру формируемого покрытия. Описана закономерность роста слоев интерметаллидов в системе никель–алюминий при диффузионном отжиге соединения, полученном жидкофазным способом.

Ключевые слова: интерметаллиды системы никель–алюминий, жидкофазное алюминирование, смачивание, растекание, реактивная диффузия, диффузионный отжиг.

A method of formation of coatings based on nickel aluminides by liquid-phase applying of aluminum on the nickel with the following diffusion annealing has been offered. The processes of wetting and spreading of aluminum melt on nickel have been researched. The influence of annealing conditions on the chemical and phase composition, structure of coating has been established. The growth pattern of intermetallic layers in the system nickel–aluminum during the diffusion annealing of joint which obtains by liquid-phase method has been described.

Keywords: intermetallic compounds of nickel–aluminum, liquid-phase aluminizing, wetting, spreading, reactive diffusion, diffusion annealing.

Сплавы на основе алюминидов никеля – NiAl, Ni₃Al – представляют практический интерес для многих отраслей промышленности, что обуславливается их высокой жаростойкостью, химической и эрозивной стойкостью в широких диапазонах температур [1].

Ввиду низкотемпературной хрупкости получение этих сплавов проблематично, поэтому широкое распространение они получили в качестве защитных покрытий на деталях изделий аэрокосмической промышленности и энергетического машиностроения, в том числе на элементах газотурбинных установок и ракетных двигателей различного назначения. В современной промышленности нанесение покрытий чаще всего осуществляется путем газотермического напыления алюминидов никеля. Однако такой способ характеризуется низкой производительностью, высокой стоимостью специального и дополнительного оборудования, экологической вредностью, а формируемые покрытия – слабой адгезионной прочностью.

Для формирования покрытий на основе алюминидов никеля было предложено жидкофазное алюминирование никеля с последующим диффузионным отжигом.

Исследование процессов смачивания и растекания алюминия по никелю при формировании алюминиевого покрытия определялось в соответствии с ГОСТ 23904–79 "Пайка. Метод определения смачивания материалов припоями". Для исследования растекания на пластины из никеля Н1 толщиной $\delta = 1$ мм, размером 40×40 мм укладывали навески припоя объемом $V = 64$ мм³, массой $m = 0,35$ г и флюса на основе эвтектической системы KF–AlF₃. Пластины помещались в вертикальную муфельную печь и выдерживались при заданной температуре от 2 до 10 мин. Температура испытаний составляла 660...950 °С.

Исследования влияния режимных параметров алюминирования на качество формирования и толщину алюминиевого покрытия проводили на образцах из никеля Н1 толщиной $\delta = 1$ мм, размером 50×25 мм. Поверхность образцов предварительно зачищали, а затем обезжировали в 20%-ном растворе едкого натрия и промывками в горячей и холодной воде, далее образцы окунали в водный раствор флюса и сушили. После сушки образцы погружали в алюминиевый расплав. Температуру расплава изменяли в

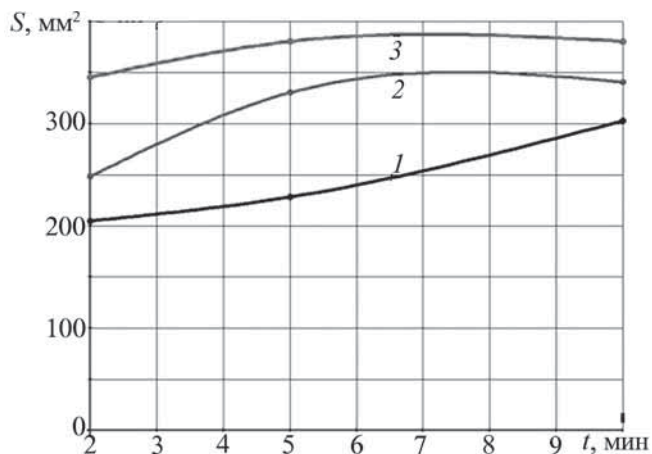


Рис. 1. Зависимость площади растекания алюминия по никелю от времени при температурах расплава, °C: 1 – 700; 2 – 800; 3 – 900

интервале 660...950 °C, время выдержки устанавливали 3...5 с.

Диффузионный отжиг никелевых образцов с алюминиевым покрытием проводили в интервале температур 700...1300 °C в течение 5, 10, 20, 30, 50 и 100 ч.

Толщина покрытия определялась при металлографических исследованиях. Химический состав покрытия исследовался с помощью микрорентгеноспектрального анализа, который проводился на сканирующем электронном микроскопе "LEO 1455 VP" (ZEISS, Германия) с рентгеновскими энергетическим ("INCA Energy-300") и волновым ("INCA Wave-500") спектрометрами.

Как показали исследования, никель удовлетворительно смачивается алюминием. При нагреве расплава до 700 °C наблюдается интенсивное растекание алюминия по поверхности никелевого образца, о чем можно судить исходя из площади растекания расплава. Так, площадь растекания с течением времени постоянно увеличивается и в течение двух мин достигает 205 мм², а при растекании в течение 10-ти мин увеличивается до 303 мм². С увеличением температуры расплава до 800 °C площадь растекания в первые две минуты увеличивается до 248 мм² (рис. 1). С увеличением времени до 5-ти мин площадь увеличивается до 340 мм², а затем значительно не изменяется. При температуре расплава 900 °C в первые 2 мин площадь растекания составляет 345 мм². Выдержка до 5 мин приводит к незначительному увеличению площади растекания, при дальнейшей выдержке площадь не увеличивается. Причиной ухудшения растекания в области высоких температур является образование и рост интерметаллидных фаз на границе алюминия и никеля в результате реактивной диффузии, вызванной увеличением температуры [2].

Исследования процессов формирования алюминиевого покрытия на никеле показали, что сплошное качественное алюминиевое покрытие образуется при температурах 700...950 °C. Максимальная толщина покрытия формируется при температурах 800...850 °C (рис. 2). Повышение температуры до 950 °C способствует снижению толщины покрытия до 90...100 мкм (см. рис. 2). Уменьшение толщины покрытия объясняется ухудшением смачивания алюминия никелем из-за образования и интенсивного роста переходного интерметаллидного слоя. Как показали металлографические исследования, формирование сплошного переходного слоя наблюдается при температурах расплава выше 800 °C. С повышением температуры до 900 °C отмечается резкое увеличение толщины интерметаллидного слоя до 30 мкм, а при 950 °C – до 60 мкм (см. рис. 2).

Химический анализ алюминиевого покрытия показывает, что алюминиевый слой легирован от 1 до 8 % мас. никеля и содержит включения, стехиометрический состав которых соответствует фазе NiAl₃ [3]. С увеличением температуры процесса объем включений интерметаллидной фазы растет, содержание никеля в фазе увеличивается. При температуре от 900 °C во включениях выделяется вторая фаза с содержанием никеля до 56 %, что, согласно диаграмме состояния системы Al–Ni, соответствует фазе Ni₂Al₃. Переходный слой представлен фазой NiAl₃ (рис. 3).

Последующий диффузионный отжиг полученного покрытия позволяет сформировать сплошной слой интерметаллидной фазы. При этом толщина интер-

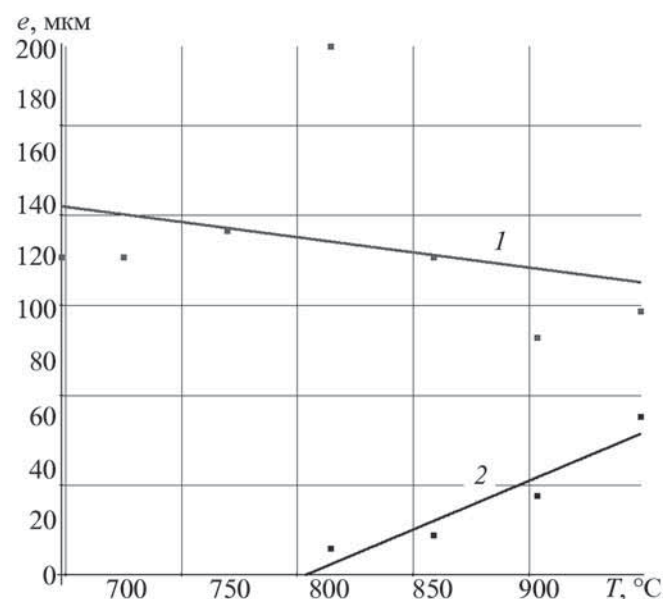


Рис. 2. Зависимость толщины алюминиевого покрытия (1) и интерметаллидного слоя (2) от температуры

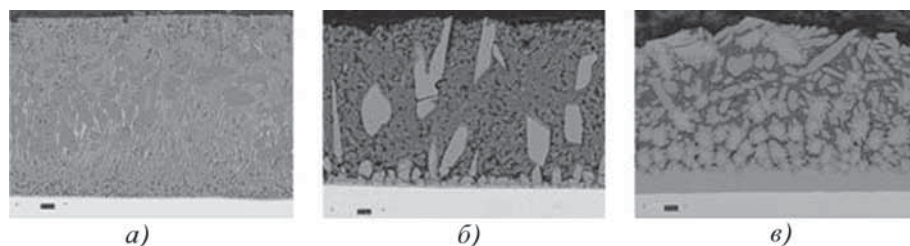


Рис. 3. Микроструктура покрытий, сформированных жидкофазным алюминированием никеля при температуре процесса, °С:
а – 670; б – 800; в – 950

металлидного слоя определяется температурой и временем выдержки.

Как показывают металлографические исследования, выдержка в течение 5 ч при температуре 700 °С позволяет сформировать однослойное интерметаллидное покрытие толщиной до 70...80 мкм (рис. 4, а). Анализ химического состава показал, что этот слой содержит до 60...61 % мас. Ni, что соответствует фазе Ni₂Al₃. Увеличение времени выдержки до 10 ч приводит к увеличению толщины покрытия и к формированию многослойного интерметаллидного покрытия. Верхний слой представляет собой фазу Ni₂Al₃, нижний, содержащий в результате увеличения времени диффузии никеля более 66 %, – NiAl. На границе с никелем образуется слой толщиной 3...5 мкм фазы Ni₃Al. При выдержке 20 ч заметно увеличивается объем фазы NiAl и уменьшается Ni₂Al₃. Толщина Ni₃Al значительно не изменяется. При времени отжига 50 ч происходит образование сплошного слоя фазы Ni₂Al₃

и двух тонких слоев NiAl и Ni₃Al на границе с никелем. Отжиг при 100 ч значительно увеличивает толщину покрытия и приводит к образованию четырех слоев: верхний слой – фаза Ni₂Al₃, далее по направлению к никелевой основе фазы с более низким содержанием алюминия – NiAl (33...35 % Al), NiAl+Ni₃Al (менее 25 % Al) и Ni₃Al (15 % Al) (см. рис. 4).

Повышение температуры отжига до 800 °С приводит к увеличению толщины интерметаллидов, что связано с ускорением диффузионных процессов. Уже при выдержке 5 ч кроме фазы Ni₂Al₃, представляющей основной слой покрытия, на границе с никелем наблюдаются фрагменты фаз NiAl, Ni₃Al (рис. 5, а).

С увеличением времени до 10 ч толщина Ni₂Al₃ уменьшается за счет увеличения толщины слоя фазы NiAl (рис. 5, б). На границе с никелем сохраняется прослойка, содержание никеля в которой увеличивается по направлению к основе от 75 до 85 % мас., т.е. до образования фазы Ni₃Al. Отжиг в течение 20 ч формирует покрытие, поверхностный слой которого состоит из фазы NiAl и составляет основной объем покрытия. Ближе к основе последовательно формируются слои фаз, содержащих до 75 и 85 % никеля (Ni₃Al). Выдержка в течение 50 ч приводит к образованию покрытия, полностью состоящего из фазы NiAl (рис. 5, в). Поверхностный слой никеля при этом легирован до 1 % алюминием. При 100 ч объем NiAl уменьшается и образуется слой фазы, содержащей никеля от 75 % Ni – NiAl+Ni₃Al. На границе формируется тонкий слой Ni₃Al (см. рис. 5, г).

Отжиг при температуре 900 °С в течение 5 ч позволяет получать слой интерметаллида толщиной до 200 мкм. При этом формируется двухслойное покрытие: верхний слой содержит 73...75 % никеля, что соответствует фазе NiAl, а нижний представляет собой слой фазы NiAl₃. Увеличение времени выдержки приводит к формированию трехслойного покрытия толщиной до 280...300 мкм. В верхнем слое содержание никеля снижается до 60 %, что соответствует фазе Ni₂Al₃, состав среднего слоя соответствует фазе NiAl, а на границе формируется тонкий слой фазы Ni₃Al. При выдержке 30 ч толщина покрытия дос-

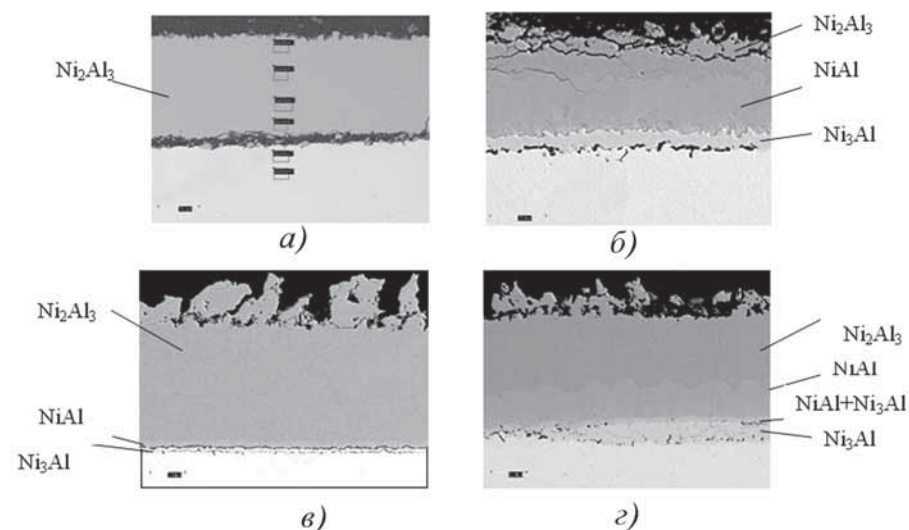


Рис. 4. Микроструктура покрытий, сформированных жидкофазным алюминированием никеля и последующим диффузионным отжигом при температуре 700 °С и времени выдержки, ч:
а – 5; б – 20; в – 50; г – 100

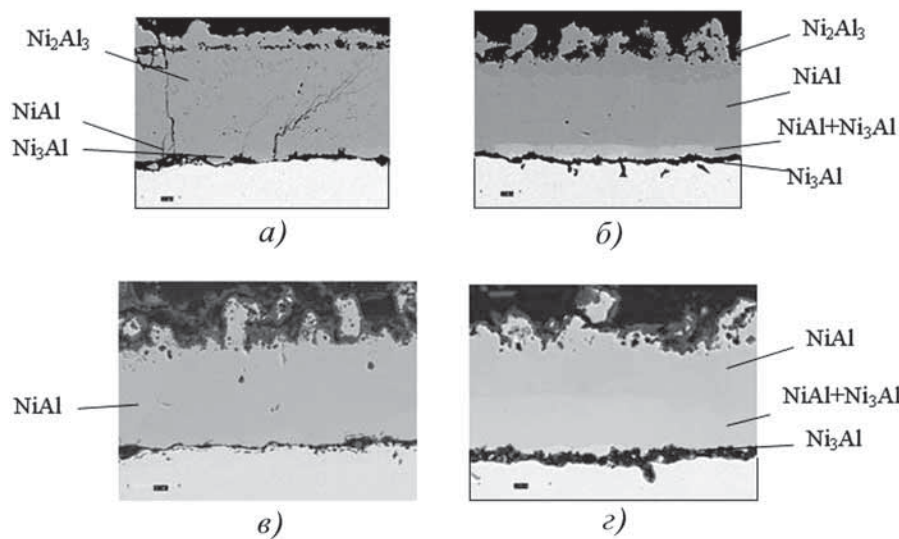


Рис. 5. Микроструктура покрытий, сформированных жидкофазным алуминированием никеля и последующим диффузионным отжигом при температуре 800 °С и времени выдержки, ч:
 а – 5; б – 10; в – 50; г – 100

тигает 330...350 мкм. При этом происходит значительное увеличение граничной фазы Ni_3Al (рис. 6). Отжиг в течение 50 ч приводит к образованию покрытия, верхний слой которого составляет Ni_3Al , а нижний содержит от 94 до 97 % никеля. При 100-часовой обработке содержание никеля в основном слое снижается до 77 %, слой на границе с никелем образован фазой Ni_3Al . При температуре 900 °С на всех образцах наблюдается значительная пористость.

