

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 6 (126)
ИЮНЬ
2015

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д.т.н., проф.
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного
совета

д.т.н., проф., заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного
редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя
редакционного совета:

д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛАШКО, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:

И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогам: "Роспечатать" 85159,
"Пресса России" 39269, "Почта России"
60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
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

Гречихин Л.И., Латушкина С.Д., Комаровская В.М., Шмермбекк Ю. Образование плотноупакованной и кластерной решеточной структур индия 3

Королёв А.В., Нейгебауэр К.С. Холодная шариковая раскатка колец упорных
шарикоподшипников 11

Кузин В.В., Волосова М.А. Основные закономерности влияния толщины покрытия на
напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя керамики 12

Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Коннова Г.В., Кравченко Е.Г. Сравнительная
оценка свойств инструментальных материалов по максимальной ширине следа
индентирования при маятниковом скрайбировании 17

Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю. Искусственный технологический
интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки
материалов 20



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Балановский А.Е. Оценка зерна аустенита при плазменном поверхностном
упрочнении среднеуглеродистых сталей 27



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Будилов В.В., Рамазанов К.Н., Хусаинов Ю.Г., Золотов И.В. Исследование
влияния локального ионного азотирования с ЭПК на износостойкость поверхности
стали 38ХМЮА 33

Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Кулак А.И., Оковитый В.В. Композиционный
порошок для нанесения плазменных покрытий, полученный на основе совместного
осаждения гидроксиапатита и гидратированного диоксида циркония 38



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Бледнова Ж.М., Степаненко М.А. Закономерности формирования поверхностных
слоев из материала с эффектом памяти формы с позиции технологического
наследования 41

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Nº 6 (126)
June
2015

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistant
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. SMOLENTESEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
I.N. MYMRINA
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, 268-47-19.
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

- Gretchikhin L.I., Latushkina S.D., Komarovskaya V.M., Shermbek Yu. Formation of a closed-packed and cluster lattice structures of indium on the surface of silicon 3
- Korolev A.V., Neugebauer C.S. Cold ball rings rolling contact ball bearings 11
- Kuzin V.V., Volosova M.A. Basic laws of influence of coating thickness
on the stress-strain state of surface layer of ceramics 12
- Pustovalov D.A., Mokritskii B.Ya., Konnova G.V., Kravchenko E.G. Comparative evaluation of the properties of tool materials on the maximum width footprint indentation method with a pendulum schreberiana 17
- Shchedrin A.V., Kostryukov A.A., Chihachova N.Yu. Artificial technological intelligence
as the ideological basis of the generalized system of materials processing methods 20

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Balanovskiy A.E. Evaluation of austenite grains during plasma surface hardening
of medium-carbon steels 27

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Budilov V.V., Ramazanov K.N., Khusainov Yu.G., Zolotov I.V. Study of influence
of local ion nitriding with hollow cathode effect on wear resistance of 38KhMYuA
steel surface 33
- Panteleenko F.I., Okovityi V.A., Kylak A.I., Okovityi V.V. The composite powder obtained
based coprecipitation of hydroxyapatite and hydrated zirconia for applying plasma
coatings 38

PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Blednova Zh.M., Stepanenko M.A. Laws of formation of the surface layers of a material
with shape memory effect from the perspective of technological inheritance 41

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

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



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

УДК 539.2

Л.И. Гречихин (Белорусская государственная академия авиации, г. Минск),
С.Д. Латушкина (Физико-технический институт НАН Беларусь, г. Минск),
В.М. Комаровская (Белорусский национальный технический университет, г. Минск),
Ю. Шмермбекк (Берлинский технический университет, Германия)
E-mail: Maratovna81@tut.by

Образование плотноупакованной и кластерной решеточной структур индия на поверхности кремния

Уточнена двухчастичная квантово-механическая модель расчета энергий диссоциации двухатомных молекул. Разработан метод расчета энергий разрыва связи атома с двухатомной молекулой. При адсорбции трехатомных молекул на поверхности твердого тела могут происходить внутренний разрыв связей и возникать кластеры из двухатомных молекул. Кластеры двухатомных молекул на поверхности твердого тела создают кластерную решеточную структуру, отличную от такой структуры в конденсированном состоянии.

Ключевые слова: двухчастичная квантово-механическая модель, кластеры, кластерная решеточная структура, адсорбция.

The current scientific article specifies a double-particle quantum-mechanical model for calculating dissociation energies of diatomic molecules. One has developed a method for calculating the energies of bond-dissociation of an atom from a diatomic molecule. An internal breakage of bonds with further formation of clusters consisting of diatomic molecules may occur on the surface of a solid during adsorption of tree-atomic molecules. On the surface of a solid the diatomic molecule clusters form a cluster lattice structure which is different from such structure in a condensed state.

Keywords: double-particle quantum-mechanical model, clusters, cluster lattice structure, adsorption.

Введение

Кластерные структуры, которые ранее рассматривались как коллоиды, образуются в разных агрегатных состояниях вещества. В газах вблизи температуры кипения данного вещества начинают образовываться кластерные структуры, что по-новому определяет уравнение состояния реального газа и образование пересыщенного пара [1]. В жидким состоянии кластерные структуры образуются в большом количестве и между собой не взаимодействуют. Такие образования были обнаружены в обычной воде и названы ассоциаты [2]. В жидких металлах также обнаружены кластерные образования [3]. Модель жидкости с учетом образования кластерных структур позволила установить причину возникновения перегретой жидкости и обосновать величину температуры кипения как результат распада кластерных структур [1].

В твердом теле кластерные образования полностью сформированы, интенсивно взаимодействуют между собой и образуют кластерную решеточную структуру, распад которой определяет температуру плавления [4, 5]. В меж-

клластерных пустотах находятся свободные частицы данного вещества. По мере снижения температуры свободные частицы обобщаются разными кластерами. Вследствие этого кластеры нивелируются, и возникает монолитное образование. Монолитное образование формируется также и при высоких температурах, когда на материал основы наносится тонкий слой другого материала. При толщинах до 10 нм возникает особый слой, который определен как новое агрегатное состояние — плотноупакованное [6, 7].

Следовательно, в разных агрегатных состояниях образуются кластеры в виде крупных молекулярных структур, которые при низких температурах нивелируются [4, 5]. Экспериментальное обоснование нивелирования кластерных структур было выполнено в работе [8]. Что касается образования плотноупакованного состояния и кластерной решеточной структуры, то прямое экспериментальное обоснование отсутствует. В этой связи была поставлена цель: теоретически обосновать и экспериментально подтвердить, в каких условиях возникает плотноупакованное состояние и когда это состояние переходит в кристалл с кластерной решеточной структурой.

Для достижения указанной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Определить энергию связи при образовании двух- и трехатомных молекул.
2. Определить энергию связи между частицами внутри кластерных структур.
3. Определить энергию связи между кластерами в межкластерной решеточной структуре.
4. Определить энергию связи между частицами в плотноупакованном состоянии.
5. Экспериментально показать, каким образом происходит образование плотноупакованного состояния и кластерной решеточной структуры.

Для решения поставленных задач были выбраны два вещества. В качестве основы — кристалл кремния, а пленку на нем формировали из индия. Это обусловлено тем, что кристалл кремния обладает алмазной структурой и кластеры формируются трехатомными молекулами. Кристалл индия является тетрагональной структурой. Кластеры в такой структуре формируются двухатомными молекулами. Кристаллы — разные, и для них химическая адсорбция исключена. Возникающая физическая адсорбция не приводит к изменению химического состояния одного и другого материалов. Поэтому на границе раздела образуется бинарная система. Последовательно рассмотрим поставленные задачи для такой бинарной системы.

Энергия образования двухатомных и трехатомных молекул

При бинарном взаимодействии учитываются следующие типы связей: *ковалентная, ионная, наведенная, электрон-дипольная, диполь-дипольная*.

Ковалентная связь обусловлена взаимным обменом валентными электронами двух взаимодействующих частиц. Впервые такая связь была использована для получения энергии диссоциации молекулы водорода Гайтлером и Лондоном путем применения уравнения Шредингера. Для более сложных атомных и молекулярных систем разработана двухчастичная квантовая механика [4], в которой обменная энергия взаимодействия определяется достаточно сложным образом.

Непосредственный обмен валентными электронами между взаимодействующими частицами формирует энергию связи в динамике. Для одноэлектронной задачи метод решения был предложен Шредингером, а для многоэлектронной системы этот метод разработан в [4, 5] и представлен в обобщенном виде

$$E_{\text{св,рез}} = \begin{cases} -\frac{2E_{\text{св,0}}r_e^6}{r^6} + \frac{E_{\text{св,0}}r_e^{12}}{r^{12}} & \text{при } r \leq r_e; \\ \sum_{i=1}^3 N_i \kappa_i^2 \left[\sum_{k=0}^3 \sum_{l=0}^3 Z_{a,k} Z_{b,l} \int_{(a)(b)} \int \rho_{e,a}(\varepsilon_k) \rho_{e,l}(\varepsilon_l) \left(\frac{H_{1,1} + H_{1,2}}{1+S} \right) d\varepsilon_k d\varepsilon_l \right] & \text{при } r > r_e, \end{cases} \quad (1)$$

где $E_{\text{св,рез}}$ — результирующая энергия взаимодействия ковалентной связи в зависимости от расстояния между частицами; $E_{\text{св,0}}$ — энергия ковалентной связи в равновесном состоянии; r_e — равновесное расстояние между взаимодействующими частицами; N_i — число частиц в i -й координационной сфере; κ_i — коэффициент видности; $Z_{a,k}$, $Z_{b,l}$ — эффективные заряды взаимодействующих частиц; $\rho_{e,a}(\varepsilon_k)$, $\rho_{e,l}(\varepsilon_l)$ — распределения электронной плотности вокруг силовых центров взаимодействующих частиц в k -м и l -м энергосостояниях; $H_{1,1}$, $H_{1,2}$ и S — интегралы: кулоновский, обменный и перекрытия соответственно.

В потенциале взаимодействия (1) на расстояниях, меньших равновесного, для атомных частиц применяется эмпирический потенциал Леннарда—Джонса, а для молекулярных систем используется аппроксимация Морза. Полученная таким образом обменная связь предполагает, что вытянутые орбиты валентных электронов максимально перекрываются и обеспечивают валентную σ -связь. При этом дипольные электрические моменты, возникающие вследствие деформации электронных оболочек, направлены противоположно. Если при каком-то воздействии один из диполей изменяет свое направление на обратное, то обменная связь резко ослабляется. В этом случае включается диполь-дипольная связь. Такая ситуация возникает в конденсированном состоянии.

Ионная связь. При бинарном взаимодействии двух одинаковых частиц или разных частиц энергия ионной связи определяется по формуле

$$E_{\text{ион}} = [(1 - P_1)P_2 + P_1(1 - P_2)]S(1 - S) \frac{e^2}{4\pi\varepsilon_0 r_e}, \quad (2)$$

где P_1 и P_2 — вероятности пребывания валентного электрона вблизи первой и второй взаимодействующих частиц.

Наведенная связь* обусловлена возникновением потенциального барьера между взаимодействующими частицами при обмене валентными электронами. Электрон, переходя от одной частицы к другой, частично отражается и задерживается на границе раздела взаимодействующих частиц. Вероятность такого события равна произведению $P_1(1 - S)$. Одновременно и второй электрон отражается от границы раздела с вероятностью $P_2(1 - S)$. Возникшее электронное облако содержит заряд

$$\Delta Q = P_1 P_2 (1 - S)^2 e,$$

* Энергия этой связи ранее не учитывалась в ковалентной связи. Поэтому энергию связи взаимодействующих частиц в молекулах получали чисто качественно, используя разные аппроксимации.

который на границе раздела создает отрицательный барьер. Очевидно, что часть потока частиц на границе раздела вследствие туннельного эффекта преодолевает этот барьер, и тогда заряд, который задерживается, составит

$$\Delta Q = P_1 P_2 (1 - S)^2 (1 - D) e. \quad (3)$$

Здесь $D = \exp\left(-\frac{4\pi d_b}{h}\sqrt{2m_e d\phi}\right)$ — коэффициент прозрачности потенциального барьера; $d_b = r_a + r_b - r_e$ — ширина потенциального барьера; m_e — масса электрона; $d\phi = dqe/(4\pi\epsilon_0 r_{1(2)})$ — кулоновский потенциал, $r_{1(2)}$ — расстояние от потенциального барьера до центра первой или второй взаимодействующей частицы.

Возникший наведенный электрический заряд взаимодействует с первой и второй частицами. В результате возникает дополнительная энергия связи

$$E_{\text{навед}} = -\frac{\Delta Q}{4\pi\epsilon_0} \left(\frac{(Z_1 e - \Delta Q/2)}{r_1} + \frac{(Z_2 e - \Delta Q/2)}{r_2} \right), \quad (4)$$

где Z_1, Z_2 — эффективные заряды первой и второй частиц; $r_1 = 0,5(r_e + r_a - r_b)$ и $r_2 = 0,5(r_e - r_a + r_b)$ — расстояния до центра потенциального барьера первой и второй взаимодействующих частиц; r_a, r_b — радиусы орбит валентных электронов первой и второй взаимодействующих частиц соответственно.

Возникающие электрон-дипольная и диполь-дипольная связи зависят от взаимного расположения встроенных дипольных электрических моментов взаимодействующих частиц. Поэтому оба эти типа связей для двухатомных и трехатомных молекул разные.

Значения энергий связи разных типов взаимодействий между частицами индия, дипольный электрический момент и энергия ионизации образующейся молекулы

Параметр	Взаимодействующие частицы					
	In—In	In—In ₂	In ₂ —In ₂ (а)*	In ₂ —In ₂ (б)*	In ₂ —In ₂ (в)*	In ₆ —In ₆
$r_e, \text{ \AA}$	2,95	2,875	6,270	4,441	3,364	3,738
$E_{\text{ков}}, \text{ эВ}$	-1,184	-1,304	$-7,07 \cdot 10^{-4}$	-0,043	-0,419	-0,195
$E_{\text{ион}}, \text{ эВ}$	-0,154	-0,155	$-8,88 \cdot 10^{-5}$	-0,005	-0,049	-0,022
$E_{\text{навед}}, \text{ эВ}$	-0,022	-0,336	-0,416	-0,080	-0,528	-0,505
$E_{\text{e-d}}, \text{ эВ}$	0,008	-0,007	-0,175	-0,003	-0,029	0,012
$E_{\text{o-o}}, \text{ эВ}$	-0,159	-0,060	-0,112	-0,175	-0,119	-0,124
$E_{\text{pez}}, \text{ эВ}$	-1,512	-1,861	-0,704	-0,307	-1,144	-0,835
Наведенный заряд $\times 10^{20}, \text{ Кл}$	0,0458	0,284	0,309	0,042	0,393	0,266
$p_s \times 10^{30}, \text{ Кл}\cdot\text{м}$	7,2	7,2	0	0	0	0
Энергия ионизации $\theta_i, \text{ эВ}$	6,27	6,39	6,31	6,55	6,53	6,54
Эффективный радиус частицы $r_{\text{эфф}}, \text{ \AA}$	2,723	3,454	—	—	—	—

* Расположение частиц соответствует рис. 3.

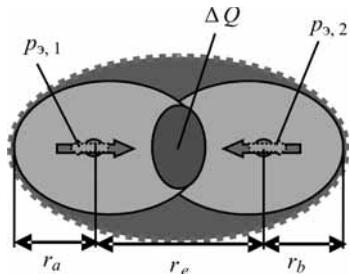


Рис. 1. Общий вид двухатомной молекулы

Электрон-дипольная связь. Общая картина взаимодействия атомов в двухатомных молекулах показана на рис. 1. Такое расположение встроенных дипольных электрических моментов присуще всем двухатомным молекулам, так как в этом случае происходит максимальное перекрытие волновых функций взаимодействующих частиц своими вытянутыми орбитами.

Встроенные дипольные электрические моменты возникают вследствие деформации сферически симметричной внутренней S-оболочки при воздействии P-, D- или F-оболочками. Методика расчета встроенных дипольных электрических моментов сложных атомных систем разработана и описана в работе [9].

Наведенный отрицательный заряд взаимодействует с наведенными электрическими моментами. В результате частицы отталкиваются друг от друга с энергией

$$E_{e-d} = 2 \frac{\Delta Q}{4\pi\epsilon_0} \left(\frac{p_{3,1}}{r_1^2} + \frac{p_{3,2}}{r_2^2} \right). \quad (5)$$

Здесь $p_{3,1}, p_{3,2}$ — встроенные дипольные электрические моменты первой и второй взаимодействующих частиц соответственно.

Диполь-дипольная связь ($E_{\text{o-o}}$). При противоположном расположении диполей

$$E_{\partial-\partial} = 2 \frac{p_{3,1} p_{3,2}}{4\pi\epsilon_0 r_e^3}. \quad (6)$$

Исходные данные для рассматриваемых взаимодействующих частиц взяты из справочников [10, 11]. Для двухатомной молекулы индия данные по межъядерному расстоянию отсутствуют. Поэтому использовалось межъядерное расстояние для In_2 , равное двойному ковалентному радиусу, уменьшенному на 5...10 %. Это достаточно хорошее приближение, позволяющее получать значение энергии связи в пределах 10...50 % от реального значения.

Результаты конкретных расчетов двухатомных молекул для индия приведены в таблице ($In-In$). Полученные значения энергий связи являются энергиями диссоциации двухатомных молекул. Энергия связи наведенного заряда является сравнительно небольшой добавкой к энергии связи двухатомной молекулы индия за счет других типов взаимодействий.

Образование трехатомной молекулы индия. Трехатомная молекула образуется путем взаимодействия атома с двухатомной молекулой. Такая модель показана на рис. 2. В этом случае расчет обменной энергии, ионной связи и наведенной связи производится по тем же формулам, которые применяются при расчетах энергий диссоциации двухатомных молекул, а электрон-дипольная и диполь-дипольная связи рассчитываются по своим формулам. В ковалентной связи обмен валентными электронами приводит к возникновению отрицательного потенциального барьера между взаимодействующими частицами. Встроенные дипольные электрические моменты двухатомной молекулы направлены в область отрицательного потенциального барьера. При взаимодействии атома с двухатомной молекулой ее отрицательный потенциальный барьер удерживает в направлении к центру двухатомной молекулы дипольный электрический момент атома, как это показано на рис. 2. Учитывая это обстоятельство, наведенный заряд в двухатомной молекуле ΔQ , взаимодействуя с дипольным моментом атома (см. рис. 2), увеличивает энергию разрыва связи, а наведенный заряд между атомом и молекулой, взаимодействуя с дипольными моментами двухатомной молекулы, наобо-

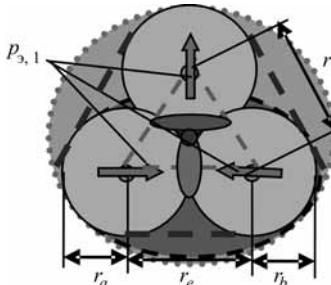


Рис. 2. Общий вид трехатомной молекулы

рот, ослабляет энергию разрыва связи. Для описания всех возможных дополнительных энергий связи введем следующие обозначения с учетом ковалентного радиуса $r_{\text{ков}}$, определяемого путем анализа рентгенограмм: $r_m = 2r_{\text{ков}}$; $r_1 = \sqrt{r_m^2 - (r_e/2)^2}$; $r_2 = \sqrt{(r_1^2 + r_e^2)/4}$; $\alpha = \arctg(2r_1/r_e)$; $\beta = \arctg(r_1/r_e)$. Тогда разные дополнительные энергии связи соответственно равны:

$$\begin{aligned} E &= -2 \frac{\Delta q}{4\pi\epsilon_0 r_1} [(Z_1 + Z_2)e - \Delta q]; \\ E_1 &= 2 \frac{\Delta Q \Delta q}{4\pi\epsilon_0 r_1}; \\ E_2 &= 16 \frac{\Delta q p_3}{4\pi\epsilon_0 (r_1^2 + r_e^2)} \cos\beta; \\ E_3 &= -8 \frac{\Delta q p_3}{4\pi\epsilon_0 r_1^2}; \\ E_4 &= -4 \frac{p_3^2}{4\pi\epsilon_0 r_m^3} \cos^2 \alpha, \end{aligned} \quad (7)$$

где Δq — наведенный заряд между атомом и двухатомной молекулой.

Результаты выполненных расчетов для индия приведены в таблице. Энергия разрыва связи в трехатомных молекулах индия незначительно превосходит энергию диссоциации двухатомной молекулы. Поэтому индий в жидком состоянии пребывает преимущественно в виде трехатомных молекул и в нем также могут находиться в небольших количествах двухатомные молекулы и даже отдельные атомы. При столкновении трехатомной молекулы индия с отдельным атомом индия образуется двухатомная молекула, и тогда возникает связь между двумя двухатомными молекулами.

Взаимодействие двухатомных молекул индия

Выясним, при каком расположении двухатомных молекул друг относительно друга возникает максимальная энергия связи. Возможные расположения двухатомных молекул на адсорбируемой поверхности показаны на рис. 3.

Ковалентная и ионная связи во всех случаях определяются формулами (1) и (2), а остальные типы связей определяются иначе. Расстояние между взаимодействующими молекулами при их разном расположении приведены в таблице. Для конфигурации, показанной на рис. 3, a, дополнительно к энергии обменной и ионной связей добавляются следующие энергии:

$$E_1 = 2 \frac{\Delta Q \Delta q}{4\pi\epsilon_0 (r_m/2 + r_i)} — \text{энергия расталкивания наведен.}$$

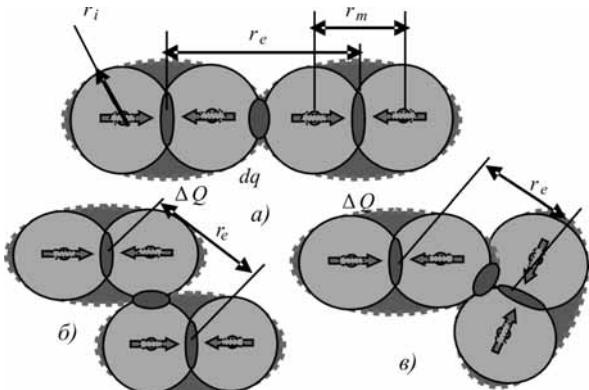


Рис. 3. Расположение двухатомных молекул в конденсированной среде при максимальном (а); среднем (б) и минимальном (в) расстоянии между молекулами

ных зарядов внутри двухатомных молекул и между ними;

$E_2 = \frac{\Delta Q^2}{4\pi\epsilon_0 r_e}$ — энергия расталкивания наведенных зарядов между двухатомными молекулами;

$E_3 = -2 \frac{dq(Z-dq/(2e))e}{4\pi\epsilon_0(r_m/2+r_i)}$ — энергия взаимодействия наведенного заряда с диполями в молекулах;

$E_4 = 4 \frac{dqp_3}{4\pi\epsilon_0} \left(-\frac{1}{r_i^2} + \frac{1}{(r_i+r_e)^2} \right)$ — энергия связи наведенного заряда с диполями в молекулах*;

$E_5 = 4 \frac{\Delta Q p_3}{4\pi\epsilon_0} \left(-\frac{1}{(2r_i+r_m/2)^2} + \frac{1}{(2r_i+1,5r_m)^2} \right)$ — энергия связи наведенного заряда внутри молекул с диполями противоположной молекулы;

$E_6 = 2 \frac{p_3^2}{4\pi\epsilon_0} \left(\frac{1}{8r_i^3} - \frac{2}{(2r_i+r_m)^3} \right)$ — энергия связи между диполями.

Результаты конкретного расчета энергий связи по приведенным формулам с обобщением по типу взаимодействия (кулоновского, электрон-дипольного, диполь-дипольного) представлены в таблице.

Для расположения молекул, показанного на рис. 3, б, дополнительная энергия связи вычисляется по своим формулам с использованием обозначений

$$r_1 = \sqrt{r_i^2 + (r_m/2)^2}; \quad r_2 = \sqrt{r_i^2 + r_m^2}; \quad r_3 = \sqrt{4r_i^2 + (r_m/2)^2}; \\ r_4 = \sqrt{4r_i^2 + (1,5r_m)^2}; \quad r_5 = \sqrt{4r_i^2 + r_m^2}; \quad r_6 = \sqrt{4r_i^2 + r_m^2}; \\ \alpha = \arctg(r_i/r_m); \quad \beta = \arctg(4r_i/r_m); \quad \gamma = \arctg(2r_i/1,5r_m); \\ \delta = \arctg(2r_i/r_m);$$

* Индексы при p_3 отсутствуют, так как рассматриваются одинаковые атомы.

$E_1 = 2 \frac{\Delta Q dq}{4\pi\epsilon_0 r_1}$ — энергия расталкивания наведенных зарядов внутри двухатомных молекул и между ними;

$E_2 = \frac{\Delta Q^2}{4\pi\epsilon_0 r_e}$ — энергия расталкивания наведенных зарядов между двухатомными молекулами;

$E_3 = -2 \frac{dqZe}{4\pi\epsilon_0 r_1}$ — энергия взаимодействия наведенного заряда между молекулами с положительным остовом молекул;

$E_4 = -2 \frac{dqp_3 \cos\alpha}{4\pi\epsilon_0 r_2^2}$ — энергия связи наведенного заряда между молекулами с диполями в молекулах;

$E_5 = 4 \frac{\Delta Q p_3}{4\pi\epsilon_0} \left(-\frac{\cos\beta}{r_3^2} + \frac{\cos\gamma}{r_4^2} \right)$ — энергия связи наведенного заряда в молекулах с диполями;

$E_6 = -\frac{p_3^2}{4\pi\epsilon_0} \left(\frac{1}{8r_i^3} + \frac{4\cos^2\delta}{r_5^3} \right)$ — энергия связи между диполями.

Для расположения молекул, изображенного на рис. 3, в, дополнительная энергия связи вычисляется по следующим формулам:

$E_1 = \frac{\Delta Q dq}{4\pi\epsilon_0} \left(\frac{1}{r_m/2+r_i} + \frac{1}{r_i} \right)$ — энергия расталкивания наведенных зарядов внутри двухатомных молекул и между ними;

$E_2 = \frac{\Delta Q^2}{4\pi\epsilon_0 r_e}$ — энергия расталкивания наведенных зарядов между двухатомными молекулами;

$E_3 = -2 \frac{dqZe}{4\pi\epsilon_0} \left(\frac{1}{r_i} + \frac{1}{r_i+r_m/2} \right)$ — энергия взаимодействия наведенного заряда с положительным остовом молекул;

$E_4 = 2 \frac{dqp_3}{4\pi\epsilon_0} \left(-\frac{\cos 30^\circ}{r_i^2} + \frac{2\cos 30^\circ}{(r_i+r_m/2)^2} + \frac{1}{(r_i+r_m)^2} \right)$ — энергия связи наведенного заряда с диполями в молекулах;

$E_5 = -2 \frac{p_3^2}{4\pi\epsilon_0 8r_i^3} (\cos 60^\circ + \cos^2 60^\circ)$ — энергия связи между диполями.

Результаты расчета также приведены в таблице.

Из таблицы следует, что двухатомные молекулы индия в конденсированном состоянии на адсорбирующей плоскости наиболее сильно связаны между собой при расположении, приведенном на рис. 3, в. Поэтому кластеры индия на поверхности кремния формируются из трех двухатомных молекул, как это показано на рис. 4. Такие кластеры возникают вследствие взаимодействия

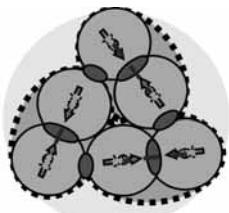


Рис. 4. Кластер индия на поверхности кремния

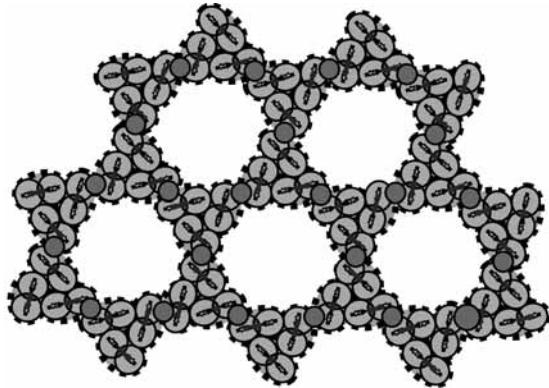


Рис. 5. Кластерная решеточная структура индия на поверхности кремния

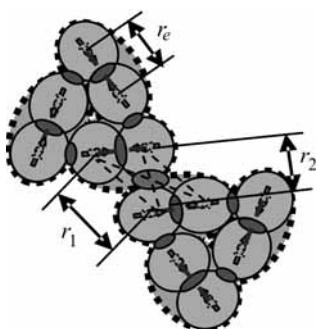


Рис. 6. Бинарное взаимодействие между кластерами

с поверхностью кремния и, взаимодействуя между собой, создают межкластерную решеточную структуру на этой поверхности. Подобная решеточная структура индия приведена на рис. 5. Отдельно бинарное взаимодействие между кластерами показано на рис. 6. Кластер представляет собой огромную молекулу. В зоне контакта ковалентная и ионная связи между такими кластерами определяются преимущественно взаимодействием между двухатомными молекулами. В этом случае энергия взаимодействия в контакте определяется ковалентной и ионной связями между двухатомными молекулами, а также электрон-дипольным и диполь-дипольным взаимодействием между встроенными диполями положительного остова, расположенными в зоне непосредственного контакта кластеров. С использованием обозначений

$$r_e = 2,9 \text{ \AA}; \quad r_1 = \sqrt{(2r_{\text{ков}})^2 + r_e^2}; \quad r_2 = \sqrt{(2r_{\text{ков}})^2}$$

$r_3 = \sqrt{(2r_{\text{ков}})^2 + (2r_e)^2}; \quad r_4 = \sqrt{r_{\text{ков}}^2 + r_e^2}; \quad r_5 = \sqrt{r_{\text{ков}}^2 + (r_e/2)^2};$
 $r_6 = \sqrt{4r_{\text{ков}}^2 + (r_e/2)^2}; \quad r_7 = \sqrt{4r_{\text{ков}}^2 + (1,5r_e)^2}; \quad \alpha = \arctg(2r_{\text{ков}}/r_e);$
 $\beta = \arctg(r_{\text{ков}}/r_e); \quad \gamma = \arctg(4r_{\text{ков}}/r_e)$
 получаем следующую совокупность дополнительных энергий в бинарной связи:

$$E_1 = -\frac{p_{3,1}p_{3,2}}{4\pi\epsilon_0 r_2^3};$$

$$E_2 = -4\frac{p_{3,1}p_{3,2}}{4\pi\epsilon_0 r_1^3} \cos^2 \alpha;$$

$$E_3 = 2\frac{p_{3,1}p_{3,2}}{4\pi\epsilon_0 r_3^3} \cos^2 \beta;$$

$$E_4 = 2\frac{\Delta Q^2}{4\pi\epsilon_0 r_1};$$

$$E_5 = 4\frac{dq p_1}{4\pi\epsilon_0 r_4^2} \cos \alpha;$$

$$E_6 = 2\frac{dq \Delta Q}{4\pi\epsilon_0 r_5};$$

$$E_7 = -2\frac{dq Z_1 e}{4\pi\epsilon_0 r_5};$$

$$E_8 = -4\frac{\Delta Q p_1}{4\pi\epsilon_0 r_6^2} \cos \gamma.$$

Энергия бинарной связи между кластерами на поверхности кремния приведена в таблице.

Таким образом, в конденсированном состоянии индий содержит трехатомные молекулы, а при адсорбции на поверхности кремния трехатомная молекула взаимодействует своей двухатомной молекулой. Происходит резкое ослабление энергии отрыва атома от двухатомной молекулы внутри трехатомной молекулы. Это обусловлено образованием мощного наведенного отрицательного потенциала между поверхностью и трехатомной молекулой. Поэтому в конденсированном состоянии кластеры индия формируются трехатомными молекулами, а при адсорбции на плоскости других веществ происходит образование кластеров из двухатомных молекул.

Когда на плоскости полностью образовалась кластерная решеточная структура, дальнейшее напыление осуществляется преимущественно трехатомными мо-

лекулами. Трехатомные молекулы осаждаются на кластерных стыках. Энергия связи трехатомной молекулы с решеткой структурой индия на поверхности кремния определяется следующим образом:

$$E_{\text{cb}} = -2 \frac{\Delta q p_0}{4\pi\epsilon_0} \left(\frac{1}{(2,875 \cdot 10^{-10})^2} + \frac{\cos\alpha'}{(5,214 \cdot 10^{-10})^2} \right) = -0,0304 \text{ эВ}, \quad (8)$$

где $\alpha' = \arctg(4,35/2,875)$. Это достаточно слабая энергия связи. Она полностью разрушается при температуре выше 353 К.