Диффузионный отжиг при 1000 °С в течение 5...20 ч позволяет формировать покрытие с верхним слоем фазы $NiAl$. Переходный слой между этой фазой

и никелем состоит из фазы Ni_3Al , толщина которого с течением времени увеличивается. В граничном слое никеля содержится от 1 до 5 % алюминия (рис. 7).

При отжиге в интервале температур 1100...1200 °С интерметаллидное покрытие характеризуется повышенной пористостью. Толщина его составляет 60...100 мкм. При 1100 °С и выдержке от 2 до 10 ч формируется два интерметаллидных слоя. При отжиге в течение 2 ч верхний слой содержит до 76...77 % никеля, что соответствует фазе $NiAl$, нижний – более 79...80 % никеля. Повышение времени обработки до 5 ч приводит к увеличению содержания никеля в слоях: в верхнем до 78 %, в нижнем до 85 %, что соответствует составу фазы Ni_3Al . С увеличением времени обработки с 5 до 10 ч заметно увеличивается объем фазы Ni_3Al (рис. 8, а).

При температуре 1200 °С формируется однослойное покрытие, стехиометрический состав которого при выдержке 2...5 ч соответствует фазе Ni_3Al . Поверхностные слои никелевой основы легированы до 3...5 % алюминия. При отжиге в течение 10 ч поверхностный слой представлен твердым раствором 6...7 % алюминия в никеле. При этом наблюдается снижение концентрации алюминия до 3...4 % к центру пластины (рис. 8, б).

Повышение температуры отжига до 1300 °С при выдержке 5...20 ч приводит к протеканию диффузии во всем объеме металла. При этом формируется слой

Рис. 6. Микроструктура покрытий, сформированных жидкофазным алуминированием никеля и последующим диффузионным отжигом при температуре 900 °С

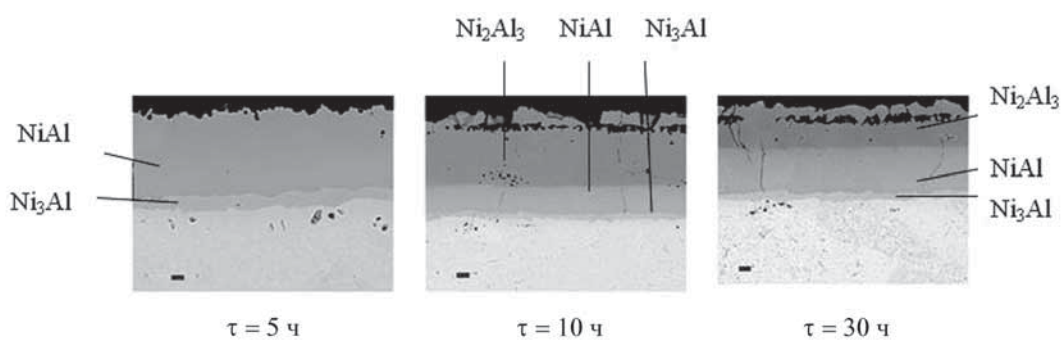
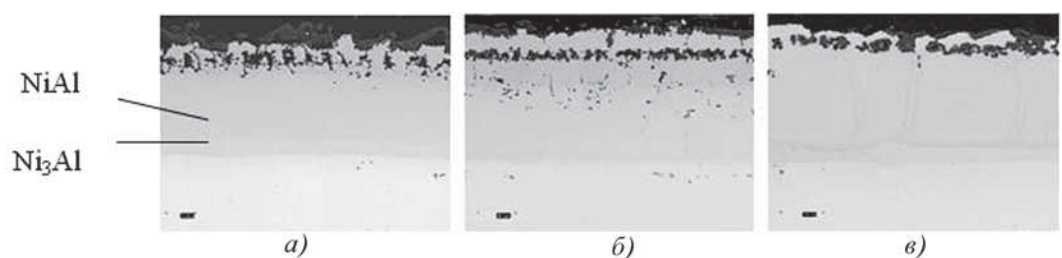


Рис. 7. Микроструктура покрытий, сформированных жидкофазным алуминированием никеля и последующим диффузионным отжигом при температуре 1000 °С и времени выдержки, ч:
 а – 5; б – 10; в – 20



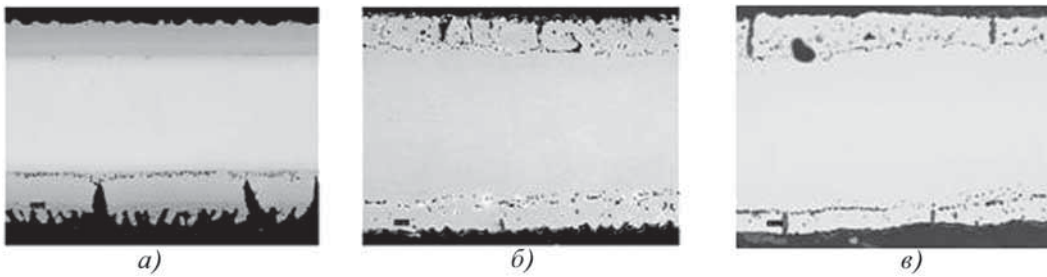


Рис. 8. Микроструктура покрытий, сформированных жидкофазным алюминированием никеля и последующим диффузионным отжигом в течение 5 ч при температуре, °С: а – 1100; б – 1200; в – 1300

с равномерным химическим составом – твердый раствор 2...6 % алюминия в никеле в зависимости от времени выдержки (рис. 8, в).

Обработка полученных экспериментальных данных о росте слоя интерметаллидов (рис. 9) позволила рассчитать зависимости, описывающие кинетику роста в соединении никель–алюминий, полученном жидкофазным способом с последующим отжигом.

В работе [4] отмечается, что закономерность роста слоев интерметаллидов можно описать уравнением

$$y^2 = k(t - t_0), \quad (1)$$

где y – толщина слоя интерметаллида; k – параметр, характеризующий скорость роста слоя; t_0 – латентный период образования интерметаллида; t – время отжига [4].

При этом

$$k = k_0 \exp(-E / RT), \quad (2)$$

где E – энергия активации диффузии; k_0 – коэффициент, мало зависящий от температуры.

С учетом выражения (2)

$$y^2 = k_0 e^{-E/RT} (t - t_0). \quad (3)$$

Латентный период образования интерметаллидов определяют как

$$t_0 = A e^{H/RT}, \quad (4)$$

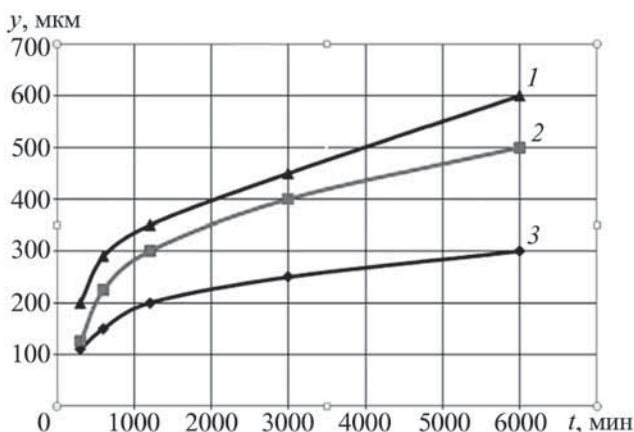


Рис. 9. Зависимость толщины интерметаллидного слоя от времени диффузионного отжига при температуре, °С: 1 – 700; 2 – 800; 3 – 900

где H – эффективная энергия активации процесса образования интерметаллида до устойчивого размера; A – коэффициент, независимый от температуры.

Исходя из полученных экспериментальных данных кинетику роста интерметаллидного слоя в системе никель–алюминий можно охарактеризовать следующими выражениями:

$$t_0 = 15 \cdot 10^{-4} e^{566/RT}; \quad (5)$$

$$y^2 = 2,26 \cdot 10^5 e^{-73,2(t - t_0)/RT}. \quad (6)$$

Выводы

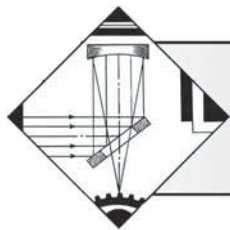
1. Стабильное смачивание никеля алюминием наблюдается при температурах 750...800 °С. С повышением температуры до 900 °С процесс смачивания резко ухудшается в результате роста интерметаллидных фаз, сдерживающих растекание алюминия по никелю.

2. Сплошное равномерное покрытие максимальной толщины 200 мкм формируется при температурах расплава 800...850 °С и представляет собой алюминиевый слой, легированный до 1...8 % никеля и содержащий включения фаз $NiAl_3$ и Ni_2Al_3 .

3. Последующий диффузионный отжиг при температуре 700 °С в течение 5 ч формирует равномерное однослойное покрытие толщиной 70...80 мкм, состоящее из слоя фазы Ni_2Al_3 . Увеличение температуры, как и времени выдержки, приводит к формированию многослойных покрытий, содержащих слои фаз Ni_2Al_3 , $NiAl$, Ni_3Al различной толщины. Слой наиболее жаростойкой фазы $NiAl$ максимальной толщины формируется на поверхности покрытия при температуре 1000 °С и времени выдержки 10...20 ч, слой фазы Ni_3Al – при температуре 900 °С и времени выдержки 50 ч, при температуре 1200 °С и времени 2...5 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 1999. 416 с.
2. Чуларис А.А., Чумаченко Г.В., Селезнев П.И. Исследование переходной зоны взаимодействия никеля с алюминием в условиях пайки // Вестник ДГТУ. 2006. Т. 6. № 2 (29). С. 103–109.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.
4. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.М. Рабкин, Р.С. Курочко, Л.Г. Стрижевская. М.: Машиностроение, 1984. 239 с.



УДК 621.791.052:620.18

С.С. Самотугин, В.А. Мазур (Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь, Украина)
E-mail: v.a.mazurini@yandex.com

Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей

Исследованы закономерности формирования структуры и фазового состава инструментальных низколегированных и быстрорежущих сталей при воздействии на них высококонцентрированной плазменной струи с реализацией различных технологических приемов поверхностной плазменной модификации.

Ключевые слова: плазменная струя, поверхностная модификация, инструментальная сталь, субмикроструктурная структура, фазовый состав, микроплавление, модификация.

Conformities to law of forming of structure and phase composition are investigational instrumental low carbon and high speed steel at affecting them concentrated plasma stream with realization of different technological receptions of superficial plasma modification.

Keywords: plasma stream, superficial modification, instrumental steel, submikrocrystallik structure, phase composition, micro molting, modification.

Введение

Одним из наиболее перспективных направлений развития технологий машиностроения является создание конструкционных и инструментальных материалов новых классов – нанокристаллических, субмикроструктурных, ультрадисперсных и т.п. [1–2]. Согласно современным представлениям [1], к числу нанокристаллических относятся материалы с размером структурных элементов (в сталях – кристаллов мартенсита, частиц карбидов) в пределах 1...100 нм (до 0,1 мкм), к числу субмикроструктурных – в пределах 0,1...10 мкм. Материалы с такой структурой обладают уникальным комплексом свойств – намного более высокой твердостью, прочностью, износостойкостью – по сравнению со сталями и сплавами, полученными по традиционным технологиям. Следует отметить, что одной из наиболее перспективных областей применения материалов нового класса является инструментальное производство [1, 2].

Для получения инструментальных материалов с нано- и субмикроструктурной структурой используются различные технологии – компактирование ультрадисперсных порошков методами порошковой металлургии [2], скоростную закалку из расплава [3–5]. Для реализации таких технологий требуется уникальное

высокоэнергетическое оборудование, область использования новых материалов ограничена маломерными образцами и изделиями [1]. В частности, технологии сверхбыстрой закалки инструментальных сталей из расплава пока обеспечивают получение только ленточных образцов толщиной порядка 20 мкм и шириной 1...2 мм (методы спиннингования [4], закалки струи расплава на быстровращающемся холодном металлическом диске [3]), в крайнем случае – слитков массой до 0,1 кг (заливка жидкой стали в кокиль с немедленным охлаждением в жидком азоте [5]). Поэтому для широкого круга металлообрабатывающего инструмента, в особенности массивного, актуальным является развитие методов наноструктурирования поверхности изделий [1] – поверхностной модификации с использованием *высококонцентрированных источников энергии* (ВКИЭ) – лазерного и электронного лучей, плазменной струи [1, 6–8].

Теплофизические параметры ВКИЭ позволяют наносить поверхностные модифицированные слои с ультрадисперсной структурой либо за счет реализации скоростной закалки в твердом состоянии (обработка без оплавления), либо за счет закалки при скоростной кристаллизации жидкой фазы (обработка с оплавлением). Процессы скоростной закалки ВКИЭ достаточно глубоко изучены, разработаны технологические ос-

новы упрочнения широкого круга деталей и инструмента [7]. Однако в последнее время все большее внимание исследователей уделяется разработке новых технологий поверхностной модификации с получением слоев с ультратонкой литой структурой при оплавлении сталей и сплавов ВКИЭ. В зависимости от температуры нагрева и глубины оплавления при лазерной и плазменной обработках различают модификацию за счет микро- и макрооплавления. Установлено, что наиболее дисперсная структура и высокие механические свойства достигаются при оплавлении тонкого поверхностного слоя – микрооплавлении [6–9].

Несомненными преимуществами поверхностной модификации инструментальных сталей микрооплавлением с использованием ВКИЭ, по сравнению с нанесением покрытий методами осаждения или насыщения, является отсутствие четкой границы раздела с основным материалом (что практически снимает проблему адгезионной прочности и опасности отслаивания поверхностного слоя под нагрузкой) и наличие нижележащей упрочненной зоны закалки в твердом состоянии, что дополнительно повышает объемную конструктивную прочность инструмента.

Методы проведения исследований

Применительно к упрочнению формообразующего и режущего инструментов исследованы фазовые и

структурные превращения в инструментальных сталях 90ХФ и Р6М5 при плазменной поверхностной обработке без оплавления, с микро- и макрооплавлением. Исходное состояние сталей: 90ХФ – нормализация; Р6М5 – стандартная объемная термообработка (закалка+трехкратный отпуск). Режимы плазменного упрочнения выбирались расчетным путем с последующей экспериментальной отработкой по методике [10]. Часть образцов после плазменной обработки подвергали финишному объемному отпуску по рекомендуемым для каждой марки стали режимам [7]: 90ХФ – однократный при температуре 300 °С; Р6М5 – трехкратный при температуре 550 °С. На образцах проводили металлографические исследования на микроскопе "Неофот-21", рентгеноструктурный анализ (фазовый состав, параметры кристаллической решетки) на дифрактометре "ДРОН-3,0" в железном K_{α} -излучении, замеры твердости по Виккерсу, определение теплостойкости K_{p58}^4 по ГОСТ 19265–73 (для стали Р6М5). Результаты замеров и испытаний приведены в таблице.