Конденсированное состояние индия

В конденсированном состоянии кластеры индия формируются трехатомными молекулами примерно так, как показано на рис. 7. Бинарная связь определяется преимущественно диполь-дипольным взаимодействием между кластерами. Это достаточно слабая связь, и она определяет температуру плавления индия 429,4 К.

Экспериментальная проверка теоретических расчетов

Для проверки теоретических расчетов осаждение индия осуществлено на поверхность кремния Si(111). Индий на поверхность кремния наносился путем испарения в вакууме из расплава в тигельном нагревателе, температура которого в течение выполняемого эксперимента поддерживалась постоянной, несколько выше температуры плавления.

Исследование напыляемой поверхности осуществлялось с помощью силового сканирующего туннельного микроскопа при подаваемом на иглу напряжении 1...1,5 В. При постоянной температуре тигеля поток частиц индия с поверхности расплава не изменялся. Поэтому коэффициент заполнения частицами индия



Рис. 7. Примерное расположение кластеров индия в конденсированном состоянии

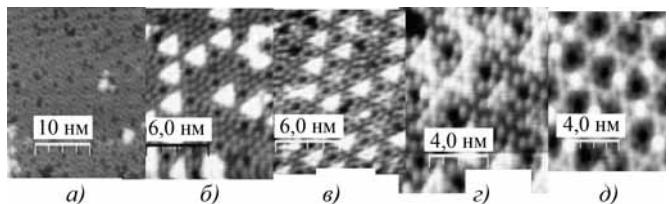


Рис. 8. Последовательность формирования пленки индия на поверхности кремния Si(111) при длительности напыления: а — 2 мин; б — 6 мин; в — 8 мин; г — 15 мин; д — 20 мин

поверхности кремния определялся путем фиксации времени напыления. Это позволяло непрерывно контролировать количество частиц индия, осаждаемых на поверхность кремния. Обработанные на вычислительной машине результаты выполненных измерений электрического тока позволили установить значение коэффициента заполнения частицами индия поверхности кремния и получить динамику формирования пленки из частиц индия.

Из полученных расчетным путем энергий связи следует, что при температуре плавления происходит разрыв бинарной связи между кластерами. Поэтому индий в жидком состоянии содержит в основном трехатомные молекулы, а также некоторое количество двухатомных молекул и, возможно, отдельные атомы в межкластерных пустотах. Эти частицы осаждаются на поверхность кремния, что достаточно четко видно на фотографии, полученной после 2 мин напыления (рис. 8, а), когда при катализе вследствие достаточно малого коэффициента заполнения ($ML = 0,02$) не образовались кластеры из двухатомных молекул.

После 6 мин напыления при коэффициенте заполнения $ML = 0,07$ практически полностью сформировались кластеры из двухатомных молекул (рис. 8, б), а отдельные трехатомные и двухатомные молекулы присутствуют в меньшем количестве. Кроме этого, уже возникают области, где начинает формироваться поверхностная кластерная решеточная структура индия.

После 8 мин напыления при коэффициенте заполнения $ML = 0,10$ кластерная структура почти полностью покрыла поверхность кремния в виде одного monosлоя (рис. 8, в). Так формируется плотноупакованная структура индия на поверхности кремния.

При дальнейшем, 15-минутном, напылении кластеры индия начинают образовывать поверхностную кластерную решеточную структуру. При этом коэффициент заполнения $ML = 0,18$. На рис. 8, г отчетливо видно, что кластеры в зоне контакта плотностыкуются друг с другом, что подтверждает данные теоретического расчета.

При еще более длительном, 25-минутном, напылении коэффициент заполнения ML достиг 0,25, поверхностная кластерная решеточная структура индия полностью сформировалась (рис. 8, д). На стыках между

кластерами начали осаждаться трехатомные молекулы индия с энергией связи $\sim 0,03$ эВ. Размер частиц, адсорбируемых на стыках кластерной решеточной структуры, составляет $\sim 6,9 \text{ \AA}$, что соответствует теоретическим оценкам двойного эффективного радиуса трехатомной молекулы индия (см. таблицу).

Получается весьма парадоксальная ситуация. Кластерная решеточная структура индия на поверхности кремния не соответствует кластерной решеточной структуре индия в конденсированном состоянии, где формируется тетрагональная структура, которая создается частицами с большим значением встроенного электрического момента [5].

Выводы

Теоретические расчеты полностью согласуются с экспериментом по всем параметрам.

На основании проведенных теоретических расчетов и экспериментальной проверки:

1. Уточнена двухчастичная квантово-механическая модель расчета энергий диссоциации двухатомных молекул и получена энергия диссоциации двухатомной молекулы индия — примерно 1,5 эВ.

2. Произведен расчет энергий разрыва связи атома с двухатомной молекулой в трехатомной молекуле индия, которая составляет $\sim 1,9$ эВ. Поэтому в конденсированном состоянии кластеры индия формируются трехатомными молекулами, а при адсорбции кластеры формируются из двухатомных молекул.

3. Установлено следующее: при адсорбции трехатомных молекул индия на поверхности твердого тела происходит разрыв внутренних связей и образуются кластеры из двухатомных молекул;

кластеры двухатомных молекул на поверхности твердого тела создают кластерную решеточную структуру, отличную от такой структуры в конденсированном состоянии;

после полного формирования кластерной решеточной структуры на поверхности твердого тела на-

чинают адсорбироваться трехатомные молекулы на стыках кластеров в кластерной решеточной структуре.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гречихин Л.И., Кущ Н.Г. Кластеры в жидким состоянии вещества // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междунар. сб. науч. тр. ДонНТУ, 2013. Вып. 1, 2 (46). С. 90—97.
2. Глинка Н.Л. Общая химия: учеб. пособие для вузов. Л.: Химия. 1983. 704 с.
3. Еланский Г.Н. Строение и свойства металлических расплавов. М.: Металлургия, 1991. 160 с.
4. Гречихин Л.И. Физика наночастиц и нанотехнологий. Общие основы, механические, тепловые и эмиссионные свойства. Минск: УП "Технопринт", 2004. 399 с.
5. Гречихин Л.И. Наночастицы и нанотехнологии. Минск: Право и экономика, 2008. 406 с.
6. Гречихин Л.И. Плотноупакованное состояние — основа нанотехнологий // Сб. тр. XIX Междунар. научно-технической конф. в г. Севастополь 17—22 сентября 2012 г. В 3 т. Т. 1. Донецк, ДонНТУ, 2012. С. 195—197.
7. Гречихин Л.И., Подлозный Э.Д. Плотноупакованное состояние и его роль в упрочнении конструкционных материалов // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междунар. сб. науч. тр. ДонНТУ, 2013. Вып. 1, 2 (46). С. 79—89.
8. Макогонюк Г.Д., Айдаров В.М., Седов А.Д. Наноструктура поверхности кристаллов, подвергшихся различным физическим воздействиям / Молодежный инновационный форум Приволжского федерального округа (УлГТУ, 12—14 мая 2009 г.): Сб. аннотаций. Ульяновск, УлГТУ, 2009. С. 183.
9. Гречихин Л.И., Шмербек Ю. Наноуровень обоснования ОКГ конденсированных сред. Минск: Право и экономика. 2010. 75 с.
10. Радиг А.А., Смирнов Б.М. Справочник по атомной и молекулярной физике. М.: Атомиздат, 1980. 240 с.
11. Физические величины: справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.



УДК 621.774

А.В. Королёв, К.С. Нейгебауэр

(Саратовский государственный технический университет имени Ю.А. Гагарина)

E-mail: kristina.negebauer@yandex.ru

Холодная шариковая раскатка колец упорных шарикоподшипников*

Рассмотрен механизм шариковой раскатки колец шариковых подшипников. Установлены закономерности распределения внешней комбинированной нагрузки между шариками. Предложена математическая модель процесса раскатки, позволяющая установить соотношение между нагрузкой на шарики и действующими факторами, в том числе углом контакта шариков с дорожкой качения и соотношением радиальной и осевой внешних нагрузок.

Ключевые слова: подшипник, шариковая раскатка, деформация колец, раскатник, дорожка качения.

The article describes the mechanism of ball rolling rings of ball bearings. The regularities of the distribution of the external load combination between the balls. A mathematical model of the process rolling, allowing to establish a relationship between the load on the balls and operating factors, including contact angle of the balls with the raceway and the ratio of the radial and axial external loads.

Keywords: bearing, ball reeling, rings deformation, roll burnisher, raceway.

Метод холодной шариковой раскатки можно применять при производстве упорных и упорно-радиальных подшипников вне зависимости от их размеров, особенностей и материалов. Холодная шариковая раскатка существенно влияет на эксплуатационные свойства подшипника и, как следствие, делает его более долговечным, а узел, в котором он работает, более надежным [1].

Для автомобильных подшипников типа 1118-2902840, которые используются в верхней опоре передней подвески автомобилей "Калина", "Приора", "Гранта", основную опасность при эксплуатации представляют удары. Критической является такая сила удара, при которой на дорожках качения остаются следы пластической деформации от шариков.

За счет пластической деформации дорожек качения на их поверхности образуется локальная дорожка качения шириной $2b$. Радиус профиля этой локальной дорожки равен радиусу шарика. Поэтому при эксплуатации подшипника профиль шариков будет плотно прилегать к профилю дорожек качения, в результате чего контакт тел и дорожек качения будет линейным, а не точечным. Это приводит к снижению контактных напряжений и повышению статической грузоподъемности подшипника [2].

При назначении режима шариковой раскатки необходимо определить эквивалентную нагрузку на подшипники, по этой нагрузке найти поперечный размер площадки контакта b в стандартном подшипнике, а в процессе раскатки — обеспечить такую нагрузку на оправку, при которой под действием пластической деформации на

дорожке качения колец будет образовываться локальная дорожка качения той же ширины b . От поперечного размера площадки контакта b зависит момент сопротивления качению. Если в подшипнике величина b слишком велика, то возрастает момент сопротивления качению, а следовательно, температура, износ тел и дорожек качения, циклическая прочность, вибрации и другие показатели, влияющие на работоспособность. Но если при равных размерах площадки контакта тела и дорожки качения в процессе раскатки испытывали значительно большую внешнюю нагрузку, чем рабочая нагрузка на подшипник, то при рабочей нагрузке статическая грузоподъемность этого подшипника увеличится.

Эффективность шариковой раскатки подтверждается экспериментальными исследованиями. Объектом исследования являлся упорно-радиальный шариковый подшипник 1118-2902840 производства НПП НИМ СГТУ.

Для подшипников, кольца которых подвергались шариковой раскатке, критической силой удара фактически является сила, при которой нагрузка на наиболее нагруженный шарик равна аналогичной силе воздействия на шарик при раскатке. Под действием этой силы в течение нескольких первых оборотов осуществляется пластическая деформация дорожек качения, которая затем переходит в упругую деформацию и обеспечивает стабилизацию геометрических параметров подшипника.

Полученные результаты и построенные зависимости возможно использовать при проектировании технологических процессов производства упорно-радиальных и упорных подшипников. Исследование может послужить основой для проведения исследования раскатки других видов подшипников и деталей.

В результате исследования было выявлено, что са-

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП (проект № 2014-14-576-0050-065) и Госзадания Минобрнауки России № 9.896.2014/К.

мое значительное влияние на рассматриваемые параметры оказывают такие факторы, как осевая нагрузка, время обработки и число шариков раскатной машины. А именно, шероховатость дорожки качения, как и момент сопротивления вращению и ударная стойкость, увеличивается при росте осевой нагрузки. При этом толщина стенки дорожек качения увеличивается при росте числа шариков. Это объясняется тем, что момент сопротивления вращению находится в прямой зависимости от нагрузки. С увеличением нагрузки возрастают размеры площадки контакта и возрастает сила трения шариков и дорожек качения. С увеличением числа шариков также увеличивается площадь контакта, на котором действуют силы трения. Толщина стенок увеличивается за счет уменьшения нагрузки на шарик [5].

Время обработки оказывает существенное влияние на статическую грузоподъемность. При увеличении времени обработки увеличивается и грузоподъемность, это объясняется тем, что при длительном воз-

действии осевой нагрузки материал становится более плотным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Королёв А.А. Математическое моделирование упругих тел сложной формы. Саратов: Изд-во СГТУ, 2001. 128 с.
2. Королёв А.В., Королёв Ан.А., Королёв Ал.А. Совершенствование технологии изготовления тонкостенных колец подшипников. Саратов: Изд-во СГТУ, 2004. 136 с.
3. Королёв А.В., Королёв Ан.А. Точная холодная торцевая раскатка. Саратов: Изд-во СГТУ, 2003. 142 с.
4. Годунов В.Б., Королёв А.В., Королёв А.А. Способ раскатки деталей // Пат. 2222392 РФ, МПК B21B19/06.
5. Королёв А.В., Воробьев Р.В. Новая прогрессивная технология получения сложнопрофильных заготовок колец подшипников из трубного проката: Тез. докл. Международной научно-технической конференции. Ч. 1: Состояние и перспективы развития электротехнологии (Х Бернардовские чтения). Т. 1. Иваново. 2001. С. 221.

УДК 666.7:669

В.В. Кузин, М.А. Волосова

(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

E-mail: kuzena@post.ru

Основные закономерности влияния толщины покрытия на напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя керамики*

Изучено влияние толщины покрытия из нитрида титана на тепловое и напряженное состояние межфазных границ в оксидно-карбидной керамике. Приведены результаты исследования, свидетельствующие об уменьшении средних значений температур и напряжений, а также их стабилизации в поверхностях структурных элементов керамики при увеличении толщины покрытия. Отмечено, что при разработке методологии создания новых покрытий для керамических материалов, ориентированных на эксплуатацию в заданных условиях, необходимо учитывать существенное влияние толщины покрытия на тепловое и напряженное состояние межфазных границ в керамике.

Ключевые слова: керамика, покрытие, межфазная граница, тепловое и напряженное состояние, структурный элемент, моделирование.

Influence of TiN coating thickness on thermal and stress state of interfaces in mixed ceramics is studied. It is shown that the increase of coating thickness leads to decrease of average temperatures and stresses and their stabilisation on the interfaces of structural elements of ceramics. It is noticed that essential influence of coating thickness on thermal and stress state of interfaces in ceramics is necessary to consider in the methodology of creation of new coatings for ceramic materials which are oriented on certain operation conditions.

Keywords: ceramics, coating, interface, thermal and stress state, structural element, simulation.

Введение

Применение функциональных покрытий придает керамике как системе, состоящей из определенной со-

вокупности структурных элементов, эксплуатационные преимущества в традиционной области применения или расширяет границы этой области [1—4]. Позитивный эффект обеспечивается за счет адаптации этой системы под внешние условия эксплуатации, в том числе благоприятного изменения напряженно-деформированного состояния ее структурных элементов, формирующих поверхностный слой керамики [5—8]. Благоприятное

* Прикладные научные исследования проведены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Уникальный идентификатор проекта — RFMEFI57414X0003).

влияние покрытий на тепловое и напряженное состояние керамики замедляет процессы зарождения структурных дефектов, образования и роста трещин. В совокупности это способствует повышению надежности и ресурса изделий при эксплуатации [9, 10].

Однако вопрос влияния толщины покрытия на такой важный показатель напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя керамики, каким является структурная неоднородность напряжений, изучен в недостаточной степени. Выявление основных закономерностей этого влияния позволит разработать методологию создания новых покрытий для керамических материалов, ориентированных на эксплуатацию в заданных условиях.

Цель настоящей работы — выявление закономерностей влияния толщины покрытия из нитрида титана на тепловое и напряженное состояние межфазных границ в оксидно-карбидной керамике.

Методика исследования

Сформулированную задачу решали методом моделирования тепловых и деформационных процессов в структурно-неоднородных материалах. Численные эксперименты выполняли в автоматизированной системе термопрочностных расчетов RKS-ST v.1.0 [11], созданной на базе методологии управления эксплуатационными характеристиками керамического изделия и комплекса физико-математических моделей [12–14]. На их основе сформировали расчетную схему, приведенную на рис. 1.