Ранее установлено [7, 10], что при выборе оптимальных параметров режима плазменной обработки материалов основными регулируемыми параметрами являются сила тока плазменной струи I и скорость перемещения плазматрона (скорость обработки) v . Режимы обработки, обеспечивающие нагрев поверх-

Таблица

Твердость, теплостойкость, фазовый состав и параметры кристаллической решетки сталей 90ХФ и Р6М5 после плазменной поверхностной модификации

Марка стали	Технология упрочнения	Твердость HV	Теплостойкость K_{p58}^4 , °С	Фазовый состав, %			Период решетки мартенсита a , нм	Размер блоков D , 10^{-7} , м	Плотность дислокаций ρ , 10^{16} , m^{-2}
				мартенсит	аустенит	карбиды			
90ХФ	Исходное состояние	235...260	–	–	–	–	–	–	–
	Плазменная обработка (ПО) без оплавления	880...900	–	71	22	7	0,2869	0,124	14,8
	ПО+отпуск	815...825	–	77	16	7	0,2869	0,147	14,4
	ПО с микрооплавлением (ПМИ)	975...1020	–	59	38	3	0,2870	0,143	15,6
	ПМИ+отпуск	950...965	–	76	18	6	0,2870	0,115	15,2
	ПО с макрооплавлением (ПМА)	975...1020	–	50	48	≤ 2	0,2872	0,362	12,7
	ПМА+отпуск	830...850	–	80	12	8	0,2870	0,392	11,3

Окончание табл.

Марка стали	Технология упрочнения	Твердость HV	Теплостойкость K_{ps}^4 , °C	Фазовый состав, %			Период решетки мартенсита a , нм	Размер блоков D , 10^{-7} , м	Плотность дислокаций ρ , 10^{16} , m^{-2}
				мартенсит	аустенит	карбиды			
Р6М5	Объемная термическая обработка	820...845	620	86	2	12	0,2868	1,112	4,5
	ПО	905...920	660	60	36	4	0,2875	0,142	31,5
	ПО+отпуск	960...990	680	88	2	10	0,2872	0,168	32,8
	ПМИ	915...925	640	51	46	3	0,2874	0,074	43,6
	ПМИ+отпуск	1010...1035	690	86	2	12	0,2872	0,092	46,2
	ПМА	840...870	625	25	72	3	0,2872	0,237	16,5
	ПМА+отпуск	900...915	630	86	2	12	0,2868	0,314	16,8

ности до температуры, превышающей температуру плавления стали, включают максимальную величину тока I для данных типов плазмотрона и источника питания (для плазмотронов косвенного действия с секционированной межэлектродной вставкой и установки УПС-804 $I_{max} = 350...400$ А [7]). Поэтому в исследованиях варьируемым параметром плазменной обработки была скорость перемещения плазмотрона v .

го слоя $>0,5$ мм и тем больше, чем меньше скорость обработки, рис. 1, *в–е*). С увеличением температуры

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 показано изменение микроструктуры поверхностного модифицированного слоя на стали 90ХФ с изменением скорости обработки. Исследованиями установлено (с учетом анализа процессов распространения тепла [10]), что с уменьшением скорости обработки увеличиваются температура нагрева поверхностного слоя и глубина прогрева, метод модифицирования переходит от упрочнения в твердом состоянии (рис. 1, *а*) к микрооплавлению (толщина оплавленного слоя $100...200$ мкм [9]) (рис. 1, *б*) и далее к макрооплавлению (толщина оплавленно-

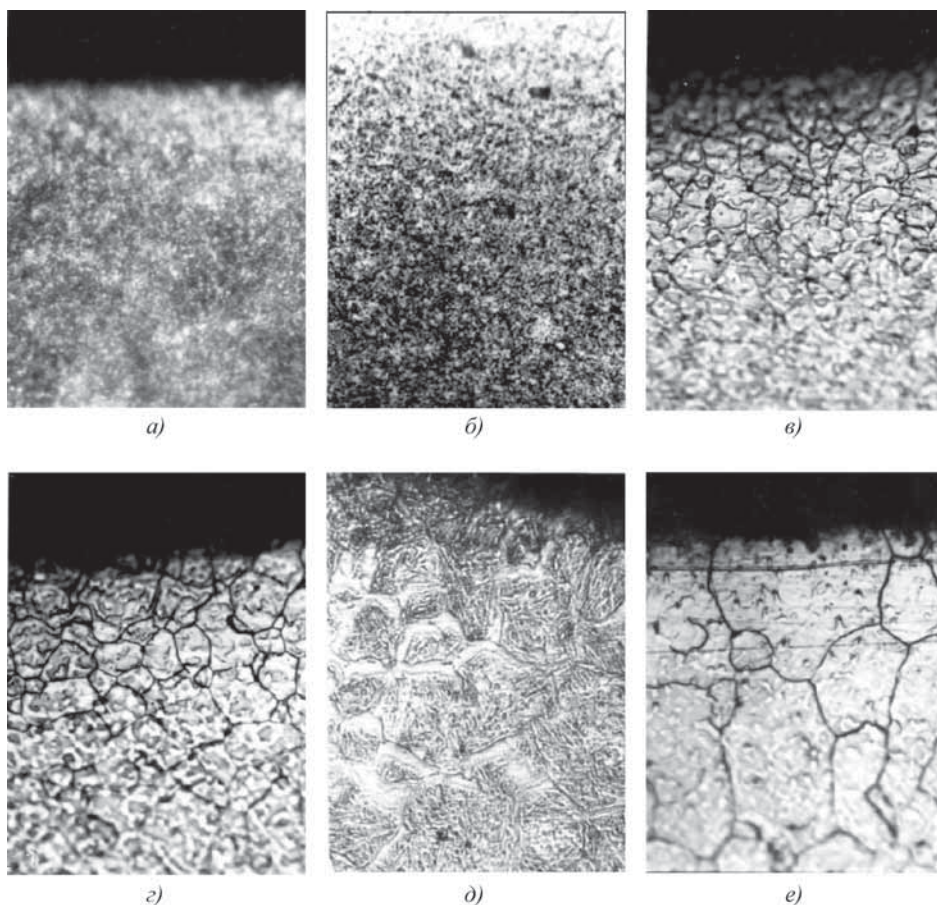


Рис. 1. Изменение микроструктуры поверхностного модифицированного слоя на стали 90ХФ при плазменной обработке ($I = 400$ А) с различной скоростью перемещения плазмотрона v , 10^{-3} м/с: *а* – 7,0; *б* – 6,75; *в* – 6,5; *г* – 6,25; *д* – 6,0; *е* – 5,75

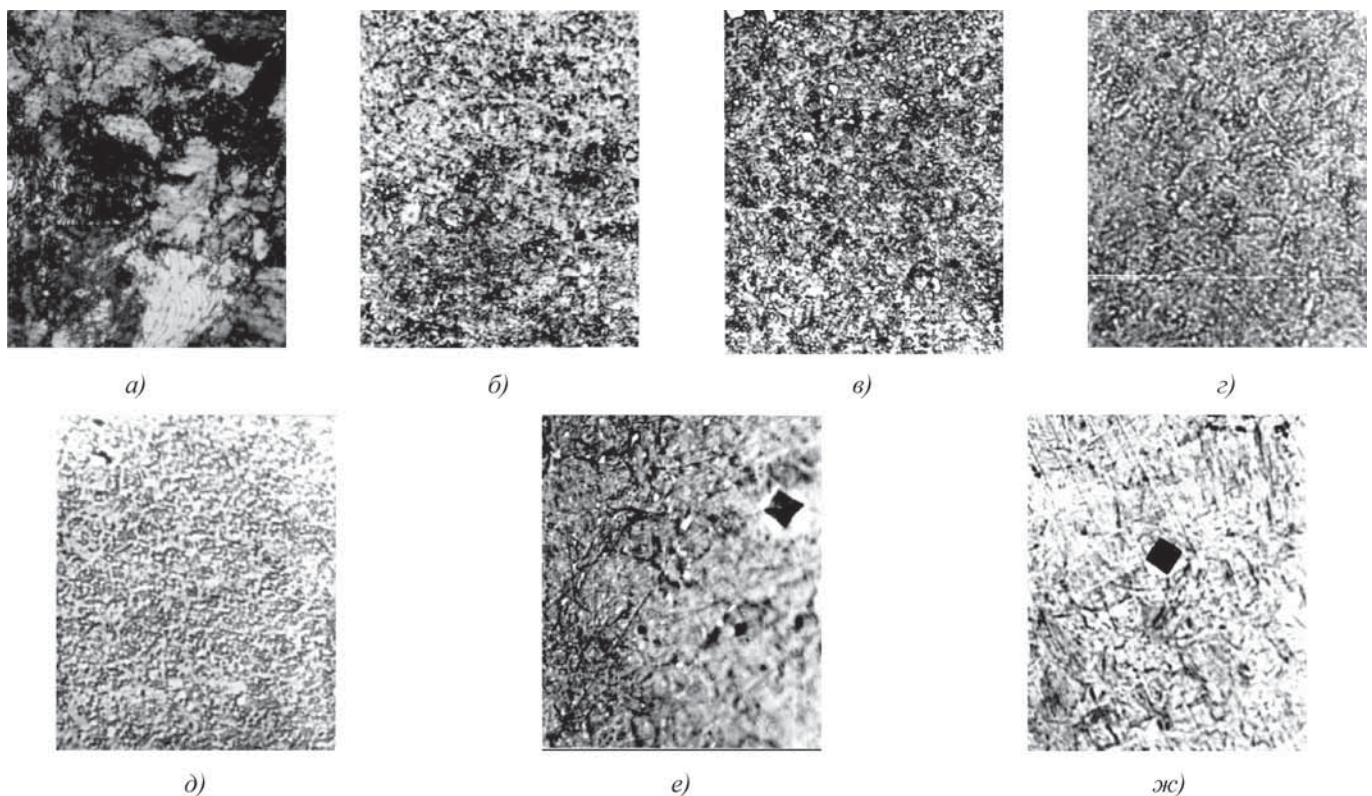


Рис. 2. Микроструктура стали 90XΦ:

a – в исходном состоянии; *б* – после плазменной модификации без оплавления; *в* – то же с последующим отпуском; *г* – после плазменной модификации с микрооплавлением; *д* – то же с последующим отпуском; *е* – после плазменной модификации с макрооплавлением; *ж* – то же с последующим отпуском, $\times 1000$

нагрева и толщины оплавленного слоя увеличивается средний размер зерна литой структуры, повышаются хрупкость и опасность образования трещин [9, 11]. Поэтому оптимальными в данной работе приняты режимы (при $I = 400$ А) для модификации без оплавления, с микро- и макрооплавлением $v = (7,0; 6,75; 6,0) \cdot 10^{-3}$ м/с соответственно.

Сталь 90XΦ в исходном (нормализованном) состоянии имеет структуру пластинчатого перлита (рис. 2, *a*). Плазменная модификация такой стали за счет скоростной закалки в твердом состоянии приводит к 3,5–4-кратному повышению твердости (см. табл.) и образованию высокодисперсной мартенситно-аустенитно-карбидной структуры (рис. 2, *б*).

Локальный скоростной нагрев стали 90XΦ до температуры, близкой к $T_{пл}$, вызывает дополнительное легирование твердого раствора за счет растворения части первичных карбидов. При сверхскоростном ($\sim 10^6$ °C/с) охлаждении твердый раствор, пересыщенный углеродом и легирующими элементами, становится более устойчивым к $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению (уменьшается температурный интервал Мн...Мк). Рентгеноструктурными исследованиями зафиксиро-

ваны увеличение периода кристаллической решетки мартенсита и повышенное содержание остаточного аустенита в металле зоны плазменной закалки (см. табл.). В связи с очень малой длительностью выдержки при высоких температурах гомогенизационные процессы не успевают пройти в полном объеме, что приводит к концентрационной неоднородности твердого раствора. Наряду с твердорастворным упрочнением значительную роль в дополнительном повышении твердости зоны плазменной закалки в сравнении с объемной закалкой играет повышение степени дисперсности структуры, уменьшение размеров блоков (областей когерентного рассеяния) и увеличение плотности дислокаций (см. табл.).

Применение финишного отпуска после плазменной модификации позволяет существенно повысить пластичность и трещиностойкость стали 90XΦ [7] при незначительном снижении твердости поверхности (см. табл.). Исследования позволяют сделать вывод о замедлении процесса двухфазного распада мартенсита зоны плазменной закалки, который должен более интенсивно проходить при отпуске по принятому режиму после закалки с печного нагрева. У образцов, подвергнутых плазменному упрочнению и

последующему отпуску период решетки мартенсита не изменяется. По характеру изменения периода решетки можно судить о сохранении микронапряжений в закаленной структуре. Происходит также распад остаточного аустенита с выделением вторичных карбидов, но для завершения этого процесса необходимы более высокие температуры отпуска или более длительные выдержки. По внешним признакам микроструктура (рис. 2, *в*) в упрочненной зоне образцов после отпуска такая же, как у образцов, упрочненных без отпуска. Операция объемного отпуска не является обязательной после плазменной модификации инструмента из сталей типа 90ХФ. В тех случаях, когда необходимо максимальное повышение износостойкости и нет опасности хрупких разрушений, плазменная обработка может быть финишной операцией [7].

При плазменной модификации с оплавлением стали 90ХФ в структуре оплавленной зоны образуется игольчатый мартенсит пластинчатой (двойникованной) морфологии (рис. 2, *з, е*). Плазменный нагрев до температуры, превышающей $T_{пл}$, приводит к полному растворению карбидной фазы и дополнительному насыщению твердого раствора углеродом и легирующими элементами. Это способствует снижению температуры начала мартенситного превращения и увеличению содержания остаточного аустенита при микро- и макрооплавлении. Повышение степени легирования мартенситной и аустенитной фаз зафиксировано при рентгеноструктурном анализе по изменению периода кристаллической решетки и степени тетрагональности. Подтверждением этого является более высокая твердость оплавленной зоны (см. табл.), несмотря на повышение содержания остаточного аустенита.

Степень дисперсности структуры стали 90ХФ при оплавлении снижается по мере снижения скорости обработки. При повышении температуры нагрева и увеличении объема ванны жидкого металла в условиях скоростной кристаллизации образуется литая структура с равновесными кристаллами – вырожденными дендритами (см. рис. 1, *в–е*).

Отпуск после плазменного оплавления приводит к незначительному снижению твердости, однако при этом твердость слоя микрооплавления значительно выше твердости слоя закалки без оплавления. При отпуске происходят частичный двухфазный распад мартенсита и частичный распад остаточного аустенита – при микрооплавлении уменьшаются период решетки мартенсита и плотность дислокаций, увеличиваются средний размер блоков, содержание мартенсита и карбидов в структуре. Можно сделать вывод, что плазменная модификация стали 90ХФ с микрооплавлением поверхности и последующим объемным

отпуском способствует получению более дисперсной структуры и более высокого уровня свойств по сравнению с плазменной закалкой в твердом состоянии.

Таким образом, исследования показали, что достижение более высокой твердости стали 90ХФ при плазменной модификации в сравнении с объемной закалкой связано с более эффективным действием твердорастворного, дислокационного и субструктурного механизмов упрочнения.

Исследования и испытания образцов из стали Р6М5 показали как общие со сталью 90ХФ закономерности изменения свойств при комплексном упрочнении, так и специфические. Микроструктура быстрорежущей стали, закаленной от оптимальной температуры (1220 °С), состоит из мартенсита, карбидов и остаточного аустенита. При последующем объемном отпуске в результате вторичного (дисперсионного) твердения образуется оптимальная структура термообработанной быстрорежущей стали (рис. 3, *а*): легированный мартенсит+эвтектические и вторичные карбиды и следы остаточного аустенита. Характерный дефект быстрорежущей стали – строчечные скопления (ликвация) первичных карбидов – стандартной обработкой в полной мере не устраняется. Плазменное упрочнение без оплавления после полной объемной обработки способствует одновременному повышению твердости и теплостойкости (см. табл.). В зоне плазменного воздействия происходит растворение как сохранившихся первичных карбидов, так и части вторичных карбидов, выделившихся при дисперсионном твердении в процессе предварительного объемного отпуска. Пересыщение и дополнительное легирование твердого раствора вызывает подавление самоотпуска мартенсита, что объясняется увеличением периода его решетки. Малая длительность выдержки в нагретом состоянии не обеспечивает гомогенизацию твердого раствора. Дисперсность структуры упрочненной зоны увеличивается (рис. 3, *б*), повышается содержание остаточного аустенита, увеличивается плотность дислокации.

При сверхскоростном плазменном нагреве распад мартенсита ранее закаленной стали по флуктуационному механизму с образованием ферритно-карбидной смеси не происходит и $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение имеет характер обратного мартенситного перехода по сдвиговому механизму. Образовавшийся при обратном мартенситном превращении аустенит наследует от исходного мартенсита дефектную структуру, что при последующей скоростной закалке приводит к повышению плотности дислокаций [12].

Увеличение содержания остаточного аустенита, как и в случае обработки стали 90ХФ, вызвано пересыщением твердого раствора углеродом и легиру-

щими элементами вследствие растворения карбидов и повышения его устойчивости к $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению. В результате скоростной закалки с образованием мартенсита преимущественно пластинчатой (двойникованной) морфологии аустенитная фаза равномерно распределяется либо в виде тонких прослоек между мартенситными пластинами, либо в виде микровыделений сферической формы. Одновременно с повышением содержания остаточного аустенита увеличиваются и микроискажения — это компенсирует отрицательное воздействие аустенитной фазы на твердость и теплостойкость.

Растворение карбидной фазы при плазменном нагреве до температур ниже солидуса, как и при лазерном воздействии, происходит по механизму контактного плавления. Согласно современным представлениям [13] контактное (эвтектическое) плавление при пониженной температуре (по сравнению с $T_{пл}$ компонентов) связано не с предшествующей диффузией и образованием в приповерхностном слое карбид-матрица пересыщенных твердых растворов, а с межатомным взаимодействием на поверхности раздела контактирующих кристаллов, возникновением напряжений в граничных слоях кристаллических решеток и ослаблением собственных внутрикристаллических связей в этих слоях. Роль диффузии при контактном плавлении карбидов заключается в диффузионном переносе атомов углерода при растворении карбидных частиц в аустенитной фазе с последующим выделением карбидов при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении. Карбидные частицы диспергируются в результате диффузионных фазовых $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходов за счет разной растворимости углерода в γ - и α -фазах.

Как установлено ранее [7, 12], для высоколегированных быстрорежущих сталей максимальный эффект упрочнения может быть достигнут только при комплексной обработке, включающей объемную закалку, поверхностную модификацию и финишный объемный отпуск. В этом случае происходит значительное повышение твердости и теплостойкости (см. табл.).

Основными процессами, протекающими в модифицированном металле при последующем отпуске, являются распад остаточного аустенита (увеличивается содержание мартенситной фазы) и дисперсионное твердение металла упрочненной зоны (увеличивается содержание карбидной фазы) (см. табл.). В условиях концентрационной неоднородности и пересыщения твердого раствора в процессе отпуска выделяются высокодисперсные карбидные частицы, равномерно распределенные в мартенситной матрице (рис. 3, в). Важную роль при дисперсионном твердении металла упрочненной зоны играет и высокая плотность дефектов кристаллического строения. В то же время со-

хранение периода кристаллической решетки при отпуске после плазменной обработки свидетельствует о более высокой устойчивости к распаду мартенсита плазменной закалки. При отпуске действие твердорастворного и субструктурного механизмов упрочнения ослабляется — уменьшается период кристаллической решетки мартенсита и увеличивается размер блоков (см. табл.). В этом случае повышение эксплуатационных свойств связано с дополнительным действием дисперсионного и дислокационного механизмов.

С увеличением мощности источника нагрева или снижения скорости плазменной обработки стали Р6М5 реализуется процесс модификации с расплавлением поверхностного слоя и его закалкой из жидкого состояния. В этом случае характер влияния режима обработки на структуру и размеры оплавленного слоя на стали Р6М5 аналогичен стали 90ХФ (см. рис. 1).

В общем случае литое состояние быстрорежущей стали характеризуется существенной неоднородностью структуры. Затвердевание, начинающееся с образования кристаллов δ -феррита, сопровождается при последующем охлаждении перитектической реакцией $\delta + ж \rightarrow \gamma + ж$, протекающей не полностью. В структуре слитка присутствуют δ -эвтектоид, аустенит (при ускоренном охлаждении — мартенсит) и эвтектика: аустенит (мартенсит)+карбиды [14]. Определяющее влияние на свойства литой быстрорежущей стали оказывают механизм кристаллизации и тип кристаллического строения [15]. Металлографически в структуре выявляются две составляющие: дендриты первичного твердого раствора (продукты его распада) и эвтектика, расположенная между ветвями дендритов. Остовы дендритов, окруженные цепочками карбидов, состоят из продуктов распада высокотемпературного δ -феррита. Литые быстрорежущие стали, именно из-за наличия грубой сетки эвтектических карбидов по границам зерен матрицы, уступают деформированным сталям по ударной вязкости, что, главным образом, препятствует использованию дешевого литого инструмента [16]. Однако в случае реализации сверхбыстрого охлаждения при кристаллизации быстрорежущей стали формируется качественно новый тип структуры — ультратонкая (ультрадисперсная) литая структура с более высоким уровнем свойств по сравнению не только с литым состоянием, но и со стандартным деформированным состоянием [3–5]. При максимально высокой скорости охлаждения расплава (10^6 °C/с и более) и при дополнительном введении в состав элементов-модификаторов (например, бора) в быстрорежущей стали возможно получение даже аморфно-кристаллической наноструктуры. Но такие материалы имеют высокую

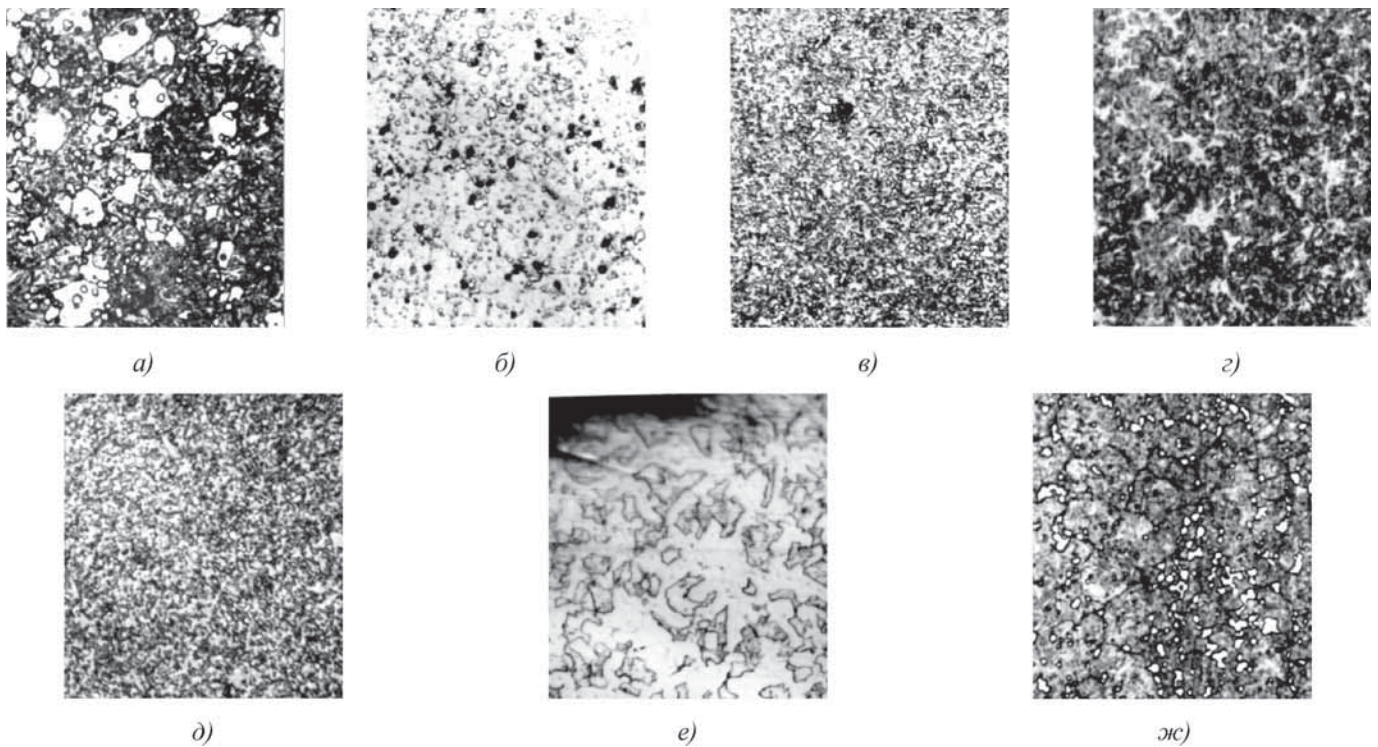


Рис. 3. Микроструктура стали Р6М5:

a – после объемной обработки; *б* – после плазменной модификации без оплавления; *в* – то же с последующим отпуском; *г* – после плазменной модификации с микрооплавлением; *д* – то же с последующим отпуском; *е* – после плазменной модификации с макрооплавлением; *ж* – то же с последующим отпуском, $\times 1000$

хрупкость, что связано с образованием жесткого каркаса аморфной составляющей структуры [4]. Поэтому в настоящее время можно считать наиболее перспективным направлением создание быстрорежущих сталей с ультратонкой (ультрадисперсной) литой структурой [3]. Как показали исследования, поверхностный модифицированный слой с такой структурой можно получить на массивных образцах из быстрорежущей стали при плазменной обработке на определенных режимах.

При плазменной обработке стали Р6М5 с макрооплавлением происходит полное растворение матрицы и карбидной фазы. Основные элементы структуры закристаллизовавшегося металла – продукты распада γ -твердого раствора и эвтектические карбиды (см. рис. 3, *e*). Мартенсит в оплавленной зоне металлографически не выявляется, однако, по данным рентгеноструктурного анализа, его содержание составляет 25 %, о чем свидетельствуют и высокие значения твердости. Структура данной зоны характеризуется также повышенным содержанием остаточного аустенита (72 %), что связано с пересыщением твердого раствора углеродом и легирующими элементами при растворении исходных карбидов и как следствие

снижением температуры начала мартенситного превращения.

Карбидная фаза макрооплавленной зоны после скоростной кристаллизации представлена эвтектическими карбидами M_6C пластинчатой или глобулярной формы. При скоростной кристаллизации эвтектика в виде сплошного каркаса (скелета) не образуется, так как выделение γ -фазы из расплава осуществляется преимущественно по эвтектическому типу превращений [17]. Возможно выделение аустенита и по перитектической реакции, но в быстрорежущих сталях, согласно [18], она характеризуется низкой степенью завершенности и подавляется при охлаждении со скоростью более $5 \cdot 10^3$ °C/с (при обработке с макрооплавлением скорость охлаждения оплавленного слоя составляет порядка 10^4 °C/с). Вместе с тем при обработке с макрооплавлением твердость и теплостойкость стали Р6М5 лишь незначительно превышают уровень, достигаемый при объемной термообработке (см. табл.), что можно объяснить лишь действием твердо-растворного и дислокационного механизмов упрочнения (увеличивается период кристаллической решетки мартенсита и плотность дислокаций). В отсутствие дисперсной упрочняющей фазы увеличивается размер

блоков и действие дисперсионного и субструктурного механизмов упрочнения не реализуется.

Механизм скоростной кристаллизации стали Р6М5 при повышении скорости охлаждения расплава (до 10^6 °С/с и более) в случае обработки с микроплавлением качественно изменяется. Структура микроплавленной зоны (см. рис. 3, з) состоит из высокодисперсного пластинчатого мартенсита, сильно пересыщенного остаточного аустенита (46 %) и дисперсных эвтектических карбидов глобулярной формы, не образующих сплошного каркаса. Мартенситное превращение происходит в первую очередь в участках остаточного аустенита с пониженным содержанием углерода и легирующих элементов. При увеличении скорости охлаждения расплава диффузионный массоперенос (преимущественно углерода) на фронте роста аустенита не успевает происходить в полной мере, что ограничивает образование γ -фазы. Это приводит, согласно [18], к вырождению дендритных форм кристаллизации и структура слоя плазменного микроплавления имеет ячеистый характер (см. рис. 3, з). Как и при других методах скоростной кристаллизации [3], каждое зерно имеет блочное строение, размер блоков порядка 0,1 мкм.

При увеличении скорости охлаждения расплава изменяется и тип выделяющихся карбидов – образуются только метастабильные карбиды M_2C . Твердость и теплостойкость стали Р6М5 при микроплавлении значительно выше, чем при макроплавлении, что, судя по изменениям параметров кристаллического строения (см. табл.), можно объяснить более эффективным действием не только твердорастворного и дислокационного, но и субструктурного механизмов упрочнения.

Наиболее высокие значения твердости и теплостойкости достигаются при плазменной модификации стали Р6М5 с микроплавлением поверхности и последующим объемным отпуском (см. таблицу). В этом случае ультрадисперсная ячеистая структура, сформировавшаяся при скоростной кристаллизации, дополнительно упрочняется благодаря выделению высокодисперсных вторичных карбидов размером порядка 0,1 мкм. Структура модифицированной зоны после отпуска представляет собой ультрадисперсную мартенситно-карбидную смесь (см. рис. 3, д). В результате отпуска несколько снижается влияние твердорастворного и субструктурного механизмов упрочнения (уменьшается период кристаллической решетки и увеличивается размер блоков), но резко усиливается действие дисперсионного механизма.