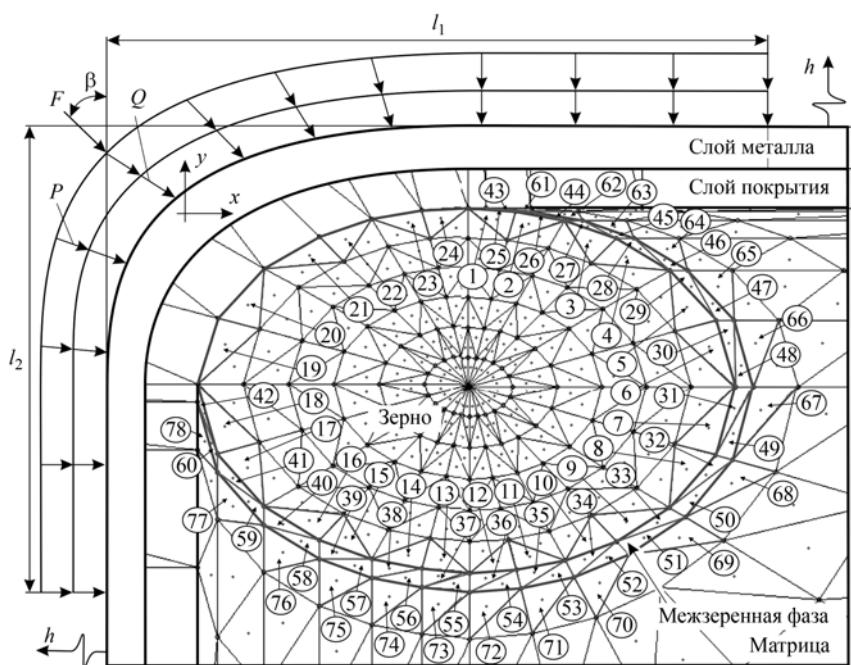


Рис. 1. Расчетная схема и расположение контрольных точек в керамике системы $(\text{TiC}-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3) - \text{TiN} - \text{металл}$

Расчетная схема представлена в виде конструкции (в дальнейшем — керамика системы $(\text{TiC}-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3) - \text{TiN} - \text{металл}$), состоящей из структурных элементов керамики, покрытия и слоя металла сопряженной детали. К структурным элементам керамики отнесены:

1) зерно эллипсоидальной формы размером $a = 2$ мкм, $b = 3$ мкм из карбида титана TiC (плотность $\rho = 4,9$ г/см³; модуль упругости $E = 484$ ГПа; коэффициент Пуассона $\mu = 0,22$; тепловой коэффициент линейного расширения $\alpha = 7,95 \cdot 10^{-6}$ 1/K; коэффициент теплопроводности $\lambda = 23,2e^{0,00027} \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$;

2) межзеренная фаза из оксида магния MgO ($\rho = 3,4$ г/см³; $E = 315$ ГПа; $\mu = 0,18$; $\alpha = 13,4 \cdot 10^{-6}$ 1/K; $\lambda = 7871,2/(T - 125) + 3,6 \cdot 10^{-33} T^{10}$ Вт/(м·К)) толщиной $\delta_f = 0,2$ мкм, равномерно распределенная по внешнему контуру зерна;

3) матрица из оксида алюминия Al_2O_3 ($\rho = 4$ г/см³; $E = 380$ ГПа; $\mu = 0,24$; $\alpha = 8,5 \cdot 10^{-6}$ 1/K; $\lambda = 2100 T^{-0,78}$ Вт/(м·К)), в которую заделано зерно через межзеренную фазу.

На свободных поверхностях структурных элементов керамики расположены слои покрытия из нитрида титана TiN ($\rho = 5,44$ г/см³; $E = 440$ ГПа; $\mu = 0,25$; $\alpha = 9,3 \cdot 10^{-6}$ 1/K; $\lambda = 36,6e^{0,000457} \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$) толщиной $\Delta_p = 5, 10$ и 15 мкм и металла ($\rho = 7,3$ г/см³; $E = 130$ ГПа; $\mu = 0,275$; $\alpha = 10,5 \cdot 10^{-6}$ 1/K; $\lambda = 44,028e^{-0,00057} \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$) толщиной $\Delta_m = 2$ мкм.

Свойства приведенных материалов взяты из работы [10].

К свободной поверхности слоя металла прикладывали сосредоточенную силу $F = 0,01$ Н, действующую под углом $\beta = 45^\circ$ в центральной части радиусного участка конструкции, а также распределенную силу $P = 4 \cdot 10^8$ Па и тепловой поток $Q = 2 \cdot 10^7$ Вт/м² на участках длиной $l_1 = l_2 = 50$ мкм. С поверхностей, свободных от теплового потока, осуществляли отвод теплоты в окружающую среду с коэффициентом $h = 10^5$ Вт/(м²·К).

Для анализа результатов численных экспериментов использовали метод контрольных точек (КТ), под которыми понимали фиксированные конечные элементы конструкции [17]. Выделенные КТ (см. рис. 1) расположены в: 1) поверхностях зерна, примыкающей к межзеренной фазе (КТ1...КТ18) и покрытию (КТ19...КТ24); 2) поверхностях межзеренной фазы, примыкающих к зерну (КТ25...КТ42) и матрице (КТ43...КТ60); 3) поверхностях матрицы, примыкающей к межзеренной фазе

(КТ61...КТ78). Считали, что совокупность расчетных значений температур T , напряжений σ_{11} , σ_{22} , σ_{12} и интенсивности напряжений σ_i ($\sigma_i = \sqrt{\sigma_{11}^2 - \sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}^2 + 4\sigma_{12}^2}$) в каждой из выделенных КТ в полной мере характеризуют тепловое и напряженное состояние межфазных границ в оксидно-карбидной керамике.

Результаты и обсуждение

Характер влияния толщины покрытия на средние значения температур в поверхностях структурных элементов керамики системы "($\text{TiC}-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$) — TiN — металл" при действии теплового потока $Q = 2 \cdot 10^7 \text{ Вт}/\text{м}^2$ приведен в таблице. Видно, что поверхности зерна, межзеренной фазы и матрицы достаточно равномерно прогреты. Средние значения температуры в КТ поверхностей структурных элементов изменяются в зависимости от их расположения и с увеличением расстояния от КТ до поверхности, к которой приложен тепловой поток, температура уменьшается. Наиболее высокие значения температур формируются на поверхности зерна, а наименьшие значения температур зафиксированы в поверхности матрицы.

Влияние толщины покрытия на средние значения температур в поверхностях структурных элементов керамики системы "($\text{TiC}-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$) — TiN — металл", $Q = 2 \cdot 10^7 \text{ Вт}/\text{м}^2$

Толщина покрытия Δ_n , мкм	Средняя температура в поверхностях, °C			
	зерна	межзеренной фазы, примыкающей к зерну	межзеренной фазы, примыкающей к матрице	матрицы, примыкающей к межзеренной фазе
5	629	625	624	622
10	546	531	530	529
15	495	481	480	480

Установлено, что увеличение толщины покрытия из нитрида титана приводит к уменьшению средней температуры в поверхностях всех структурных элементов керамики системы "($\text{TiC}-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$) — TiN — металл", находящейся под действием теплового потока.

Более детальные результаты исследования влияния толщины покрытия TiN на тепловое состояние межфазных границ в оксидно-карбидной керамике приведены на рис. 2. Последовательно проанализируем эти зависимости применительно к поверхности каждого структурного элемента керамики.

Наименьшие значения температуры в поверхности зерна зафиксированы в КТ9, расположенной в центральной части участка его контакта с межзеренной фазой (рис. 2, а). Температура в этой КТ составляет 616, 535 и 474 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно. Наибольшие температуры в поверхно-

сти зерна формируются в КТ21, расположенной в центральной части участка контакта зерна с покрытием. Температура в этой КТ составляет 642, 546 и 495 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно.

В поверхности межзеренной фазы, примыкающей к зерну, наименьшая температура зафиксирована в КТ33, расположенной в ее центральной части (рис. 2, б). Температура в этой КТ составляет 614, 522 и 473 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно. Наибольшие температуры в этой поверхности обнаружены

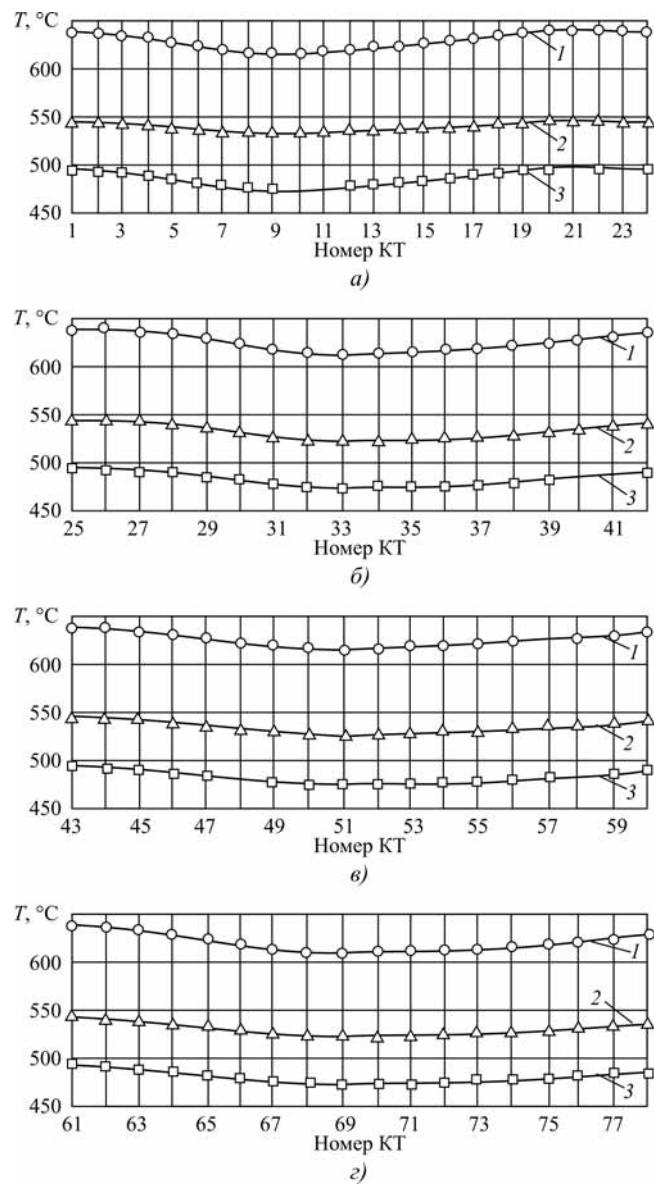


Рис. 2. Влияние толщины покрытия на температуры в КТ поверхностей зерна (а), межзеренной фазы, примыкающей к зерну (б) и матрице (в), матрицы (г) керамики системы "($\text{TiC}-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$) — TiN — металл" при действии теплового потока $Q = 2 \cdot 10^7 \text{ Вт}/\text{м}^2$:

1 — $\Delta_n = 5 \text{ мкм}$; 2 — $\Delta_n = 10 \text{ мкм}$; 3 — $\Delta_n = 15 \text{ мкм}$

в КТ25, которая одновременно контактирует с зерном и покрытием. Температура в этой КТ составляет 640, 545 и 494 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно.

В поверхности межзеренной фазы, примыкающей к матрице, наименьшая температура зафиксирована в КТ51, расположенной так же, как и в предыдущем случае, в ее центральной части (рис. 2, в). Температура в этой КТ составляет 613, 524 и 472 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно. Наибольшая температура зафиксирована в КТ43, которая одновременно контактирует с матрицей и покрытием. Температура в этой КТ составляет 640, 544 и 493 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно.

В поверхности матрицы, примыкающей к межзеренной фазе, наименьшая температура зафиксирована в КТ70, которая составляет 610, 523 и 473 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно (рис. 2, г). Наибольшая температура зафиксирована в КТ61, которая одновременно контактирует с межзеренной фазой и покрытием и наиболее близко расположена к поверхности приложения теплового потока. Температура в этой КТ составляет 640, 544 и 493 °C при толщине покрытия 5, 10 и 15 мкм соответственно.

Под действием совместной силовой и тепловой нагрузки структурные элементы керамики системы "(TiC—MgO—Al₂O₃) — TiN — металл" упруго деформируются по схеме, приведенной на рис. 3. Видно, что зерно из исходного положения 3 перемещается в положение 3¹ за счет его выдавливания из матрицы. Переход КТ1 из исходного положения 1 в деформированное по-

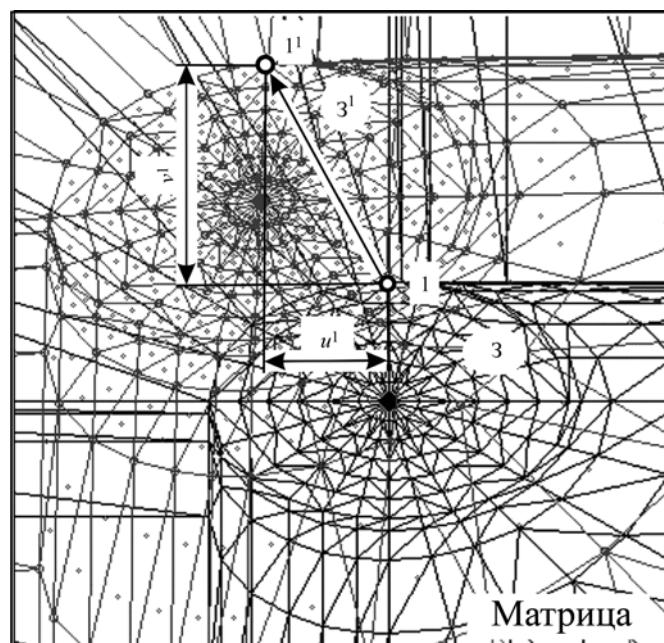


Рис. 3. Схема деформации керамики системы "(TiC—MgO—Al₂O₃) — TiN — металл" под действием нагрузки $F = 0,01$ Н ($\beta = 45^\circ$), $P = 4 \cdot 10^8$ Па, $Q = 2 \cdot 10^7$ Вт/м²

ложение 1¹ (траектория показана стрелкой) происходит за счет горизонтальных u^1 и вертикальных v^1 перемещений, причем наибольшие перемещения реализуются в вертикальном направлении. Этот характер деформации свидетельствует о превалирующем влиянии на данный процесс тепловой нагрузки, так как под действием средоточенной и распределенной нагрузки происходит вдавливание зерна в матрицу [15, 16]. Покрытие не изменяет эту схему, а влияет только на значения горизонтальных и вертикальных перемещений, причем увели-

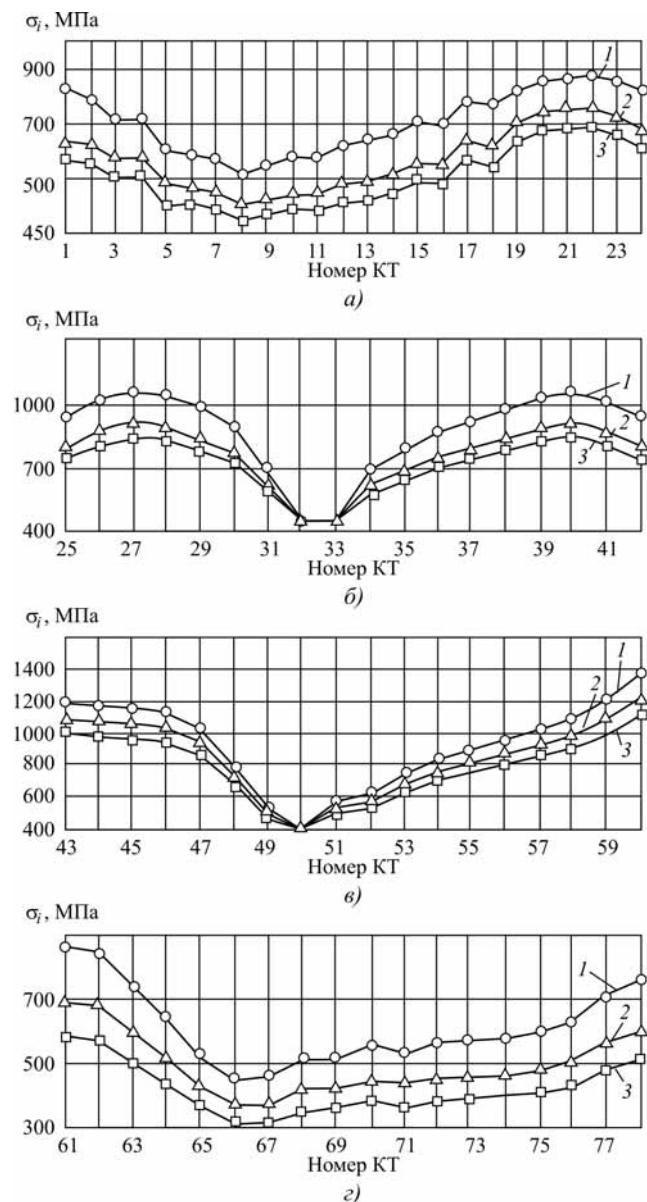


Рис. 4. Влияние толщины покрытия на интенсивность напряжений в КТ поверхностей зерна (а), межзеренной фазы, примыкающей к зерну (б) и матрице (в), матрицы (г) керамики системы "(TiC—MgO—Al₂O₃) — TiN — металл" под действием нагрузки $F = 0,01$ Н ($\beta = 45^\circ$), $P = 4 \cdot 10^8$ Па, $Q = 2 \cdot 10^7$ Вт/м²: 1 — $\Delta_n = 5$ мкм; 2 — $\Delta_n = 10$ мкм; 3 — $\Delta_n = 15$ мкм

чение толщины покрытия уменьшает горизонтальные и вертикальные перемещения всех КТ.