Следует отметить, что при плазменной модификации с микроплавлением и последующим отпуском

твердость и теплостойкость быстрорежущей стали существенно выше, чем при плазменной модификации без оплавления (за счет скоростной закалки) и последующего отпуска (см. табл.). Это можно объяснить образованием более дисперсной блочной структуры с повышенной плотностью дислокаций и, самое главное, выделением более дисперсной упрочняющей карбидной фазы. На рис. 4 показаны отпечатки микроструктуры на шлифах после специального травления реактивом Мураками (щелочной раствор красной кровяной соли) для выявления карбидов, которые после обработки данным реактивом окрашиваются в темный цвет. В ультрадисперсном литом металле слоя микроплавления в процессе отпуска равномерно выделяются карбиды размером до 0,1 мкм (рис. 4, б), а в нижележащем слое скоростной закалки в твердом состоянии выделяются карбиды размером порядка 1 мкм (рис. 4, а). Чрезвычайно дисперсные карбидные частицы в структуре модифицированного слоя играют роль барьеров и препятствуют росту аустенитного зерна и, следовательно, кристаллов мартенсита при скоростной закалке из жидкого состояния (рис. 4, в), что можно объяснить с позиций теории барьеров [19]. Такой эффект, названный барьерным, лежит в основе как

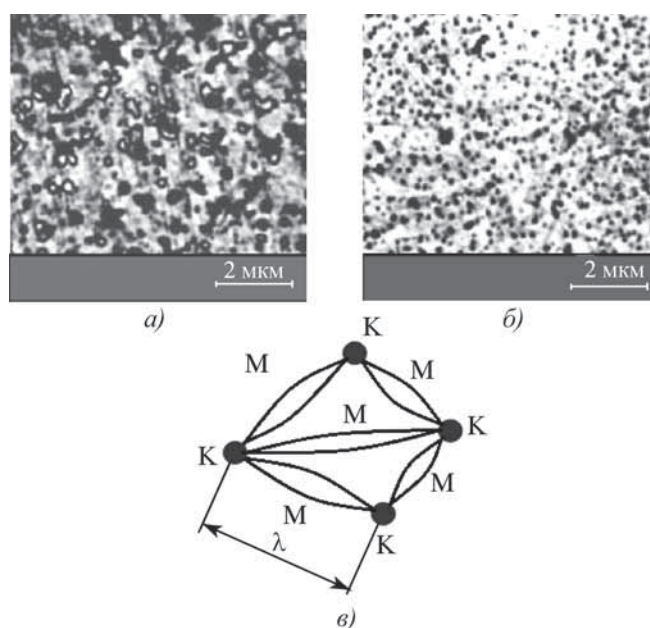


Рис. 4. Структура карбидной фазы в стали Р6М5 после плазменной модификации с микроплавлением и последующего отпуска:

а – в слое микроплавления; б – на границе слоя микроплавления и слоя закалки в твердом состоянии, $\times 2000$; в – схема реализации барьерного эффекта при сверхскоростной закалке: λ – среднее расстояние между упрочняющими частицами; К – частицы карбидов; М – пластины мартенсита

создания инструментальных сталей нового поколения, так и методов их модификации.

В рассмотренной выше стали 90ХФ эффект дисперсионного упрочнения действует в значительно меньшей степени (из-за пониженного содержания легирующих элементов) и твердость после отпуска микроплавленного металла снижается (см. табл.).

Твердость и теплостойкость стали Р6М5 повышаются и в случае отпуска после плазменной модификации с макроплавлением (см. таблицу). Но из-за большой исходной неоднородности литой кристаллической структуры карбидная фаза выделяется не равномерно – крупные (до 2...5 мкм) частицы карбидов ориентированы преимущественно по границам зерен (рис. 3, ж).

Выводы

В узком диапазоне оптимальных режимов плазменной поверхностной модификации быстрорежущей стали (микроплавлении) образуется ультрадисперсная литая структура со средним размером частиц порядка 100 нм, соответствующая сверхскоростной закалке из жидкого состояния [3, 4]. Степень дисперсности модифицированной литой структуры (рис. 4, б) на порядок выше, чем при плазменной закалке в твердом состоянии (см. рис. 4, а) и на 2–3 порядка выше, чем при стандартной объемной обработке.

Максимальный эффект упрочнения при поверхностной модификации инструментальных сталей с микроплавлением связан как с образованием ультрамелкой ячеистой литой структуры (что регулируется режимом поверхностного нагрева), так и с реализацией дисперсионного упрочнения в результате отпуска (что связано с составом стали и в наибольшей степени реализуется в быстрорежущей стали).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Молотилев Б.В.** Нанотехнологии – новое направление в прецизионной металлургии // *Сталь*. 2005. № 1. С. 97–100.
2. **Наноматериалы** и нанотехнологии / А.А. Лебцева, К.З. Гордашник, Е.М. Чистяков, В.Н. Кулаковский, Н.Н. Матвиенко // *Инструментальный світ*. 2005. № 3. С. 28–31 (ч. 1); 2006. № 1. С. 4–8 (ч. 2); 2006. № 4. С. 29–33 (ч. 3).
3. **Федоров В.Н., Смирнов В.В.** Кинетика кристаллизации и структура быстрорежущей стали Р6М5, полученной закалкой из расплава // *Металлы*. 1993. № 6. С. 120–125.
4. **Оганян Р.А., Оганян Я.Н., Рошупкин А.Г.** Структурные превращения в борсодержащей быстрорежущей стали, полученной закалкой из расплава // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1996. № 9. С. 12–15.

5. **Чаус А.С., Рудницкий Ф.И.** Структура и свойства литой быстрорежущей стали Р6М5 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2003. № 5. С. 3–7.

6. **Галенко П.К., Харанжевский Е.В., Данилов Д.А.** Структура и механические свойства конструкционной стали при лазерной высокоскоростной перекристаллизации // *Физика металлов и металловедение*. 2002. Т. 94. № 2. С. 100–110.

7. **Поверхностное** упрочнение инструментальных сталей и сплавов при нагреве высоконцентрированной плазменной струей / С.С. Самотугин, О.Ю. Нестеров, В.А. Мазур, Д.А. Черевко, О.М. Шеремета // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2005. № 3. С. 23–28.

8. **Особенности** фазовых превращений при лазерной закалке быстрорежущих сталей / Л.В. Баженова, Д.М. Гуреев, С.И. Медников, Б.Б. Фокин // *Препринт ФИАН (Физический институт им. П.Н. Лебедева АН СССР)*. 1989. № 39. С. 1–49.

9. **Самотугин С.С., Соляник Н.Х., Пуйко А.В.** Свойства инструментальных сталей при плазменном упрочнении с оплавлением поверхности // *Сварочное производство*. 1994. № 11. С. 20–24.

10. **Оптимизация** плазменной обработки инструмента / С.С. Самотугин, О.Ю. Нестеров, А.Г. Ярмицкий, В.П. Иванов // *Сварочное производство*. 1998. № 7. С. 12–15.

11. **Самотугин С.С., Мазур В.А.** Причины образования дефектов при поверхностном упрочнении сталей и сплавов высококонцентрированными источниками нагрева // *Автоматическая сварка*. 2007. № 3. С. 27–31.

12. **Самотугин С.С.** Плазменная обработка инструментальных материалов // *Автоматическая сварка*. 1996. № 8. С. 3–8.

13. **Залкин В.М.** Некоторые аспекты новых экспериментальных данных // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1993. № 11. С. 2–7.

14. **Геллер Ю.А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.

15. **Таран Ю.Н., Сагновский В.М., Нижниковская П.Ф.** Структура слитка стали Р6М5 // *Известия ВУЗов. Черная металлургия*. 1976. № 10. С. 106–109.

16. **Чаус А.С.** Перспективные направления развития литых быстрорежущих сталей и технологий их упрочнения // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2008. № 2. С. 7–18.

17. **Есин В.О., Гиршов В.Л., Сазонова В.А.** Влияние скорости охлаждения расплава на процесс кристаллизации и структурные характеристики быстрорежущей стали // *Расплавы*. 1988. Т. 2. Вып. 3. С. 39–45.

18. **Влияние** скорости охлаждения на механизм и кинетику фазовых превращений при затвердевании W–Mo-быстрорежущих сталей / П.Ф. Нижниковская, Е.П. Калинушкин, Е.В. Аршова и др. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1987. № 9. С. 7–11.

19. **Гуляев А.П.** *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986. 554 с.



Влияние термической обработки фазового и элементного составов $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы на ее трибологические свойства

Получены зависимости, позволяющие прогнозировать трибологические свойства $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы по их фазовому и элементному составу, установлено улучшение износостойких и антифрикционных свойств $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы при увеличении в ней содержания алюминия и гексагональной фазы $h-Ti_3Al_2N_2$.

Ключевые слова: $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы, ионно-плазменные методы, фазовый и элементный состав, износостойкие и антифрикционные свойства.

In this paper, the dependences allowing prediction of tribological properties of $Ti_{1-x}Al_xN$ -systems in their phase and elemental composition have been received, was established that improved wear and antifriction properties of $Ti_{1-x}Al_xN$ -system is due to increase of aluminum content in it, and the hexagonal phase $h-Ti_3Al_2N_2$.

Keywords: $Ti_{1-x}Al_xN$ -system, the ion-plasma methods, phase and elemental composition, wear and antifriction properties.

Введение

Работоспособность деталей узлов трения с износостойкими пленками может быть увеличена в результате равномерного прогрева с минимальным теплоотводом в приспособление на стадии подготовки детали за счет устранения последствий предшествующих операций и переходов технологического цикла ее изготовления [1, 2], бомбардировки поверхности на стадии осаждения пленки высокоэнергетичными ионами за счет уменьшения в ней внутренних напряжений [3, 4], обработки отжигом на завершающей стадии процесса получения пленки за счет уменьшения в ней остаточных напряжений [5]. Значимость термических обработок для стабилизации структуры подложки и формируемых пленок в процессе и после их осаждения изучена [6–9], однако использование термических обработок для управления фазовым и элементным составом пленок будет рассмотрено в работе впервые.

Цель работы – изучение влияния термических обработок подложки и многокомпонентной пленки на основе $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы (x ; $1-x$ – доли Al и Ti соот-

ветственно в системе, в дальнейшем $Ti_{1-x}Al_xN$ -система) на ее фазовый и элементный состав, улучшение трибологических свойств $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы за счет оптимизации ее фазового и элементного состава.

Методы проведения исследований

Интервалы варьирования *температурных параметров* (ТемП) обработки подложки и осаждения $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы: скорость нагрева подложки $v_{н.п} = 10...90$ К/мин, начальная температура $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы $T_c = 605...870$ К после осаждения подслоя TiN и скорость ее нагрева $v_{н.с} = 0,1...3,0$ К/мин в процессе осаждения обеспечивали за счет изменения *технологических параметров* (ТехП) обработки подложки: величины и скорости увеличения высокого напряжения, подаваемого на подложку в процессе ее ионной очистки-нагрева ($U_{выс}$ и $v_{н.п}$ – высокое напряжение и скорость нагрева подложки соответственно) и осаждения $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы: давления газовой смеси (p) напряжения смещения ($U_{см}$), подаваемого на подложку (таблица); использования различных методов осаждения $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы: *магнетронного распыления* (МР), *электродугового испарения* (ЭДИ), *комбинированного метода* (МР+ЭДИ). В качестве материала тестовых

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки, соглашение 14.В37.21.1638

Фазовый и элементный составы $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы

Параметр	$T_{п}$, К	$v_{н.п}$, К/мин	Объемные доли фаз (V), %					Элементный состав, % ат.					
			$Ti_3Al_2N_2$	Ti_2AlN	Ti_3AlN	AlN	TiN	Al	Ti	N	C_{Al}/C_{Ti}	Ti-Al-N-система	
Магнетронное распыление													
$U_{выс} = 600$ эВ; $v_{н.п} = 90$ К/мин; $N_2 = 35$ %; $N = 2,0$ кВт; $U_{см} = 80$ В; $p = 1,0$ Па; $L = 100$ мм													
p , Па	0,8	605...620	0,33	18,7	54,0	–	–	27,3	17,81	44,53	37,66	0,40	$Ti_{0,75}Al_{0,25}N$
	1,2	605...630	0,56	8,2	88,3	–	–	3,5	19,78	41,35	33,70	0,48	$Ti_{0,68}Al_{0,32}N$
$U_{см}$, В	40	605...610	0,11	–	75,0	–	–	25,0	12,61	47,82	39,57	0,26	$Ti_{0,75}Al_{0,25}N$
	60	605...615	0,22	–	76,0	–	–	24,0	14,63	46,90	38,47	0,31	$Ti_{0,75}Al_{0,25}N$
	80	605...625	0,44	–	95,0	–	–	5,0	25,40	44,90	29,70	0,57	$Ti_{0,64}Al_{0,36}N$
Электродуговое испарение													
$U_{выс} = 1000$ эВ; $v_{н.п} = 25$ К/мин; $U_{см} = 200$ В; $N_2 = 100$ %; $I_{д} = 75$ А; $L = 310$ мм; $p = 1,0$ Па													
p , Па	0,5	670...690	0,7	–	13,0	27,0	–	60,0	9,28	65,80	24,92	0,14	$Ti_{0,88}Al_{0,12}N$
	0,6	670...705	1,2	–	19,0	30,0	–	52,0	8,55	63,17	28,28	0,14	$Ti_{0,88}Al_{0,12}N$
	0,8	670...710	1,3	82,0	5,0	–	–	15,0	25,85	44,02	30,13	0,59	$Ti_{0,62}Al_{0,37}N$
	1,0	620...665	1,5	91,6	–	–	8,4	–	26,54	43,01	30,45	0,62	$Ti_{0,62}Al_{0,38}N$
$v_{н.п}$, К/мин/ t , мин	45/10	670...715	1,5	76,2	22,0	–	–	1,8	26,58	46,90	26,52	0,57	$Ti_{0,64}Al_{0,36}N$
	25*/20	670...760	3,0	100,0	–	–	–	–	33,14	40,88	25,98	0,81	$Ti_{0,55}Al_{0,45}N$
	15/40	770...815	1,5	92,8	–	–	2,5	4,7	28,02	42,60	29,38	0,66	$Ti_{0,60}Al_{0,40}N$
	10/60	870...915	1,5	95,0	–	–	–	5,0	28,70	42,92	28,38	0,67	$Ti_{0,60}Al_{0,40}N$
Комбинированный метод: МР+ЭДИ													
$N = 2,0$ кВт; $U_{см} = 90$ В; $N_2 = 50$ %; $I_{д} = 75$ А; $p = 1,0$ Па													
$v_{н.п}$, К/мин/ $U_{выс}$, эВ	45/600	615...690	2,5	90,2	6,7	–	–	3,1	26,50	43,50	30,00	0,61	$Ti_{0,62}Al_{0,38}N$
	47/700	630...705	2,5	90,5	3,3	–	–	6,2	27,33	44,02	28,66	0,62	$Ti_{0,62}Al_{0,38}N$

* $U_{см} = 280$ В.

образцов с $\varnothing 20$ мм и толщиной 4 мм использовали конструкционную теплостойкую 25Х3МЗНБСА и аустенитную 12Х18Н10Т стали; для материала мишеней и катодов – титан марки ВТ1-00 и алюминий марки В95.

Фазовый состав определяли по дифрактограммам, полученным с участков $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы с использованием дифрактометра "ДРОН-4" в $CoK\alpha$ -излучении при напряжении 30 кВ и токе 20 мА. Угловой интервал съемки $2\theta = 30...130^\circ$, шаг $0,1^\circ$, экспозиция в точке 4 с. Фазовые изменения в сформированных $Ti_{1-x}Al_xN$ -системах оценивали объемными долями входящих фаз: гексагональных $Ti_3Al_2N_2$, Ti_2AlN (в

дальнейшем $V_{Ti_3Al_2N_2}$, V_{Ti_2AlN} , $h-Ti_3Al_2N_2$ и $h-Ti_2AlN$) и/или кубических Ti_3AlN , AlN , TiN (в дальнейшем V_{Ti_3AlN} , V_{AlN} , V_{TiN} , $c-Ti_3AlN$, $c-TiN$, $c-AlN$), направлениями их преимущественной кристаллографической ориентации. Элементный состав $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы определяли с использованием растрового электронного микроскопа "BS 300" с приставкой для микроанализа "EDAX Genesis 200" и количественного микрорентгеноспектрального анализа – на микрорентгеновском анализаторе типа "МАР-3" при ускоряющем напряжении 20 кВ, токе зонда 20 мА и размере зонда 5 мкм. Температуру поверхности неподвижной подложки после ионной очистки, осаждения

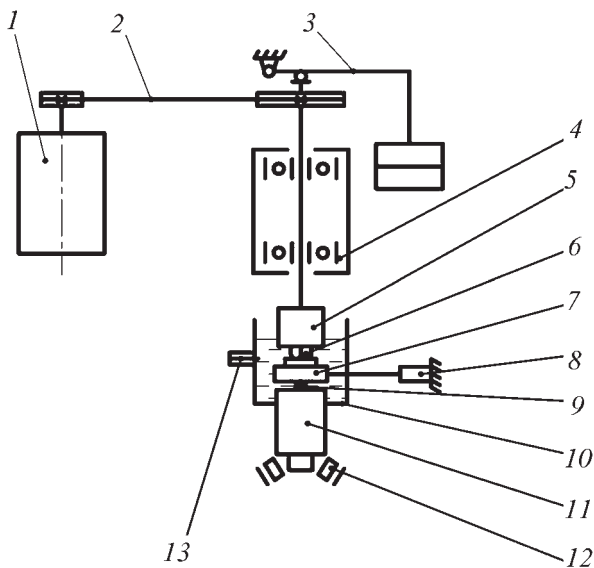


Рис. 1. Машина трения для трибологических испытаний по схеме "палец-диск":

1 – электродвигатель; 2 – ременная передача; 3 – рычажное устройство с разновесами; 4 – опора; 5 – держатель; 6 – контртело-палец; 7 – диск с образцом (тестовый образец с нанесенной на него $Ti_{1-x}Al_xN$ -системой) и рычагом; 8 – тензометрический датчик силы; 9 – шарик; 10 – стакан с СОЖ; 11 – стойка; 12 – подшипник

подслоя TiN и $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы определяли с использованием инфракрасного бесконтактного пирометра "Термикс".

Трибологические испытания $Ti_{1-x}Al_xN$ -систем проводили по схеме "палец-диск" на машине трения (рис. 1); профилограммы поверхности $Ti_{1-x}Al_xN$ -систем получали и обрабатывали с использованием высокоточного кругломера "MarForm MMQ 400", оснащенного программой MarShell MarWin. Условия проведения трибологических испытаний: материал пальца (контртела) – BK8, радиус сферы контртела $R = 6,5 \pm 0,25$ мм, осевая нагрузка на три пальца $F_a = 175$ Н, линейная скорость скольжения пальца $v = 0,68$ м/с, путь трения $L_T = 1500$ м, радиус кольца износа пленки $r = 7$ мм, продолжительность испытания $t = 740$ с, среда испытания – СОЖ, температура $T = 20 \pm 1$ °С [10]. Антифрикционные (коэффициент трения (f) и момент трения ($M_{тр}$)¹) и износостойкие свойства $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы (массовый износ (Δm), объем лунки износа (ΔV_n), приведенный износ по массе (I_n^m) и объему (I_n^V)); изнашивающую способность

¹ За момент и коэффициент трения принимали средние значения от полученных за 3 с с момента прохождения пальцами пути трения 10 м.

$Ti_{1-x}Al_xN$ -системы по отношению к контртелу (скорость износа контртела (v_k), приведенный износ контртела по объему (I_k^V)) определяли по формулам:

$$f = \frac{M_{тр}}{F_a r} = \frac{F_d l_d}{F_a r}, \quad \Delta m = m_1 - m_2, \quad [10]$$

$$I_n^m = \Delta m / (F_a L_T), \quad v_n = d_n t, \quad \Delta V_n = \pi D \bar{S};$$

$$I_n^V = \Delta V_n / (F_a L_T), \quad I_k^V = \Delta v_k / (F_a L_T), \quad [11, 12]$$

$$\Delta V_k = \pi h^2 (R - 1/3h), \quad h = R - (R^2 - d^2 / 4)^{1/2},$$

где F_d – сила, действующая на тензометрический датчик, Н; l_d – расстояние от оси вращения держателя 5 до тензометрического датчика силы 8 (см. рис. 1), мм; m_1 и m_2 – масса образца с пленкой – $Ti_{1-x}Al_xN$ -системой до и после испытаний (погрешность взвешивания $\pm 0,15$ мг), мг; для пленки – $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы: D – диаметр и \bar{S} – средняя площадь сечения лунки износа; d_n – диаметр пятна износа, мм; для контртела: ΔV_k – потеря объема, мм³; h – высота изношенного сегмента, мм; d – диаметр пятна износа, мм.

Результаты исследований и их обсуждение

Фазовый и элементный состав $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы в зависимости от температурных и технологических параметров подготовки подложки и осаждения системы

В условиях кратковременной термической подготовки подложки ($v_{н.п} = 90$ К/мин) и низкотемпературного процесса магнетронного распыления ($T_c = 605...630$ К и $v_{н.с} = 0,1...0,4$ К/мин) объемная доля основной фазы $h-Ti_2AlN$ (пространственная группа согласно картотеки ASTM – P6₃/mmc (194), $a = 0,29846$ нм и $c = 2,335$ нм) $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы в большей степени зависит от изменения давления газовой смеси и напряжения смещения на подложке, приводящих к изменению объемных долей фаз в системе (см. табл.). При оптимальном сочетании ТехП: $p = 1,0$ Па и $U_{см} = 80$ В формируется двухфазная $Ti_{0,64}Al_{0,36}N$ -система с основной $h-Ti_2AlN$ и дополнительной $c-TiN$ (пространственная группа согласно картотеки ASTM – Fm3m (225), $a = 0,4244$ нм) фазами и $x = 0,36$ % долей. В случае понижения $U_{см}$ до 40 В при многократном увеличении объемной доли $c-TiN$ понижаются как объемная доля $h-Ti_2AlN$ фазы, так и содержание алюминия в $Ti_{0,75}Al_{0,25}N$ -системе. Фазовый переход $h-Ti_2AlN + c-TiN \rightarrow h-Ti_2AlN + c-TiN + h-Ti_3Al_2N_2$ (пространственная группа P31c (159), $a = 0,29875$ нм и $c = 2,335$ нм) и изменение содержания алюминия в системе являются следствием отклонения (0,8 и 1,2 Па) давления газовой смеси относительно 1,0 Па. При повышении объемной доли $c-TiN$

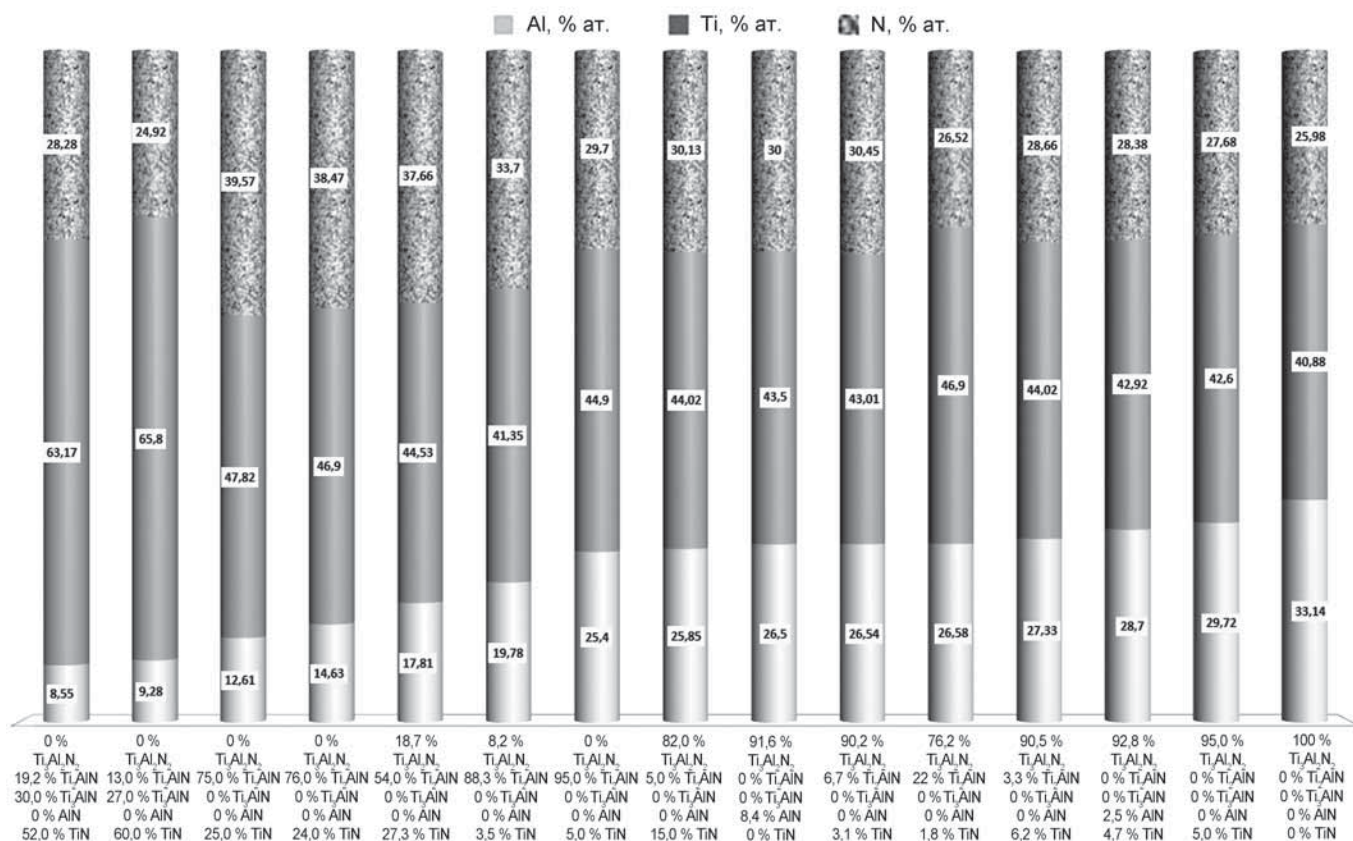


Рис. 2. Схематичные диаграммы зависимости элементного состава пленок на основе $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы от входящих в нее фаз

($p = 0,8$ Па) формируется $Ti_{0,75}Al_{0,25}N$ -система, при уменьшении объемной доли $h-Ti_2AlN$ ($p = 1,2$ Па) – $Ti_{0,68}Al_{0,32}N$ -система.

Фазовый и элементный составы $Ti_{1-x}Al_xN$ -систем, сформированных ЭДИ и комбинированными методами при более высокой степени ионизации парового потока, зависит от давления газовой смеси, ТемП подготовки подложки и осаждения $Ti_{1-x}Al_xN$ -систем (см. табл.). При минимальном давлении $p = 0,5...0,6$ Па и низкой скорости нагрева системы $v_{н.с} = 0,7...1,2$ К/мин даже после продолжительного нагрева подложки до $T_c = 670$ К формируется трехфазная $Ti_{1-x}Al_xN$ -система, состоящая из кубических $c-TiN$, $c-Ti_3AlN$ (пространственная группа $Rm\bar{3}m$ (221), параметр кристаллической решетки: $a = 0,4112$ нм) и гексагональной $h-Ti_2AlN$ фаз с минимальным содержанием алюминия ($Ti_{0,88}Al_{0,12}N$).

В результате фазовых превращений при $p \geq 0,8$ Па и скорости нагрева системы $v_{н.с} = 1,5$ К/мин осаждается $Ti_{0,64}Al_{0,36}N$ -система на основе $h-Ti_3Al_2N_2$, $h-Ti_2AlN$ и $c-TiN$ фаз. Дальнейшее повышение p до 1,0 Па, уменьшение скорости нагрева подложки до $v_{н.п} = 10...25$ К/мин, увеличение начальной температуры системы T_c до 670 К приводит к увеличению объемной доли $h-Ti_3Al_2N_2$ и формированию

$Ti_{0,60}Al_{0,40}N$ -системы. $Ti_{0,55}Al_{0,40}N$ -система на основе $h-Ti_3Al_2N_2$ (100 %) фазы с максимальным содержанием в ней Al сформирована на подложке при $v_{н.с} = 3,0$ К/мин, достигнутой за счет повышения $U_{см}$ до 280 В. При непродолжительном нагреве подложки с $v_{н.п} = 45$ К/мин и повышении только $v_{н.с}$ до 2,5 К/мин при одновременной работе электродугового испарителя и магнетронного распылителя фазовый состав $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы не изменяется.

Элементный состав $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы, сформированный МР, ЭДИ и МР+ЭДИ, изменяется в зависимости от ТемП и ТемП подготовки подложки и осаждения системы в следующих интервалах: 8,55...33,14 % ат. Al; 40,88...65,80 % ат. Ti; 24,92...39,57 % ат. N (рис. 2). Стехиометрический состав соответствует $Ti_{1-x}Al_xN$ -системам, объемная доля основных тройных фаз ($h-Ti_3Al_2N_2$ или $h-Ti_2AlN$) которых более 90 % ат.

Трибологические свойства $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы в зависимости от ее фазового и элементного составов

Рост объемных долей основных фаз $Ti_{1-x}Al_xN$ -систем: $h-Ti_3Al_2N_2$ (ЭДИ и ЭДИ+МР) и $h-Ti_2AlN$ (МР) с одинаковым направлением преимущественной кристаллографической ориентации (103) оказывает неоднозначное влияние на их трибологические свойства.

Уменьшение объемной доли $V_{Ti_3Al_2N_2}$ и одновременное увеличение V_{Ti_2AlN} в $Ti_{1-x}Al_xN$ -системе, сформированной МР, до 75 % приводит к ухудшению всех ее трибологических свойств. При $V_{Ti_2AlN} > 75\%$ характеристики износа пленки и контртела резко уменьшаются. Фаза $h-Ti_3Al_2N_2$ с объемной долей, не превышающей 80 %, практически не оказывает влияние на трибологические свойства $Ti_{1-x}Al_xN$ -систем, сформированных ЭДИ и комбинированным методом, но дальнейшее повышение $V_{Ti_3Al_2N_2}$ в системе резко их улучшает (рис. 3).