Несмотря на внешнюю простоту описанной схемы упругой деформации керамики системы "(TiC—MgO—Al₂O₃) — TiN — металл" на межфазных границах происходят достаточно сложные процессы. Об этом свидетельствуют зависимости, характеризующие влияние толщины покрытия на интенсивность напряжений σ_i в КТ поверхностей структурных элементов керамики под действием совместной силовой и тепловой нагрузки, приведенные на рис. 4. Последовательно проанализируем эти зависимости применительно к поверхности каждого структурного элемента керамики системы "(TiC—MgO—Al₂O₃) — TiN — металл".

В поверхности зерна (рис. 4, а) значения интенсивности напряжений σ_i первоначально (между КТ1...КТ8) уменьшаются, затем на участке поверхности между КТ8...КТ22 увеличиваются и далее уменьшаются вновь. Соответственно, наименьшее значение интенсивности напряжений σ_i зафиксировано в КТ8, а наибольшее — в КТ22. Увеличение толщины покрытия приводит к практически пропорциональному уменьшению интенсивности напряжений в этой поверхности. Диапазон изменения σ_i составляет 515...879, 413...761, 349...688 МПа при ее среднем значении 707, 580 и 499 МПа для покрытий толщиной 5, 10 и 15 мкм соответственно.

В поверхности межзеренной фазы, примыкающей к зерну, характер изменения интенсивности напряжений имеет значительно более сложный вид, с двумя выступами (рис. 4, б). Наименьшее значение интенсивности напряжений σ_i в этой поверхности зафиксировано в КТ32, а наибольшее — в КТ27 и КТ40. Диапазон изменения σ_i составляет 442...1067, 441...929, 439...846 МПа при ее среднем значении 877, 782 и 723 МПа для покрытий толщиной 5, 10 и 15 мкм соответственно. Вызывает интерес факт практического отсутствия влияния толщины покрытия на интенсивность напряжений в КТ32 и КТ33.

В поверхности межзеренной фазы, примыкающей к матрице, формируются значительно более высокие напряжения по сравнению с тремя другими поверхностями (рис. 4, в). Характер кривых имеет простой вид, с одной впадиной в КТ50 и максимальным значением интенсивности напряжений в периферийной КТ60. Диапазон изменения σ_i составляет 415...1369, 408...1208, 400...1098 МПа при ее среднем значении 912, 813 и 752 МПа для покрытий толщиной 5, 10 и 15 мкм соответственно.

В поверхности матрицы, примыкающей к межзеренной фазе, наименьшее значение интенсивности напряжений σ_i зафиксировано в КТ66, а наибольшее — в КТ61 (рис. 4, г). Диапазон изменения σ_i в этой поверхности составляет 451...867, 363...688, 311...582 МПа

при ее среднем значении 609, 488 и 415 МПа для покрытий толщиной 5, 10 и 15 мкм соответственно.

Заключение

Результаты выполненных исследований позволяют отметить следующее:

1. Увеличение толщины покрытия TiN благоприятно влияет на тепловое и напряженное состояние межфазных границ в оксидно-карбидной керамике. Положительный эффект заключается в уменьшении средних значений температур и напряжений, а также их стабилизации в поверхностях структурных элементов керамики при увеличении толщины покрытия.

2. При разработке методологии создания новых покрытий для керамических материалов, ориентированных на эксплуатацию в заданных условиях, необходимо учитывать существенное влияние толщины покрытия на тепловое и напряженное состояние межфазных границ в керамике.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология неорганических порошковых материалов и покрытий функционального назначения / Ю.П. Удалов, А.М. Германский, В.А. Жабреев и др. С.-Пб.: ООО "Янус", 2001. 428 с.
2. Григорьев С.Н., Кузин В.В. Перспективы применения инструментов с керамическими режущими пластинами в современной металлообработке // Стекло и керамика. 2011. № 8. С. 17—22.
3. Кузин В.В., Федоров С.Ю., Федоров М.Ю. Контактные процессы при резании керамическими инструментами // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 4. С. 85—94.
4. Григорьев С.Н., Волосова М.А. Инженерия поверхности металлорежущего инструмента методом комбинированной вакуумно-плазменной обработки. Ч. 1 // Ремонт, восстановление, модернизация. 2004. № 7. С. 2—6.
5. Кузин В.В. Разработка и исследование режущих инструментов из нитридной керамики с покрытием / Тракторы и сельскохозяйственные машины. 2006. № 9. С. 48—52.
6. Кузин В.В. Инструменты с керамическими режущими пластинами. М.: Янус-К. 2006. 160 с.
7. Григорьев С.Н., Кузин В.В., Волосова М.А. Напряженно-деформированное состояние инструментов из нитридной керамики с покрытием // Вестник машиностроения. 2012. № 6. С. 64—69.
8. Кузин В.В., Григорьев С.Н., Волосова М.А. Влияние покрытия TiC на напряженно-деформированное состояние пластины из высокоплотной нитридной керамики в условиях нестационарной термоупругости // Новые огнеупоры. 2013. № 9. С. 52—57.
9. Красулин Ю.Л., Баринов С.М., Иванов В.С. Структура и разрушение материалов из порошков тугоплавких соединений. М.: Наука. 1985. 149 с.

10. Волосова М.А., Кузин В.В. Закономерности изнашивания режущих пластин из оксидной и нитридной керамики // Металловедение и термическая обработка. 2012. № 1. С. 40–46.
11. Григорьев С.Н., Мяченков В.И., Кузин В.В. Автоматизированная система термопрочностных расчетов керамических режущих пластин // Вестник машиностроения. 2011. № 11. С. 26–31.
12. Кузин В.В. Методологический подход к повышению работоспособности керамических инструментов / Вестник машиностроения. 2006. № 9. С. 87–88.
13. Кузин В.В. Микроструктурная модель керамической режущей пластины // Вестник машиностроения. 2011. № 5. С. 72–76.
14. Кузин В.В., Мяченков В.И. Математическая модель напряженно-деформированного состояния керамической режущей пластины // Вестник машиностроения. 2011. № 10. С. 75–80.
15. Влияние тепловых нагрузок на напряженно-деформированное состояние режущих пластин из керамики на основе оксида алюминия / С.Н. Григорьев, В.В. Кузин, Д. Буртон, А. Батако // Вестник машиностроения. 2012. № 5. С. 68–71.
16. Влияние силовых нагрузок на напряженно-деформированное состояние режущих пластин из оксидной керамики / С.Н. Григорьев, В.В. Кузин, Д. Буртон, А. Батако // Вестник машиностроения. 2012. № 1. С. 67–71.

УДК 621.9

Д.А. Пустовалов (Филиал ОАО "Авиационная холдинговая компания "Сухой"
"Комсомольский-на-Амуре авиационный завод им. Ю.А. Гагарина"),
Б.Я. Мокрицкий, Г.В. Коннова, Е.Г. Кравченко
(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)
E-mail: boris@knastu.ru

Сравнительная оценка свойств инструментальных материалов по максимальной ширине следа индентирования при маятниковом скрайбировании*

Проведены исследования, результаты которых позволяют использовать максимальную ширину следа маятникового скрайбирования в качестве параметра для сравнительной оценки физико-механических свойств инструментальных материалов.

Ключевые слова: маятниковое скрайбирование, максимальная ширина следа маятникового скрайбирования, возможность ранжирования, рандометрический ряд.

The research conducted and the obtained results allow to use the maximum width of the track of the pendulum scribing as a parameter for comparative evaluation of physical and mechanical properties of tool materials.

Keywords: pendulum scribing, maximum width of the track of the pendulum scribing, possibility of ranking, endometriosis series.

Введение

Проблема повышения работоспособности металло-режущего инструмента является важнейшей в области обработки металлов резанием. В условиях современного автоматизированного машиностроительного производства стоимость инструмента высока: 30...70 % от цены изделия. Поэтому непрерывно ведутся разработки более эффективных инструментальных материалов. Оценка механических и эксплуатационных свойств

материалов лабораторными методами трудоемка и связана с необходимостью изготовления образцов специальных форм и размеров. Оценка свойств в ходе натурных испытаний еще более трудоемка и дорогостояща. В этих условиях актуальной является задача создания методик, позволяющих экспрессно производить сравнительную оценку материалов для изготовления металло-режущего инструмента. Более того, зачастую достаточно знать, какой из материалов эффективнее, а не то, насколько он эффективен.

Цель работы — оценка возможности применения метода маятникового скрайбирования для решения указанной проблемы. Предметом исследования является установление взаимосвязи параметров следа ма-

* Работа выполнена при поддержке грантов № 2014/68 (код проекта 254) и № 9.251.2014/К (код проекта 251) Минобрнауки РФ.

ятникового скрайбирования с физико-механическими свойствами исследуемых материалов для прогнозирования эксплуатационных свойств и установления возможности ранжирования инструментальных материалов по их эксплуатационным свойствам.

Методика проведения исследования

Эксперименты проводили на оригинальной установке (рис. 1), используя метод маятникового скрайбирования [1]. Для наблюдения, измерения и анализа параметров следа скрайбирования использовали оптические цифровые микроскопы марки "Микро-200" и электронный микроскоп марки "NITACHI S3400N". След маятникового скрайбирования контролировать проще, чем отпечатки при измерении твердости материала, и удобнее, чем измерять параметры следа с типовым индентированием на микротвердомере.

Методика сравнительной оценки [2] материалов по максимальной ширине следа наиболее близка к традиционным методам измерения отпечатков. В основу этой методики положена схема маятникового скрайбирования, представленная на рис. 2.

Метод реализуется следующим образом. При движении B жесткого маятника 1 по дуге окружности индентор 2 , установленный на маятнике 1 , взаимодействует с материалом образца 3 . При достаточной энергии движения маятника индентор 2 формирует в образце след 4 , характеризующийся изменением глубины внедрения. В каждый текущий момент времени движения индентора в материале образца 3 в результате его деформации образуется след 4 шириной b_i (на рис. 2, δ показан вид сверху следа скрайбирования 4). В месте достижения максимальной глубины внедрения h

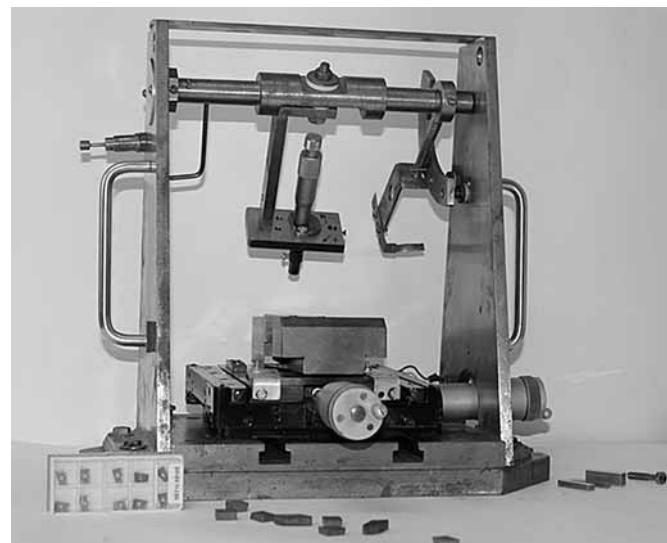


Рис. 1. Установка для осуществления маятникового скрайбирования

след 4 , соответственно, имеет максимальную ширину b_{\max} . Измерения проводили с помощью микроскопа.

На рис. 3 показан пример следов взаимодействия индентора с образцом при виде сверху (в виде отдельных кадров общей фотографии следа индентирования), иллюстрирующий кинетику маятникового скрайбирования. Фотографии следа отражают состояние поверхности твердосплавного инструментального материала. Этап 3 соответствует моменту скрайбирования с максимальной глубиной h внедрения индентора в образец. Этап 1 — начало входа индентора; этап 5 — выход индентора из образца; этапы 2 и 4 — промежуточные.

При исследованиях [3, 4] замеряли максимальную ширину следа маятникового скрайбирования на нескольких сравниваемых материалах, при этом условия скрайбирования (глубина внедрения, тип индентора и др.) сохраняли постоянными. По результатам замеров сравниваемые материалы выстраивали в рандометриче-

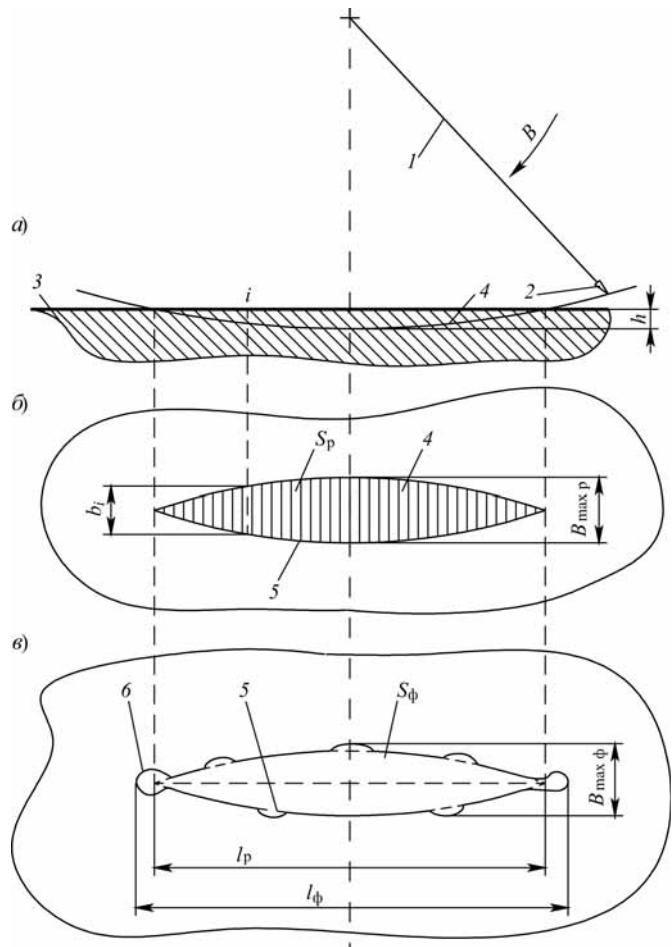


Рис. 2. Принципиальная схема маятникового скрайбирования:
а — общая схема; б — след скрайбирования при виде сверху (пластичный материал); в — то же (хрупкий материал); 1 — маятник; 2 — индентор; 3 — образец; 4 — след скрайбирования; 5 — контур следа скрайбирования; 6 — фактический контур следа

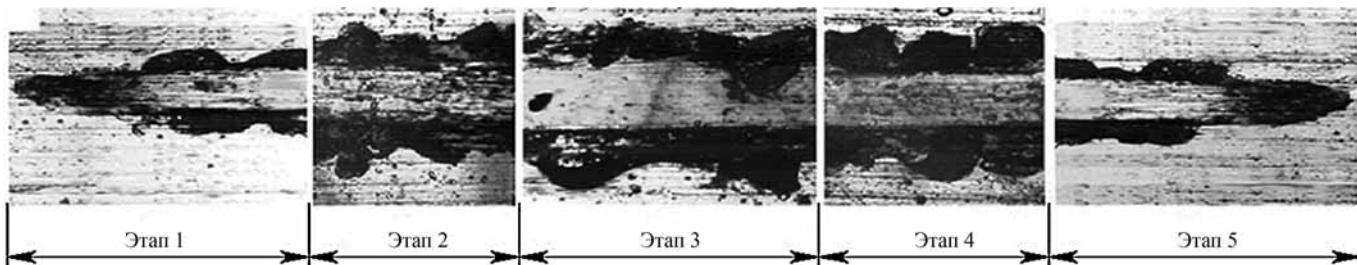


Рис. 3. Кинетическая картина следа скрайбирования

ский ряд, например располагали материалы по возрастанию максимальной ширины b_{\max} следа. Для сравниваемых материалов по справочным мактериалам определяли отдельные физико-механические свойства, например предел прочности, твердость и модуль упругости (модуль Юнга). Сопоставляли значения максимальной ширины b_{\max} следа с этими физико-механическими свойствами для установления их взаимосвязи. Примеры сопоставления приведены в таблице. С местоположением исследуемых материалов в рандометрическом ряду удобнее работать, чем с конкретными значениями величин. Это позволяет получить качественную картину связи максимальной ширины b_{\max} следа скрайбирования с физико-механическими свойствами материалов. Например, при росте твердости уменьшается максимальная ширина b_{\max} следа скрайбирования, и наоборот. В таблице также приведены сведения по периоду стойкости инструмента (по эксплуатационным свойствам материалов, т.е. по работоспособности изделий, выполненных из этих материалов). Установлена противоположность тенденции изменения значений максимальной ширины следа скрайбирования и тенденцией изменения эксплуатационных свойств материалов. Такой качественной связи вполне достаточно

[5–7] для установления наиболее эффективного материала. Эта связь дает возможность прогнозировать работоспособность изделий, выполненных из разных материалов.