Повышение содержания Al в $Ti_{1-x}Al_xN$ -системах, сформированных методом МР, способствует моно-

тонному уменьшению как износа пленки, так и контртела. Однако при формировании методами ЭДИ и МР + ЭДИ лучшими трибологическими свойствами обладает $Ti_{0,64}Al_{0,36}N$ -система с отношением концентраций алюминия и титана $C_{Al}/C_{Ti} \geq 0,75$. При постоянном содержании Al в $Ti_{1-x}Al_xN$ -системе, но при повышении C_{Al}/C_{Ti} и уменьшении содержания в ней азота (N_2) все трибологические свойства улучшаются. Данный факт по результатам химического анализа объясняется приближением состава $Ti_{1-x}Al_xN$ -системы к стехиометрическому. Оптимальное содержание Al в $Ti_{0,55}Al_{0,45}N$ -системе не превыша-

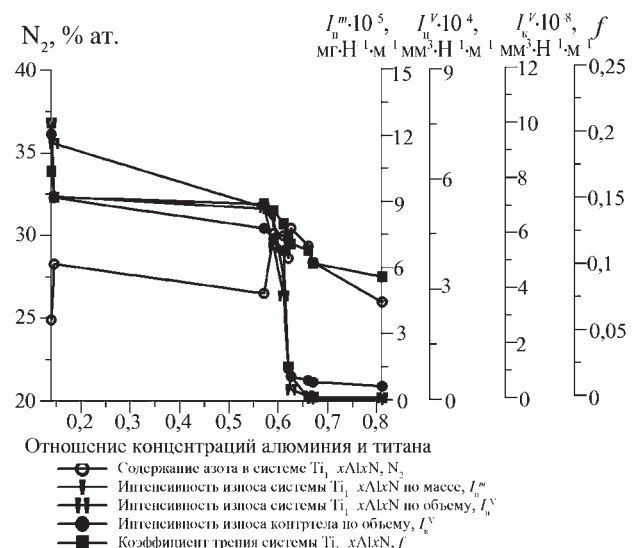
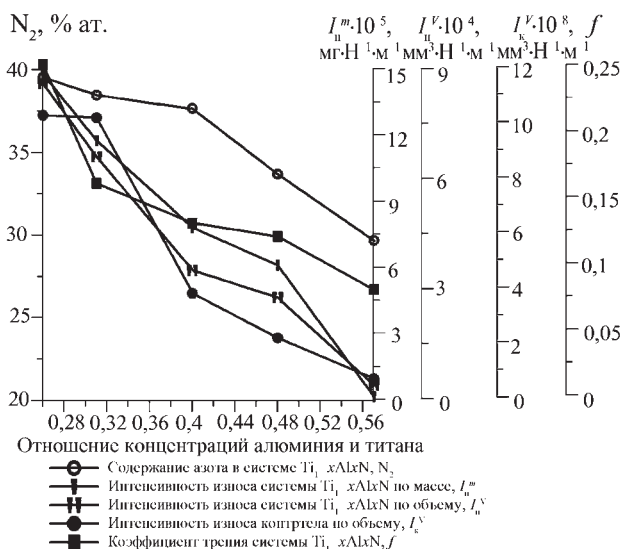
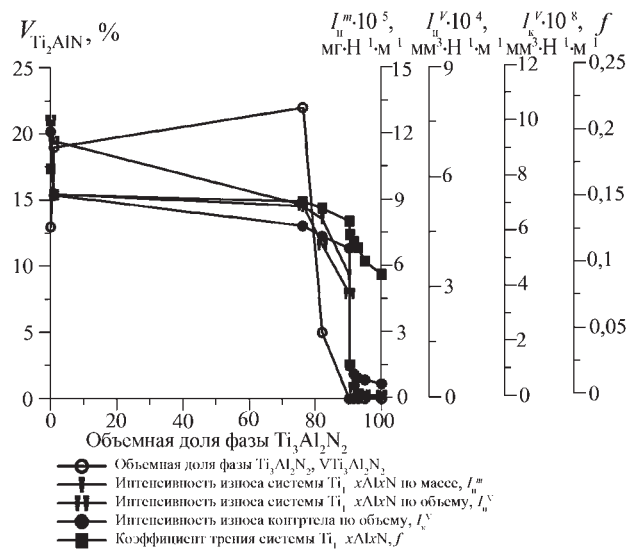
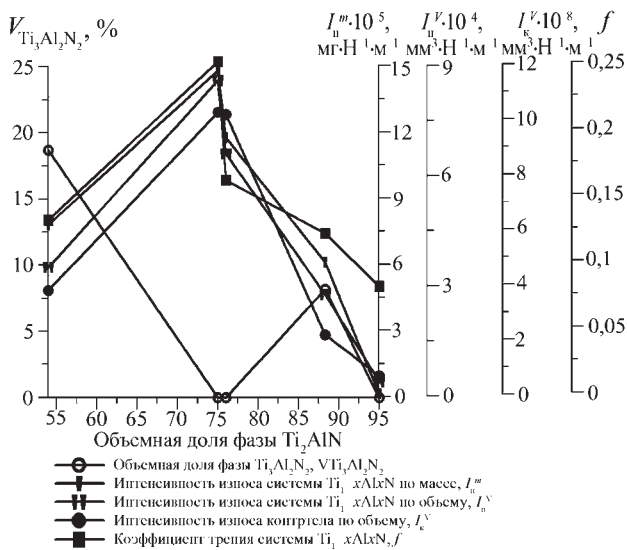


Рис. 3. Зависимости трибологических свойств $Ti_{1-x}Al_xN$ -систем, полученных МР (а, в), ЭДИ и ЭДИ+МР (б, з) от фазового (а, б) и элементного (в, з) состава

ет критического 0,5...0,65 с точки зрения растворимости элементов в решетках нитридов.

Сравнение значений Δm , $I_{\text{п}}^m$, $I_{\text{п}}^v$, $I_{\text{к}}^v$, V^k , f и $M_{\text{тр}}$ показало, что $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ -системы (ЭДИ и ЭДИ+МР) при одинаковой концентрации в них алюминия, по сравнению с $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ (МР), обладают лучшими трибологическими свойствами.

Выводы

Основной фазой $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ -системы, сформированной в результате низкотемпературного процесса МР на кратковременно прогретой подложке, является гексагональная фаза $h\text{-Ti}_2\text{AlN}$, объемная доля которой может быть повышена за счет оптимизации напряжения смещения на подложке и давления газовой смеси. К образованию в системе дополнительной гексагональной фазы $h\text{-Ti}_3\text{Al}_2\text{N}_2$ приводит отклонение давления газовой смеси относительно оптимального значения 1,0 Па.

Основной причиной формирования методом ЭДИ трехфазной TiAlN -системы, состоящей из кубических $c\text{-TiN}$, $c\text{-Ti}_3\text{AlN}$ и гексагональной $h\text{-Ti}_2\text{AlN}$ фаз, с минимальным содержанием алюминия $x = 0,12$ % доли является минимальное давление газовой смеси. Основной фазой $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ -системы, сформированной при оптимальном p , является $h\text{-Ti}_3\text{Al}_2\text{N}_2$, объемная доля которой может быть повышена за счет уменьшения $v_{\text{н.п}}$ до 10 К/мин, увеличения T_c до 670 К и $v_{\text{н.с}}$ до 1,5 К/мин. Получить $\text{Ti}_{0,62}\text{Al}_{0,38}\text{N}$ -систему возможно при одновременной работе электродугового испарителя и магнетронного распылителя за счет увеличения $v_{\text{н.с}}$ в процессе ее осаждения до 2,5 К/мин, $\text{Ti}_{0,55}\text{Al}_{0,45}\text{N}$ -систему — при повышении $v_{\text{н.с}}$ до 3,0 К/мин за счет роста $U_{\text{см}}$ до 280 В. Стехиометрический состав соответствует $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ -системам, объемная доля основных тройных фаз ($h\text{-Ti}_3\text{Al}_2\text{N}_2$ или $h\text{-Ti}_2\text{AlN}$) которых более 90 ат. %.

Улучшенные трибологические свойства соответствуют $\text{Ti}_{0,64}\text{Al}_{0,36}\text{N}$, $\text{Ti}_{0,55}\text{Al}_{0,45}\text{N}$ -системам с объемными долями $h\text{-Ti}_3\text{Al}_2\text{N}_2$ и $h\text{-Ti}_2\text{AlN}$ фаз более 80 %. Кроме того, $\text{Ti}_{0,55}\text{Al}_{0,45}\text{N}$ -система с содержанием гексагональной фазы $h\text{-Ti}_3\text{Al}_2\text{N}_2$ 100 % обладает оптимальным комплексом износостойких и антифрикционных свойств, минимальной изнашивающей способностью по отношению к контртелу. $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ -система на основе $h\text{-Ti}_2\text{AlN}$ уступает ей по свойствам.

Основными путями улучшения трибологических свойств $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ -системы при оптимальных ТехП является равномерный прогрев подложки и осаждение системы при оптимальной начальной температуре и скорости ее нагрева в процессе осаждения.

Оптимизация фазового и элементного состава за счет управления температурными условиями форми-

рования позволила многократно улучшить трибологические свойства $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ -систем. Использование термических обработок подложки и пленки для управления фазовым и элементным составом пленок и в конечном итоге улучшения их трибологических свойств рассмотрено в работе впервые.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Табак В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
2. **Ящерицын П.И.** Технологическое наследование эксплуатационных параметров деталей машин // Справочник. Инженерный журнал, 2004. № 9. С. 20–22.
3. **Шулаев В.М., Андреев А.А.** Сверхтвердые наноструктурные покрытия в ННЦ ХФТИ // ФИП PSE, 2008. Т. 6. № 1–2. С. 4–19.
4. **Bilek M.M., McKenzie D.R., Tarant R.N., Lim S.H.M., McCulloch D.G.** Plasma-based ion implantation utilizing a cathodic arc plasma // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 156. P. 136–142.
5. **Theory of the effects of substitutions on the phase stabilities of $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$** / H.W. Hugosson, H. Hoëgberg, M. Algren, M. Rodmar, T.I. Selinder // J. Appl. Phys. 2003. Vol. 93. № 8. P. 4505–4511.
6. **Xia Q., Xia H., Ruoff A.** Pressure-induced rocksalt phase of aluminum nitride: a metastable structure at ambient condition // J. Appl. Phys. 1993. Vol. 73. P. 8198–8200.
7. **Self-organized nanostructures in the Ti–Al–N system** / P.H. Mayrhofer, A. Hörling, L. Karlsson, J. Sjöln, T. Larsson, C. Mitterer, L. Hultman // Appl. Phys. Lett. 2003. Vol. 83. P. 2049–2051.
8. **Верешака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 356 с.
9. **Богданович В.И.** Управление эксплуатационными свойствами деталей с вакуумными ионно-плазменными покрытиями при производстве летательных аппаратов: дис. ... д-ра техн. наук. Самара: Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королёва, 2002. 439 с.
10. **Каменева А.Л., Караваяев Д.М.** Улучшение трибологических характеристик пленок на основе ZrN путем оптимизации технологических условий процесса магнетронного распыления // Сб. тр. 9-й Междунар. науч.-практ. конф. "Освоение минеральных ресурсов Севера: проблемы и решения". Филиал СПГИ (ТУ) "Воркутинский горный институт". 2011. С. 289–293.
11. **Baptista A.P.M.** Friction and wear of TiN coatings contribution of CETRIB // Wear: 1996. Vol. 192. P. 237–240.
12. **Петржик М.И., Штанский Д.В., Левашов Е.А.** Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей // Матер. X Междунар. науч.-техн. конф. Высокие технологии в промышленности России. ОАО ЦНИТИ "Техномаш", 2004. С. 311–318.

УДК 621.9.047.7

В.В. Любимов, М.С. Саломатников, А.В. Иванов, А.М. Кураев
(ВПО "Тулский государственный университет")
E-mail: m.s.salomatnikov@mail.ru

Создание экранирующих СВЧ-излучение металлических покрытий на текстильных материалах*

Разработана технологическая операция нанесения электропроводных покрытий нанометровой толщины методом КИБ на образцы из текстильных материалов в условиях низкотемпературной плазмы. Предложены условия формирования электропроводных слоев с высокой адгезией к основе. Предложены варианты возможных защитных структур. Представлены результаты испытаний на экранирование СВЧ-излучения структурами на основе текстильных материалов с полученным металлическим покрытием. Показаны преимущества использования в экранирующих структурах слоев металлизированной ткани с разными коэффициентами отражения/поглощения.

Ключевые слова: металлическое покрытие, экранирование, электромагнитное излучение, текстильные материалы, металлизация, осаждение, плазма.

Technical procedure of plating electrically conducting coating of nanometer thickness on textile materials by CIB method has been developed. Conditions for designing electrically conducting layers with high adhesion are proposed. Varieties of possible protecting structures are proposed. The results of the test on shielding microwave radiation by textile-based materials with obtained metallic coating are presented. The advantages of using metal-plated fabrics with different coefficients of reflection or absorption in shielding structures are shown.

Keywords: metallic coating, shielding, electromagnetic radiation (EMR), textile materials, plating, sedimentation, plasma.

Введение

В последнее время в связи с ростом количества источников электромагнитного «загрязнения» окружающей среды, вызванного источниками ВЧ- и СВЧ-излучений, и необходимости защиты от них биологических объектов возникла необходимость получения и использования экранирующих гибких металлизированных материалов (текстильных материалов) [1]. Такие материалы могут применяться и для защиты компьютерных систем обработки информации от несанкционированного доступа, снижения радиолокационной заметности объектов различного назначения и др.

На сегодняшний день авторами работ [1–4] предлагается несколько способов металлизации текстильных материалов, среди которых выделяются металлизация в растворах электролитов и металлизация в вакууме (метод металлизации при магнетронном распылении мишеней из различных металлов).

Традиционные методы металлизации текстильных материалов из растворов электролитов имеют ряд недостатков, например образцы перед металлизацией должны быть электропроводными, а большинство материалов этим свойством не обладают. Текстиль-

ные материалы, металлизированные таким методом, имеют плохой товарный вид, покрытие не обладает достаточной адгезией к материалу основы. Метод не позволяет с достаточной точностью контролировать электропроводность ткани и другие ее свойства, а также экологически небезопасен [5].

Технология магнетронного распыления мишеней в вакууме с последующим формированием покрытий на образцах из ткани лишена ряда недостатков металлизации в растворах электролитов, в связи с чем нашла более широкое применение [6].

В качестве альтернативы также может быть использована технология получения покрытий на тканых материалах, основанная на *электродуговом испарении материала катодов* – метод КИБ (конденсация вещества в вакууме с ионной бомбардировкой) [7, 8]. Однако традиционная технология, в основе которой лежит этот метод, не позволяет получать покрытия с высокой адгезией к тканым материалам, а в ряде случаев неправильно выбранные параметры осаждения покрытий могут приводить к термическому разрушению ткани. Поэтому для повышения адгезии покрытия к материалу основы необходимо создавать условия, обеспечивающие увеличение количества активных центров роста покрытия, что возможно реализовать, например, при активации поверхности образцов низкотемпературной аргоновой плазмой. В базовой комплектации установок,

* Работа выполнена в рамках Государственного задания 4312ГЗ на 2012–2014 гг.

работа которых основана на методе КИБ, не предусматривается наличие источника низкотемпературной газовой плазмы, поэтому для формирования покрытий на текстильных материалах необходима модернизация [9].

Цель работы – разработка технологической операции нанесения экранирующих ЭМИ металлических покрытий нанометровой толщины на образцы из текстильных материалов (на примере ткани шифон, ГОСТ 20723–2003 "Ткани плательные из натурального крученого шелка. Общие технические характеристики" и ткани шерсть, ГОСТ 26383–84) методом КИБ на модернизированном оборудовании, оснащённом источниками низкотемпературной газовой плазмы – установка ВУ-2МБС, для создания экранирующих СВЧ-излучение структур.

Методы проведения исследований

Для металлизации текстильных материалов использовали метод КИБ, традиционно используемый для нанесения износостойких и защитных покрытий на поверхности режущего инструмента. Нанесение покрытий осуществляли на промышленной модернизированной установке ВУ-2МБС, оснащённой источником низкотемпературной газовой плазмы, для избежания термического разрушения материала тканей.

В качестве материала исследования были выбраны образцы тканей с разными коэффициентами поглощения/отражения СВЧ-излучения: шифон, ГОСТ 20723–2003 "Ткани плательные из натурального крученого шелка. Общие технические характеристики"; шерсть, ГОСТ 26383–84.

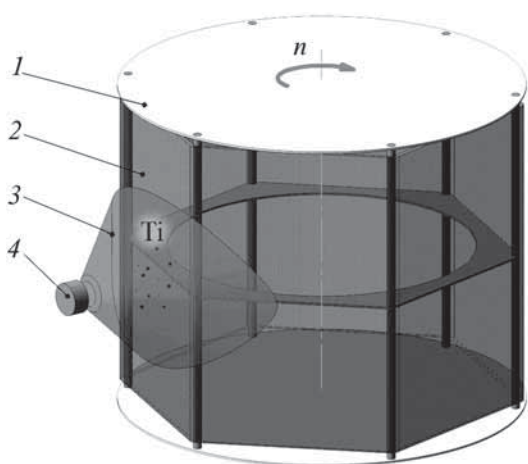


Рис. 1. Схема металлизации текстильных материалов методом КИБ с использованием бокового катода-испарителя: 1 – каркас для закрепления образцов тканей; 2 – металлируемая ткань; 3 – поток напыляемых частиц; 4 – катод-испаритель

Таблица 1

Условия предварительной активации поверхностей шифона и шерсти ионами Ag^+

№ п/п	Параметр	Значение
1	Рабочее напряжение источника анодного напряжения, В	200...250
2	Ток нагрузки источника анодного напряжения, А	0,5...1,2
3	Ток нагрузки источника нагрева эмиттера, А	25...35
4	Ток нагрузки источника подмагничивания, А	1,0...4,5

При исследовании образцы тканей 2 закреплялись на специальном каркасе 1 (рис. 1), закрепленном на поворотном столе, с целью формирования равномерного покрытия. Поток напыляемых частиц 3 генерировался с бокового катода-испарителя 4.

Для получения покрытия с высокой адгезией к основе образцов текстильных тканей проводилась их предварительная активация ионами Ag^+ (табл. 1).

Покрытия, получаемые в работе на образцах текстильных материалов, формировались из потока плазмы, генерируемого с бокового катода-испарителя. Материал катода-испарителя – титан марки ВТ1-0, ГОСТ 22897–86 (99,99 % чистоты) [10]. Титан в качестве материала покрытия использовался благодаря его физическим характеристикам (высокие твердость 103 НВ, прочность), по сравнению с формируемыми покрытиями из Ni, Al, Cu, Ag и др., а также плотность титана \approx в 2 раза меньше, чем у вышеуказанных металлов, за исключением Al.

Покрытия наносили в среде инертного газа – аргона с давлением $8 \cdot 10^{-2}$ Па, что исключало возможность окисления материала покрытий, при силе тока вакуумной дуги 90 А. Нанесение покрытия осуществляли циклично в течение 5 мин, через каждую мин осаждения покрытия следовала пауза – 15 с для избежания вероятности термического разрушения материала тканей.

У полученных образцов металлизированных тканей в дальнейшем исследовались такие характеристики, как: электросопротивление, удельная плотность, толщина покрытия (табл. 2). Толщину покрытий определяли при помощи образцов-свидетелей, закрепленных на металлируемых тканях.

В работе предложено проектировать экранирующие СВЧ-излучение структуры на основе металлизированных текстильных материалов с разным количеством, типом и расположением слоев металлизиро-

Таблица 2

Характеристика покрытия (для сплошной пленки титана на шифоне)

№ п/п	Характеристика	Значение
1	Электросопротивление при 20 °С на расстоянии 3 мм вдоль волокна ткани, Ом	до 2000 в зависимости от толщины покрытия
2	Удельная плотность металлизированной ткани, мг/см ²	0,4 и более в зависимости от толщины покрытия
3	Толщина напыляемого слоя, нм	до 100

ванной ткани (табл. 3). Следует отметить, что представленные структуры, кроме 1, рассчитаны не на отражение падающего электромагнитного излучения (ЭМИ), а на его поглощение и гашение между слоями металлизированных тканей.

Исследование экранирующих свойств структур на основе текстильных материалов с металлическим покрытием производили с использованием оборудования: измеритель мощности термисторный МЗ – 22А; преобразователь измерительный первичный М5 – 45; генератор сигналов высокочастотный Г – 156, по схеме, указанной на рис. 2.

Исследуемый диапазон частот ЭМИ, которым облучались экранирующие структуры, варьировался в диапазоне 27,5...37,0 ГГц. Мощность сигнала ЭМИ

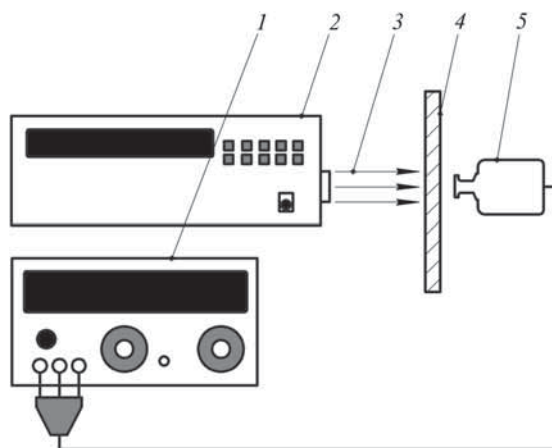


Рис. 2. Схема измерения экранирующих свойств структур на основе металлизированных текстильных материалов:

1 – измеритель мощности термисторный МЗ-22А; 2 – генератор сигналов высокочастотный Г4-156; 3 – ЭМИ; 4 – тестируемый образец металлизированной ткани; 5 – преобразователь измерительный первичный М5-45

(Р): для слоев шифона – 1,0...1,2 мВт; для слоев шерсти – 1...2 мВт; для комбинированной структуры – 1,0...2,7 мВт.

Образцы металлизированных тканей помещались между генератором ЭМИ и первичным преобразователем М5 – 45 (см. рис. 2). Расстояние между слоями

Таблица 3

Наиболее типичные сочетания экранирующих СВЧ-излучение структур из слоев металлизированной ткани

№ п/п	Тип структуры	Описание	Схематическое изображение*
1	Отражающая	Защитная структура состоит из слоев металлизированной ткани с преобладанием коэффициента отражения, что обеспечивает максимальное экранирование падающего ЭМИ	
2	Поглощающая	Защитная структура состоит из слоев металлизированной ткани с преобладанием коэффициента поглощения, что обеспечивает проникновение ЭМИ во внутренние слои структуры, где происходит множественное переотражение излучения и его затухание	
3	Комбинированная	Чередование слоев металлизированной ткани из материалов с разными коэффициентами поглощения/отражения обеспечивает поэтапное поглощение ЭМИ	

*Обозначение:
 шифон (металлизированная ткань с преобладанием отражающих свойств)
 шерсть (металлизированная ткань с преобладанием поглощающих свойств)

металлизированной ткани при испытаниях 0,5... 1,0 мм. Количество слоев ткани при проведении измерений мощности ЭМИ на приемнике: для отражающей структуры – 1; 2; 4; 8; 16; для поглощающей структуры – 1; 2; 3; 4; 6; для комбинированной структуры – 2, 3, 4, 8.

В результате измерений получены зависимости снижения мощности падающего излучения от количества слоев металлизированной ткани. Традиционно ослабление ЭМИ защитными материалами принято измерять в децибелах, в связи с чем полученные зависимости были переведены в стандартные единицы измерения.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате исследования по нанесению металлических покрытий получены образцы тканей с покрытием титаном (рис. 3, см. стр. 3 обложки).

Так как обработка тканей проходила в "мягких" условиях низкотемпературной плазмы, то ткань сохранила мягкий гриф, драпируемость, прочностные характеристики.

Экспериментально установлено, что образцы тканей после формирования на них покрытия титаном имеют электрическую проводимость. Результаты исследования характеристик покрытия представлены в табл. 2.

Исследование металлизированных образцов шерсти (рис. 3, б, см. стр. 3 обложки) показало, что при толщине ткани 3,5 мм и плотной структуре формирование покрытия титаном на глубине более 1,5 мм от поверхности ткани не наблюдается. Однако следует отметить, что, по результатам оценки эффективности экранирования металлизированных образцов, многослойные структуры из шерсти показали свойства экранирования \approx в 2 раза лучшие, чем образцы из шифона (рис. 4, а).

По результатам исследования экранирующих свойств многослойных структур металлизированной ткани получены зависимости снижения уровня мощности ЭМИ от количества слоев (рис. 4, а), которые условно можно разделить на две области – I и II. Область I следует отметить как зону наибольшего снижения уровня электромагнитного излучения (99,5 % – для структуры из слоев шифона; 98,9 % – для структуры из слоев шерсти; 99,45 % – для комбинированной структуры), в то время как в области II с увеличением количества слоев металлизированной ткани, снижения уровня электромагнитного излучения практически не наблюдается. Данное явление можно объяснить природой волнового эффекта и внутренних переотражений сигнала между слоями металлизированной ткани.

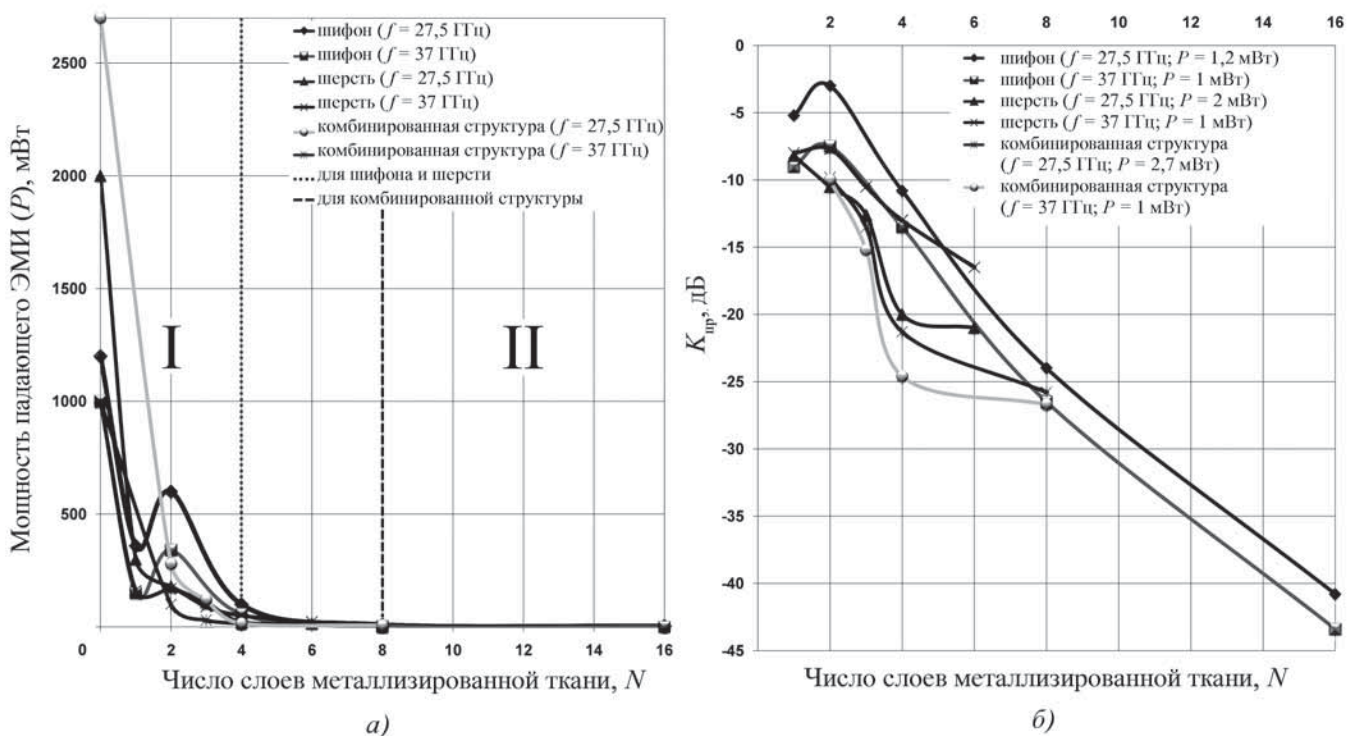


Рис. 4. Зависимости снижения уровня ЭМИ от числа слоев металлизированных тканей: а – зависимости снижения мощности ЭМИ; б – зависимости снижения коэффициента пропускания

Из анализа рис. 4, а следует, что один слой ткани – шифон, при частоте ЭМИ, равной 27,5 ГГц, обеспечивает снижение мощности излучения в 6,6 раза, а при частоте 37 ГГц – в 3,3 раза; шерсть при частоте ЭМИ, равной 27,5 ГГц, – 6,6 раза, при частоте 37 ГГц – 6,25 раза. Установлено, что с повышением частоты сигнала ЭМИ свойства экранирования усиливаются, что объясняется уменьшением длины волны.

В работе установлено, что экранирующие свойства комбинированных структур слоев металлизированных тканей дали наилучшие результаты по сравнению со структурами из слоев шифона и шерсти. Из анализа рис. 4, б установлено, что уже два слоя металлизированной ткани – шифон и шерсть при частоте, равной 27,8 ГГц, обеспечивают снижение уровня мощности падающего ЭМИ в 10 раз, а при частоте 37 ГГц – в 9,6 раза.

Выводы

Разработана технологическая операция нанесения электропроводных слоев нанометровой толщины методом КИБ на образцы из текстильных материалов объектов.

Проведенные экспериментальные исследования показали эффективность предварительной ионной активации поверхности объектов ионами Ag^+ при условиях, приведенных в табл. 3, для повышения эксплуатационных характеристик покрытий на текстильных материалах – объектах.

Предложены варианты для проектирования защитных структур на основе металлизированных слоев текстильных материалов.

Проведенные исследования свойств экранирования ЭМИ показали, что исследованная группа металлизированных тканей обладает хорошими свойствами экранирования. Наилучшие результаты по экранированию ЭМИ установлены при исследовании комбинированной структуры слоев металлизированной ткани с разными коэффициентами отражения/поглощения ЭМИ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Садова С.Ф., Панкратова Е.В. Модифицирование поверхности текстильных материалов из природных волокон

воздействием низкотемпературной плазмы и персодифференцирование поверхности текстильных материалов из природных волокон воздействием низкотемпературной плазмы и перспективные технологии // Химия высоких энергий. 2009. Т. 43. № 3. С. 281–288.

2. Горбатенко О.Н. Использование радиопоглощающих – радиорассеивающих материалов для защиты георадара от электромагнитных помех // Специальная Техника. 2006. № 3. С. 26–34.

3. Максимов А.И., Горберг Б.Л., Титов В.А. Возможности и проблемы плазменной обработки тканей и полимерных материалов // Текстильная химия. 1992. № 1. С. 101–118.

4. Горберг Б.Л. Металлизация текстильных материалов из плазмы. Новые методы и новые возможности. Иваново: ИГХТУ, 2008. С. 5.

5. Иванов А.В., Любимов В.В., Саломатников М.С. Разработка процессов получения металлических покрытий нанометровой толщины на гибких объектах // Мат. междунар. науч.-практ. конф. "Многомасштабное моделирование структур и нанотехнологии" Тула: Изд-во Тул. гос. пед. ун-та им. Л.Н. Толстого, 2011. С. 65–66.

6. Любимов В.В., Иванов А.В. Получение электропроводных покрытий нанометровой толщины на несвязанных и плохосвязанных объектах // "Современная электротехнология в промышленности центра России". X региональная НТК. Тула. 2009. С. 13–18.

7. Саломатников М.С. Металлизация маложестких и несвязанных объектов // "XXXVII Гагаринские чтения". Междунар. молодежная научн. конф. Москва. 2011. Т. 3. С. 141–142.

8. Иванов А.В., Любимов В.В., Саломатников М.С. Получение металлических покрытий на текстильных материалах, экранирующих электромагнитное излучение в СВЧ – диапазоне длин волн // "Высокие, критические электро- и нанотехнологии". Всероссийская НТК. Тула. 2011. С. 78–87.

9. Саломатников М.С. Разработка методики нанесения металлических покрытий на текстильные материалы, экранирующих электромагнитное излучение // "XXXVIII Гагаринские чтения". Междунар. молодежная научн. конф. Москва. 2012. Т. 3. С. 104–106.

10. Саломатников М.С. Разработка технологии нанесения металлических покрытий на гибких объектах, экранирующих электромагнитное излучение в СВЧ-диапазоне // "Молодежные инновации" VI молодежная научн.-практ. конф. Тульского государственного университета; под ред. Е.А. Ядыкина. В 2 ч. Ч. 1. Тула: Изд-во ТулГУ, 2012. С. 236–239.

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 05.02.13 г. Подписано в печать 20.03.13 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