Данные таблицы позволяют заключить, что связь максимальной ширины b_{\max} следа скрайбирования с физико-механическими свойствами материалов установлена, причем установлена обратная зависимость изменения максимальной ширины следа скрайбирования от изменения свойств материалов.

Таким образом, можно считать, что высказанное выше предположение о возможности применения максимальной ширины b_{\max} следа скрайбирования в качестве параметра, позволяющего производить сравнительную оценку материалов, подтверждено и доказано.

Выводы

Проведенные исследования и полученные результаты подтверждают возможность применения способа оценки физико-механических и эксплуатационных свойств сравниваемых материалов по параметрам следа скрайбирования, а также упрощения процедуры замеров линейных размеров следов скрайбирования, что приводит к сокращению времени проведения оценки.

Взаимосвязь максимальной ширины b_{\max} следа скрайбирования с физико-механическими свойствами инструментальных материалов. Последовательность расположения сравниваемых материалов в рандометрических рядах по изменению свойств инструментальных материалов и параметра b_{\max} следа скрайбирования

Марка инструментального материала	Последовательность расположения в ряду по росту физико-механических свойств		Последовательность расположения в ряду по росту параметра (максимальной ширины b_{\max}) следа скрайбирования	Последовательность расположения в ряду по росту эксплуатационных свойств материалов (периода стойкости инструмента при резании)
	по модулю упругости	по твердости		
P6M5	1	1	7	1
P9	2	2	6	2
P18	3	3	5	3
BK8	4	4	4	4
T30K4	5	5	3	5
T15K6	6	6	2	6
TF15	7	7	1	7

Примечание. В таблице числами показаны не значения величин, а место материала в ряду исследуемого параметра, например из семи сравниваемых инструментальных материалов на лучшем (седьмом) месте находится материал TF15, потому что у него лучшие (седьмые места) модуль упругости и твердость, при этом у него самый меньший уровень повреждений при маятниковом скрайбировании (меньшая максимальная ширина b_{\max} следа скрайбирования) и самые высокие (седьмое место) эксплуатационные свойства (максимальный период стойкости).

Выявлена взаимосвязь тенденции изменения физико-механических и эксплуатационных свойств сравниваемых материалов с тенденцией изменения параметра следа скрайбирования (максимальной ширины следа). Это дает возможность ранжировать (выстраивать в ряд) материалы по их физико-механическим свойствам, прогнозировать их эксплуатационные качества, а также экспрессно прогнозировать эффективность применения сравниваемых материалов в идентичных условиях эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Семашко Н.А. Установка для исследования и контроля покрытий и поверхностных слоев материалов методом скрайбирования / Н.А. Семашко, В.В. Селезнев, Д.Н. Фролов, Е.Б. Мокрицкая // Перспективные материалы, технологии, конструкции: сборник научных трудов. Красноярск: САА, 1998. С. 716–719.
2. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Саблин П.А. Методики оценки свойств материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. № 6. С. 36–41.
3. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Высоцкий В.В. Определение свойств поверхностных слоев материалов изделий по параметрам индентирования и акустической эмиссии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. № 6. С. 61–63.

4. Пат. РФ на изобретение № 2495412, МПК G01N 29/00. Способ сравнительной оценки свойств материалов / Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Петров В.В., Огилько С.А., Савинковский М.В., Сомин В.И. Патентообладатель ФГБОУ ВПО "Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет"; Заявл. 15.05.2012, № 2012120101/28; Опубл. 10.10.2013. Бюл. № 28.

5. Material specimen loading scheme in evaluating resistance to corrosive action / D.A. Pustovalov, B.Ya. Mokritskii, V.V. Vysotskii, O.V. Prikhodchenko // Chemical and Petroleum Engineering. 2012. 48 (7–8). P. 445–452. <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-8487088881&partnerID=40&md5=51fe31886b6ca6b47c73320dccdd1c71> ISSN: 00092355, Impact-Factor 2012: 0,101 DOI: 10.1007/s10556-012-9638-8 SOURCE: Scopus.

6. Pendulum sclerometer for evaluating material corrosion resistance / D.A. Pustovalov, B.Ya. Mokritskii, S.A. et al. // Chemical and Petroleum Engineering. 2013. 48 (11–12). P. 688–692. <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-84880585622&partnerID=40&md5=4283597f34cb92240e312677f587d532>. ISSN: 00092355, Impact-Factor 2012: 0,101 DOI: 10.1007/s10556-013-9681-0 SOURCE: Scopus.

7. Схемы нагружения и методики оценки физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств инструментальных материалов / Б.Я. Мокрицкий, В.В. Петров, В.В. Высоцкий, А.В. Артеменко // Ученые записки КнАГТУ. 2013. № 4–1 (13). С. 51–59.

УДК 621.7.01

**А.В. Щедрин (Московский государственный университет машиностроения "МАМИ"),
А.А. Кострюков (ОАО "Демиховский машиностроительный завод", г. Орехово-Зуево),
Н.Ю. Чихачёва (МБОУ СОШ № 1, г. Покров)
E-mail: kaaoz@bk.ru**

Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов

Предложен новый фундаментальный вариант системного анализа-синтеза конкурентоспособных технологических объектов на примере компонентных высокоеффективных инновационных методов режущей, деформирующей и комбинированной обработки. Разработана обобщенная структурно-системная модель метода обработки, позволяющая целенаправленно совершенствовать существующие и создавать принципиально новые методы обработки.

Ключевые слова: метод обработки, структура метода обработки, обобщенная системно-структурная модель метода обработки.

A new version of the fundamental analysis-synthesis system of competitive technological objects on the example of component highly innovative cutting, deforming and combined treatment. Was developed the generalized, structural system model of processing method allowing purposefully improve existing and create fundamentally new methods of treatment.

Keywords: method of processing, structure processing method, generalized systemic-structural model of the processing method.

Как свидетельствует история развития науки и техники, системный подход, включающий структурно-параметрический анализ и синтез, позволяет получить оптимально-эффективный комплексный результат решения проблем при максимальной экономии ресурсов всех видов,

включая временной ресурс [1, 3]. Классическим примером такого целенаправленного подхода является Периодическая система химических элементов Д.И. Менделеева.

Применительно к технологическим объектам для металлообработки и машиностроения основным систе-

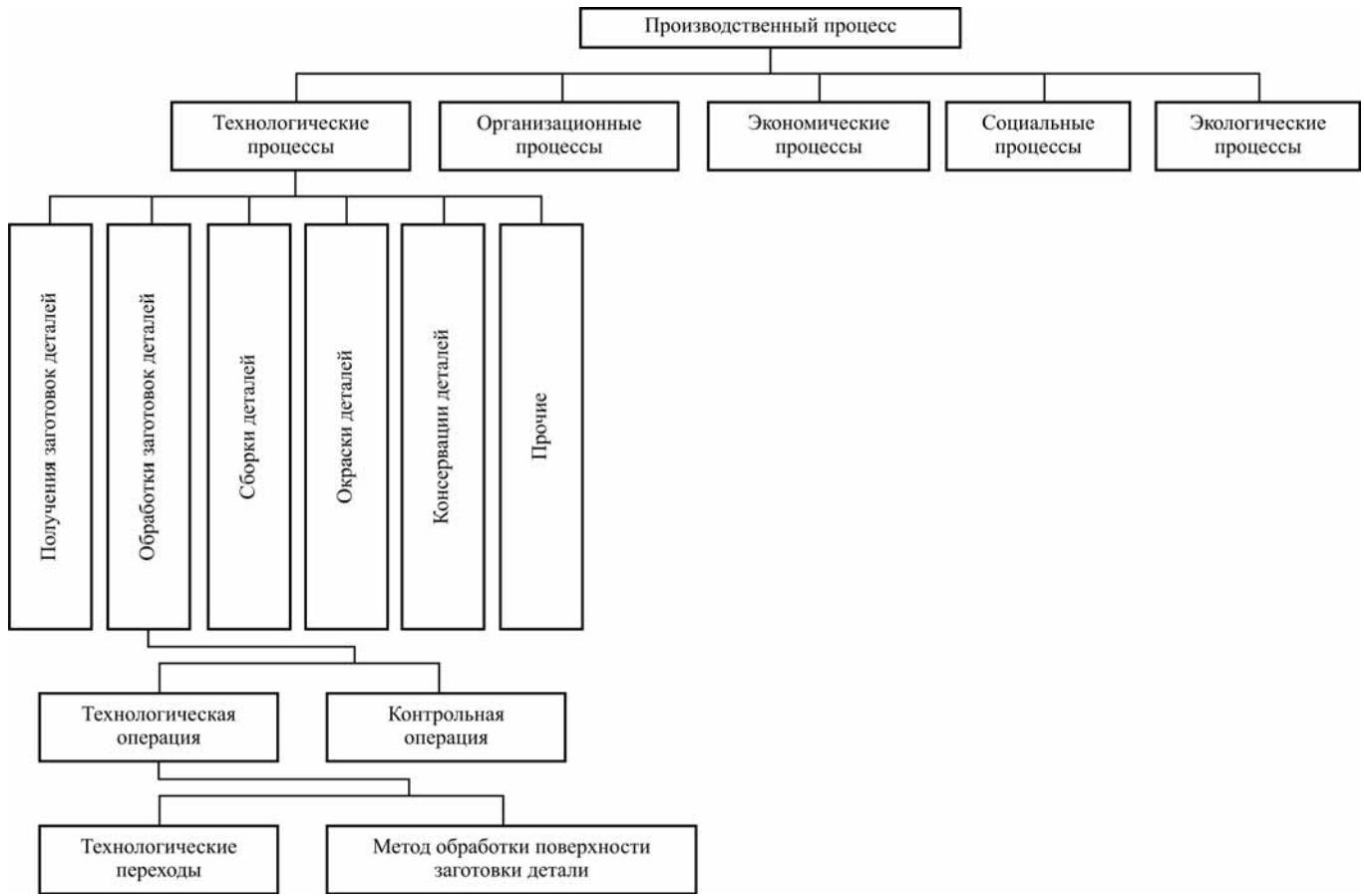


Рис. 1. Обобщенная системно-структурная модель производственного процесса



Рис. 2. Обобщенная системная модель для структурного анализа-синтеза метода обработки

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

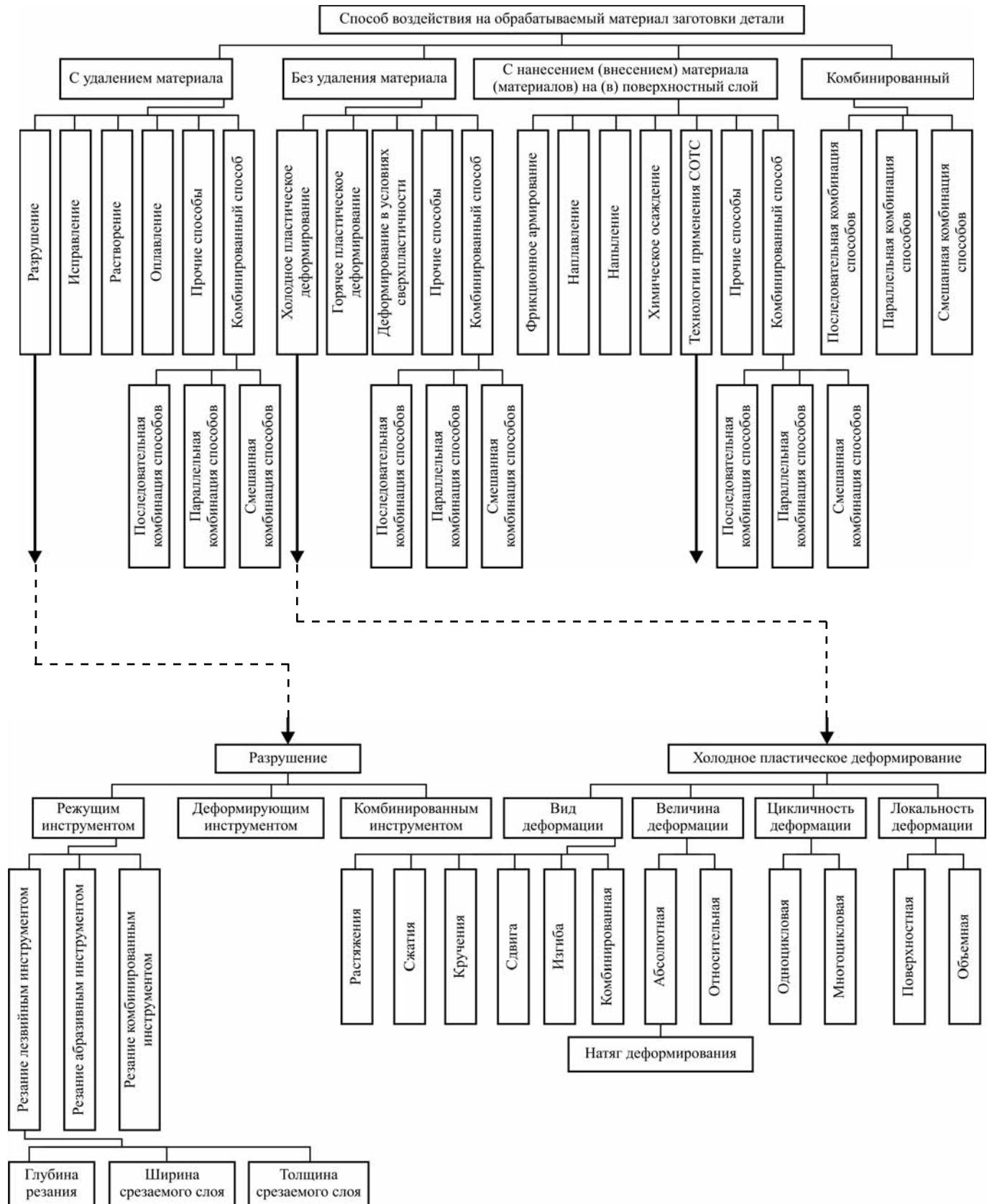
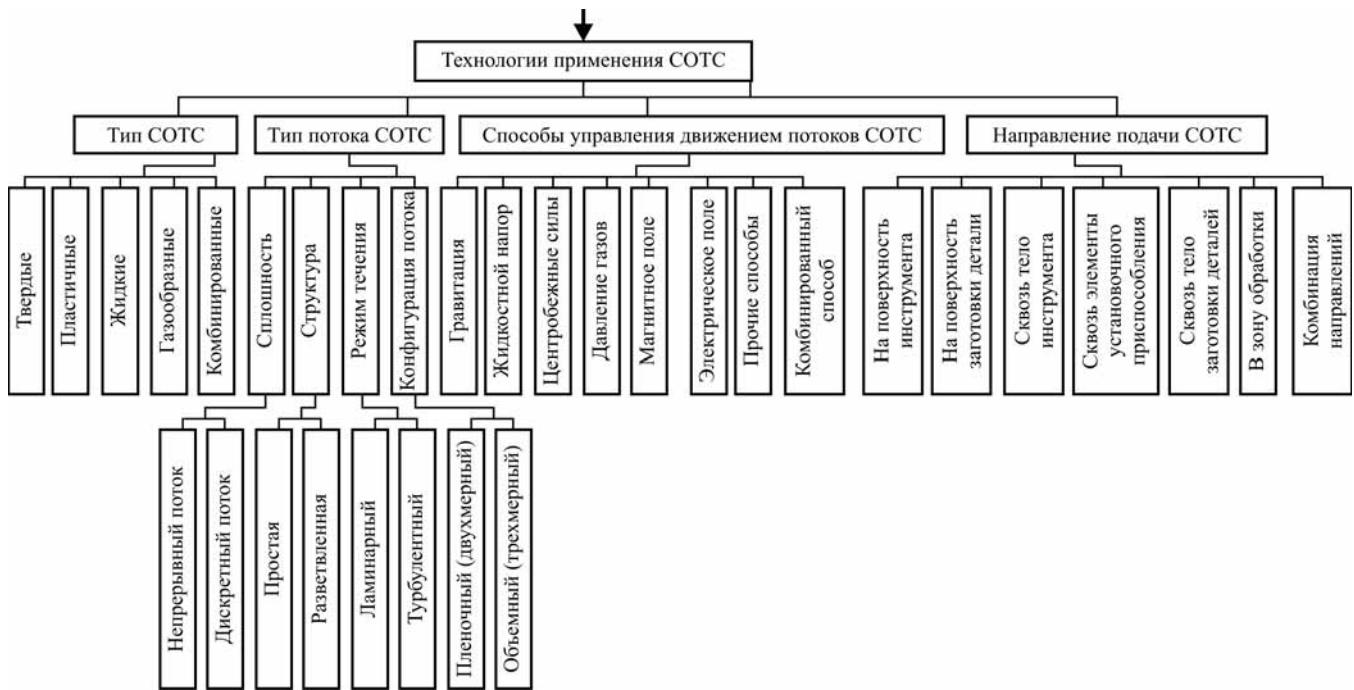


Рис. 3. Обобщенная системная модель для структурного анализа-синтеза способа воздействия на обрабатываемый материал заготовки детали

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ



Окончание рис. 3



Рис. 4. Обобщенная системная модель для структурного анализа-синтеза кинематических характеристик метода обработки

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

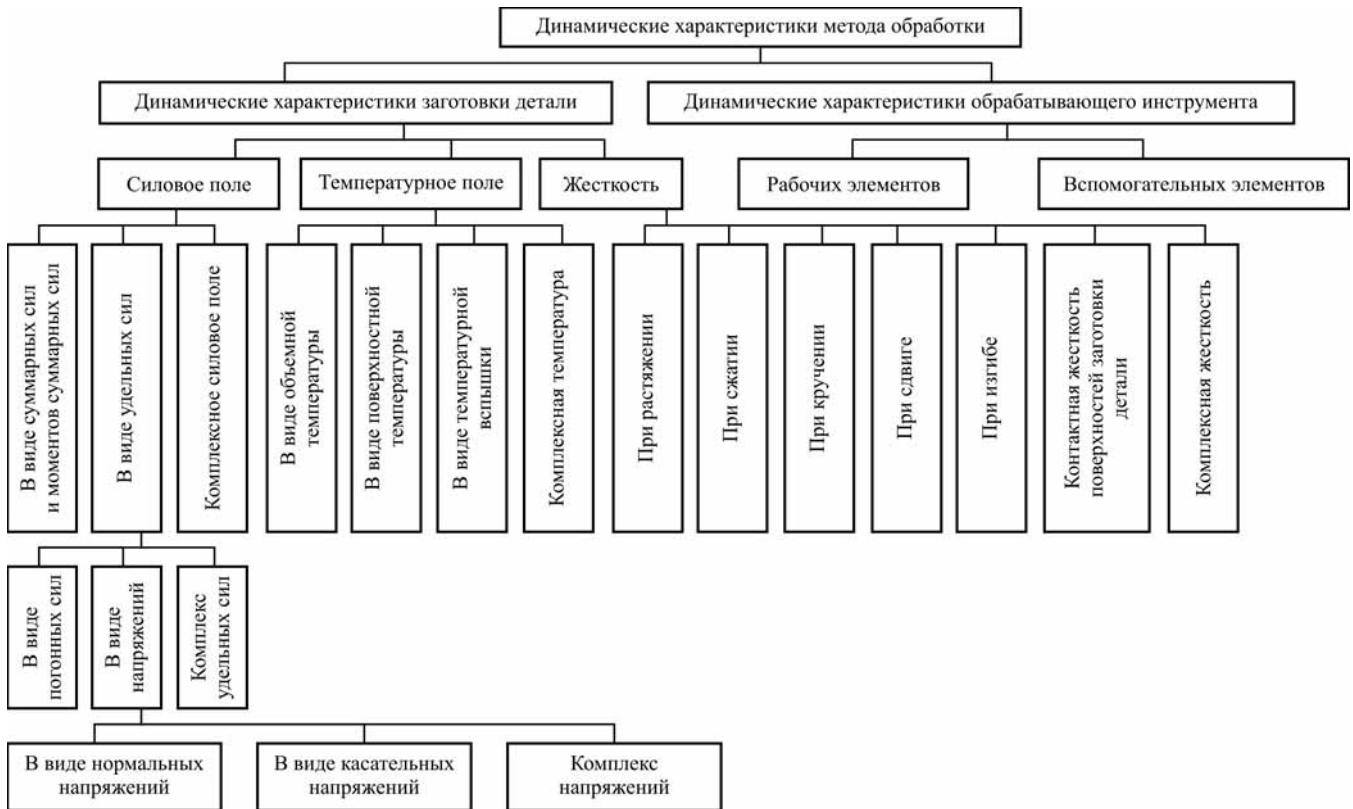


Рис. 5. Обобщенная системная модель для структурного анализа-синтеза динамических характеристик метода обработки

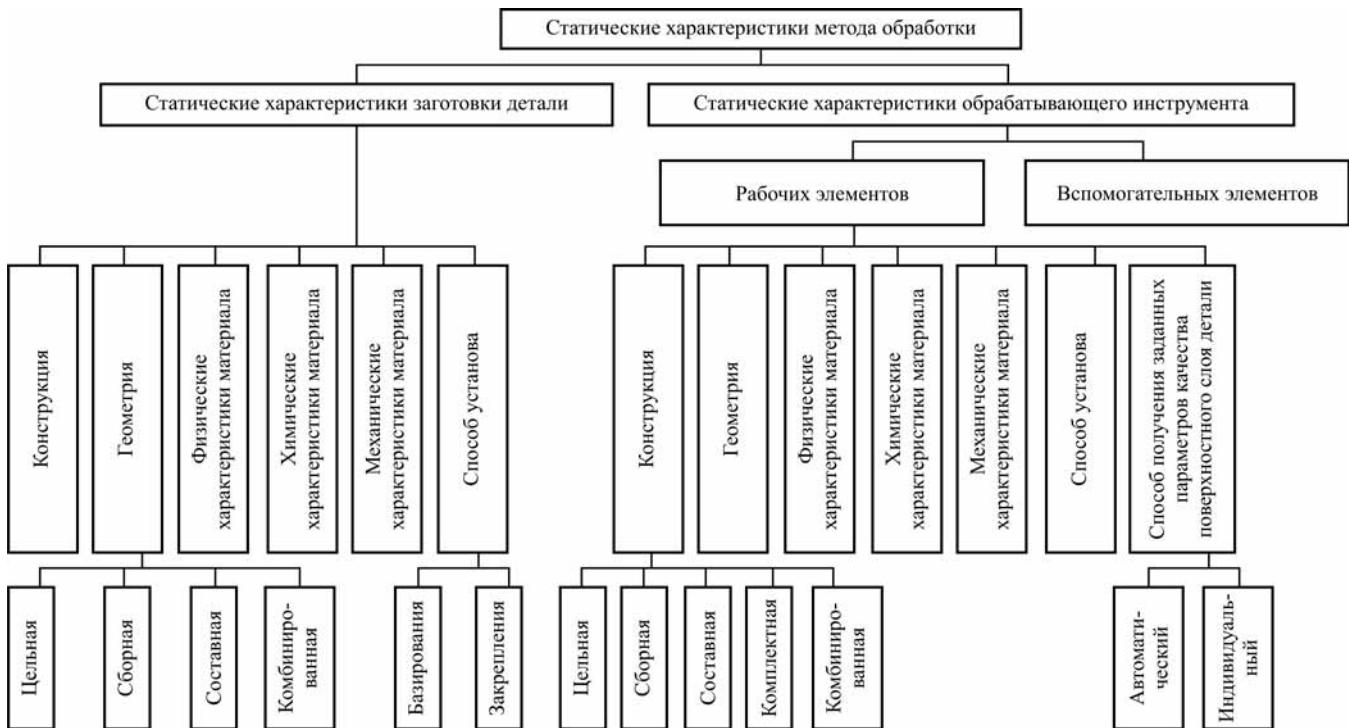
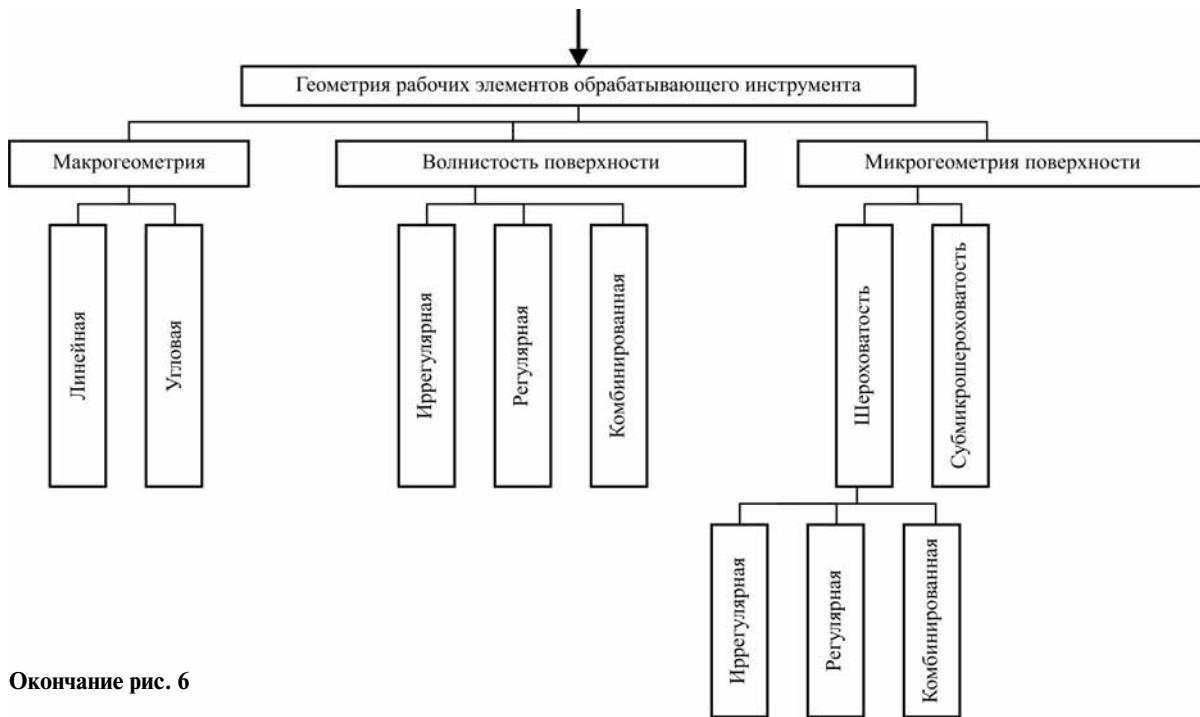


Рис. 6. Обобщенная системная модель для структурного анализа-синтеза статических характеристик метода обработки



Окончание рис. 6

мообразующим постулатом является понятие о методе обработки поверхности заготовки детали как совокупности способов формирования заданных параметров ее качества с производительностью, соответствующей минимуму затрат в данных условиях производства. Введение понятия метода обработки позволило довести до логического завершения структуру производственных процессов на машиностроительных предприятиях, а также однозначно детерминировать содержание соответствующей технологической операции (рис. 1).

При этом сам метод обработки является сложным системным образованием, включающим пять элементов (рис. 2): способ воздействия на обрабатываемый материал заготовки детали (рис. 3); кинематические характеристики (рис. 4); динамические характеристики (рис. 5); статические характеристики (рис. 6); обрабатывающий инструмент (рис. 2...6).

Истинность предложенной структуры метода обработки подтверждается прямыми связями его элементов с основами фундаментальных и прикладных наук: математикой, физикой, химией, термодинамикой, технологической механикой, трибологией [3–6] и др.

Под способом воздействия на обрабатываемый материал заготовки детали понимается механическое, физическое, химическое или комбинированное воздействие.

Применение комбинированного способа воздействия позволило целенаправленно синтезировать конкурентоспособные методы обработки отверстий и наружных поверхностей инструментами с регулярной микрогометрией поверхности [3, 7–9] в условиях применения инновационных металлопластирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова–Крагельского" [10–15].

При назначении характеристик (элементов) метода обработки необходимо руководствоваться следующими основными принципами: функциональной взаимозаменяемости характеристик; дифференциации и концентрации; комплексности; относительности (направлен против абсолютизации существующей системной совокупности элементов метода обработки).

Укрупненно алгоритм системного совершенствования существующих и создания новых методов обработки включает следующие этапы: формирование комплексных структурных (см. рис. 1–6) и математических [3, 13] моделей характеристик соответствующего метода обработки; анализ–синтез оптимально–эффективных характеристик по заданному комплексу оптимизационных критериев (рис. 7). При этом структура технологических параметров качества поверхностного слоя детали, полученных при реализации соответствующего метода обработки, может быть расширена и дополнена эксплуатационными параметрами качества, такими как износостойкость, отражательная способность световых и звуковых волн, радиационная проницаемость, смачиваемость, статическая и циклическая прочность, теплопроводность и т.д.

На настоящий момент времени в представленном системном подходе (см. рис. 1) необходимое технологическое оборудование для реализации метода обработки подбирается из базы данных стандартных технологических машин по соответствующим характеристикам метода обработки. Если стандартное технологическое оборудование не позволяет реализовывать оптимальный метод обработки, то оно модернизируется или создается принципиально новое оборудование, а это уже новый этап развития предложенного системного структурно–параметрического синтеза технологи-



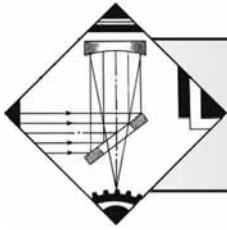
Рис. 7. Обобщенная системно-структурная модель параметров оптимизации характеристик метода обработки

ческих объектов, являющегося идеологической базой систем искусственного технологического интеллекта.

Для решения широкого круга практических задач разработанный искусственный технологический интеллект дополнительно содержит информационные базы данных о характеристиках существующих методов обработки, а также информацию о фундаментальных научных открытиях и эффектах по аналогии с "эффектом безызносности Гаркунова–Крагельского". Таким же образом сформированный искусственный технологический интеллект по аналогии с системой химических элементов позволяет создать саморазвивающуюся систему методов обработки, где в качестве классификационных признаков используются характеристики метода обработки. В перспективе, используя общность структуры метода обработки, данный системный подход можно распространить на технологии получения заготовок деталей, технологии ремонта–восстановления и сборки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лившиц А.Л. Методика поиска новых процессов формообразования // Вестник машиностроения. 1967. № 9. С. 60–64.
- Подураев В.Н. Автоматически регулируемые и комбинированные процессы резания. М.: Машиностроение, 1977. 304 с.
- Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов / А.В. Щедрин, Н.Ю. Чихачёва, В.В. Ульянов и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20.
- Формирование очагов деформации при охватывающем поверхностном пластическом деформировании / А.В. Щедрин, С.А. Гаврилов, И.В. Косарев и др. // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 10. С. 3–7.
- Трибология привлекает все большее внимание ученых // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 8. С. 47.
- Новые направления самоорганизации контактных процессов в методах лезвийной, деформирующей и комбинированной обработки / А.В. Щедрин, Д.Н. Гаркунов, Н.Ю. Чихачёва и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 5. С. 14–15.
- Повышение эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструмента / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14–19.
- Щедрин А.В., Скоромнов В.М., Чихачёва Н.Ю. Совершенствование технологий применения смазывающе–охлаждающих технологических сред в комбинированных методах обработки проката // Машиностроитель. 2007. № 6. С. 35–37.
- Повышение эффективности методов комбинированного волочения за счет регуляризации микрогеометрии рабочей поверхности инструмента / А.В. Щедрин, В.М. Скоромнов, З.И. Егорова и др. // Вестник машиностроения. 2006. № 11. С. 58–60.
- Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А. Оптимизация рецептуры металлопластирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76–79.
- Влияние металлопластирующей присадки Валена на показатели комбинированной обработки / М.А. Зинин, С.А. Гаврилов, А.В. Щедрин, Д.Н. Гаркунов // Вестник машиностроения. 2011. № 9. С. 77–80.
- Повышение качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлопластирующих смазок / А.В. Щедрин, С.А. Гаврилов, В.В. Ерохин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 21–25.
- Теоретические и экспериментальные исследования охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях применения металлопластирующих смазочных материалов / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 2. С. 11–17.
- Щедрин А.В., Козлов А.Ю. Совершенствование технологии применения металлопластирующих смазочных материалов в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования инструментом с регулярной микрогеометрией // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 3. С. 8–12.
- Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Сергеев Е.С. Исследование технологических возможностей комбинированного инструмента для охватывающей обработки с параллельным сочетанием резания и деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 5. С. 40–44.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621. 785.5:5

А.Е. Балановский

(Национальный исследовательский иркутский государственный технический университет (ИрГТУ))
E-mail: fuco.64@mail.ru

Оценка зерна аустенита при плазменном поверхностном упрочнении среднеуглеродистых сталей

Рассмотрены теоретические и прикладные вопросы нагрева стали воздушно-плазменной дугой в целях термической и химико-термической обработки. Изучена структура среднеуглеродистых сталей после закалки с нагревом плазменной дугой во взаимосвязи с физическими процессами, протекающими при нагреве.

Ключевые слова: плазменное поверхностное упрочнение, воздушно-плазменная дуга, аустенит, размер зерна, скорость нагрева.

The theoretical and applied questions of steel air-plasma arc heating for the purpose of thermal and chemical-thermal treatment. The structure of medium-carbon steels after quenching heated plasma arc in relation to the physical processes that occur during heating was studied.

Keywords: plasma surface hardening, air plasma arc, austenite, grain size, heating rate.

Введение

Для практических задач металловедения сталей важным является определение размера и формы бывшего аустенитного зерна, так как именно размер и форма зерна аустенита существенно влияют на конечную структуру и свойства мартенсита среднеуглеродистых сталей. Зерно аустенита влияет на прочность и вязкость стали с мартенситной структурой [1, 2]. Кроме того, размер аустенитного зерна существенно влияет на прокаливаемость материала [3–6], а это имеет особое значение для способов поверхностного упрочнения, когда необходимо получить максимальную глубину закалки [3–5]. Для способов поверхностного упрочнения сталей регулирование величины зерна является важным условием для получения изделий с заданными свойствами [5, 6]. Вопросы образования аустенита и кинетики роста его зерна под воздействием разных факторов рассмотрены в ряде работ: В.Д. Садовского, А.П. Гуляева, С.С. Дьяченко, М.Л. Бернштейна, В.А. Малышева и других авторов [1–20]. Однако закономерности формирования зеренных характеристик в среднеуглеродистых сталях при плазменном поверхностном нагреве с повышенной скоростью (150...2000 °C/c) и отсутствии выдержки при максимальных температурах нагрева практически не изучены. Принято считать [2–9], что требуемые показа-

тели механических свойств при поверхностном упрочнении металлов во многом обеспечиваются получением мелкоигольчатого, среднеигольчатого мартенсита и, соответственно, мелкого зерна аустенита при нагреве под закалку. Однако в силу кратковременности выдержек при аустенитизации состояние аустенита определяется не только и не столько величиной его зерна D_{ycl} , но и такими параметрами, как разнозернистость R , степень негомогенности по химсоставу N и плотность дислокаций ρ [14, 15]. Эти характеристики, в свою очередь, зависят от ряда факторов технологии упрочнения, важнейшими из которых являются максимальная температура нагрева поверхностного слоя, время нахождения в области температур выше A_3 и исходной структуры металла. В связи с изложенным в данной работе исследованы закономерности аустенитообразования в среднеуглеродистых сталях, что является актуальным и представляет научный и практический интерес.

Цель работы — провести оценку влияния скорости плазменного поверхностного нагрева на кинетику роста аустенитного зерна в среднеуглеродистых сталях.

Оборудование и материалы для исследований

Экспериментальные исследования выполняли с использованием источника нагрева поверхности изделий

при обработке низкотемпературной плазмой — плазмотрона прямого действия ПДУ-2 [14]. Металлографические исследования проводили с помощью микроскопа Neophot-30, оснащенного анализатором изображений SIAMS 600. Электронно-микроскопические исследования проведены на базе ИрГТУ с помощью растрового электронного микроскопа ЛВ-4501 JEOL — многолучевой системы с электронным и ионным пучками в комплекте с безазотной системой энергодисперсионного микроанализа и просвечивающего электронного микроскопа Tecnai G2 20F S-TWIN FEI. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3. Зависимость начального размера зерна аустенита от скорости нагрева была исследована на образцах стали 30, 40, 45, 50. Нагревали образцы под закалку (в области фазовых превращений) со скоростью 10, 200 и 1000 °C/c. Для сопоставления определяли начальный размер зерна аустенита для той же стали при быстром (2 °C/c) и медленном (0,03 °C/c) печном нагреве. Быстрый печной нагрев осуществляли в печи, нагретой до 950 °C. Образцы толщиной 1,2 мм закаливали с температур, близких к точке Ac_3 . Для различных скоростей нагрева величину зерна определяли

на образцах, закаленных с наиболее низкой температурой, при которой в структуре отсутствовал феррит, т. е. устанавливался начальный размер зерна аустенита. Аустенитное зерно выявлялось травлением закаленных образцов в насыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением 1 % солей синтетических жирных спиртов [9–11]. Для выявления действительного зерна аустенита был выбран метод высокотемпературного травления в смеси буры с селитрой (расплаве), особенно эффективный, поскольку позволяет выявлять зерно при кратковременных выдержках при температуре Ac_3 [10]. Величину зерна и степень разнозернистости определяли методом случайных секущих в соответствии с ГОСТ 5639—82 при помощи программы SIAMS Photolab. Степень разнозернистости оценивали по методике С.С. Горелика. Образцы исследуемых материалов в форме пластины размером 90 × 40 × 10 мм передвигались под срезом сопла плазмотрона со скоростью $V = 1 \dots 30$ мм/с при дистанции обработки $L = 15 \dots 20$ мм. Согласно методике [15] к образцам приваривались три термопары по продольной оси симметрии на глубине 0, 1,5 и 4,7 мм от внутренней (обращенной к дуге) поверхности образца.

Общая схема кинетики превращений аустенита при нагреве и охлаждении концентрированным потоком энергии



Общая схема структурных превращений при нагреве и охлаждении концентрированным потоком энергии

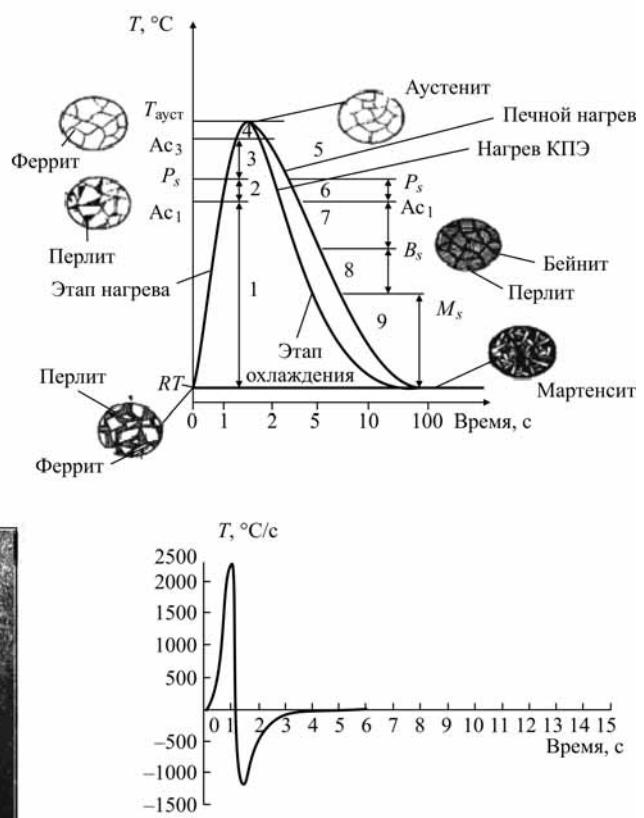


Рис. 1. Обобщенные основные схемы кинетики превращения при нагреве и охлаждении КПЭ поверхностного слоя металла

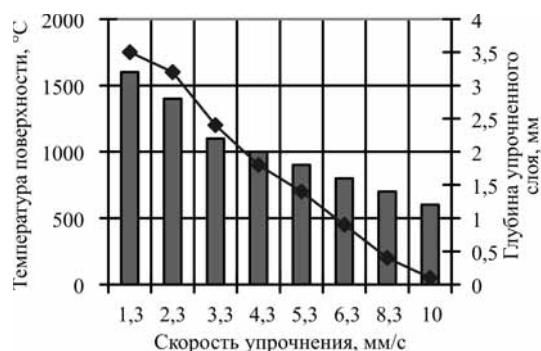


Рис. 2. Зависимости температуры на поверхности образца (█) и глубины упрочненного слоя (◆) от скорости его движения при $L = 15$ мм, тепловой мощности плазменной струи 8 кВт

Изменение температуры фиксировалось быстродействующим усилителем Н338-4П с рабочей частотой 150 Гц. Термическая обработка материалов проводилась без оплавления поверхности; образец охлаждался струей воды, распыленной пневматической форсункой.

Результаты исследований

Для уточнения особенностей структурообразования в поверхностном слое металлов при обработке концентрированными потоками энергии (КПЭ) на основе анализа литературы по лазерному, электронно-лучевому и плазменному упрочнению металлов и сплавов были построены обобщенные кривые термического цикла упрочнения, характерные для всех известных на сегодняшний день способов упрочнения (лазерного, электронно-лучевого, плазменного и т.д.) [3—20]. Типичная кривая нагрева КПЭ поверхностного слоя металла представлена на рис. 1. Видно, что скоростной этап нагрева до температур Ac_1 и Ac_3 составляет доли секунды, а время нахождения металла выше температуры Ac_3 не превышает 1 с. На рис. 1 представлен обобщенный график структурообразования в поверхностном слое, который показывает незавершенность процесса растворения феррита и цементита выше температуры Ac_3 , что должно отразиться на процессах роста зерна аустенита в процессе нагрева и охлаждения. Для плазменного поверхностного упрочнения (см. рис. 1) характерен "жесткий" термический цикл, с высокой скоростью нагрева и охлаждения поверхностного слоя металла.

Для определения влияния основных параметров плазменного поверхностного упрочнения (тепловой мощности плазменной струи (дуги), скорости упрочнения, дистанции обработки) на максимальную темпера-

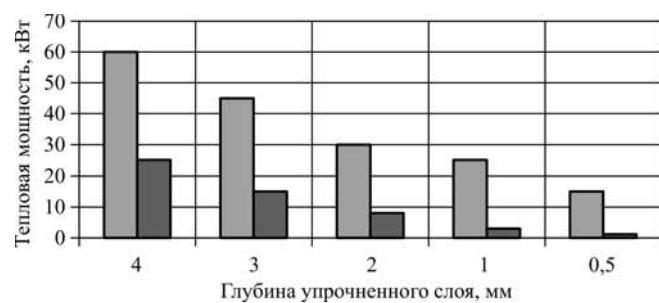


Рис. 3. Зависимость глубины упрочненной зоны от вариантов плазменного нагрева: в режиме струи (█) или дуги (■) при постоянных скорости упрочнения и дистанции обработки

туру нагрева на поверхности металла были проведены эксперименты по методике [14, 15], результаты которых представлены на рис. 2...4. Видно, что эффективность плазменного упрочнения в режиме дуги в 2...2,5 раза выше по сравнению с режимом плазменной струи (см. рис. 3). Упрочненная зона при плазменном нагреве имеет форму сегмента (см. рис. 4), тепловой поток соответствует нормальному распределению Гаусса с максимальной тепловой мощностью по центру пятна нагрева.

На рис. 5 представлены данные по оценке областей полной и неполной закалки в упрочненном слое металла. Видно, что общая глубина области фазовых превращений с точки зрения полноты протекания фазовых превращений неоднородна. Например, при общей глубине упрочненного слоя 4 мм (см. рис. 5) область полной закалки, характеризующаяся 100%-ным содержанием структуры мартенсита, составляет всего 1 мм; область неполной закалки, где присутствуют смешанные структуры — мартенсита троостомартенсита, бейнитасорбита, составляет 2,8 мм и далее переходная зона к основному металлу — 0,2 мм. Все вместе это составляет упрочненный поверхностный слой, но из-за особенностей термического цикла нагрева и

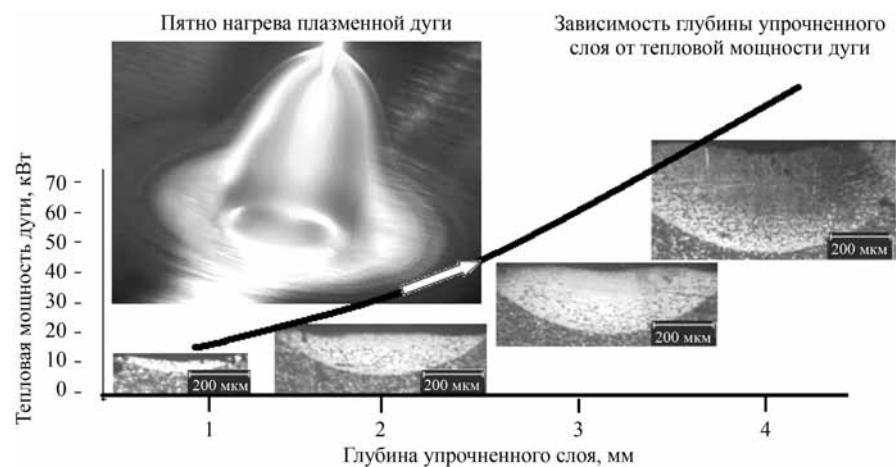


Рис. 4. Зависимость глубины упрочненной зоны от тепловой мощности плазменного нагрева при постоянных скорости упрочнения и дистанции обработки

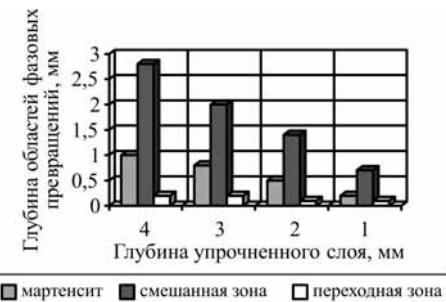


Рис. 5. Соотношения общей глубины упрочненного слоя и областей полной и неполной закалки поверхностного слоя металла

охлаждения (см. рис. 1) он структурно неоднороден по глубине. Для данной конструкции плазмотрона глубина δ областей фазовых превращений без оплавления поверхности изменяется от 4 мм при $V = 1,3$ мм/с до нуля при $V = 33,5$ мм/с. Проведенные эксперименты по оценке влияния основных параметров упрочнения на формирование областей фазовых превращений в упрочненном слое позволили скорректировать методику оценки роста зерна аустенита при плазменном нагреве. Далее были проведены эксперименты по оценке скорости нагрева при печной и плазменной закалках на рост зерна аустенита (табл. 1).

Таблица 1
Влияние скорости нагрева при печной и плазменной закалке на размер зерна аустенита стали 45

Метод нагрева	Скорость нагрева, °C/c	Температура нагрева, °C	Средняя площадь аустенитного зерна, мкм ²
Печной	0,3	800	80
	2	850	50
Плазменный	10	800	30
	200	850	24
	1000	900	12

В случае плазменного нагрева средний размер начального аустенитного зерна, образовавшегося при скоростях нагрева 10, 200, 1000 °C/c и температурах 830, 870 и 900 °C соответственно, оказался неодинаковым. В то же время при быстром печном нагреве (2 °C/c) в области фазовых превращений величина начального зерна близка к величине начального зерна при плазменном нагреве со скоростью 10 °C/c. На рис. 6, показаны кривые роста зерна среднеуглеродистой стали 45 с увеличением температуры плазменного нагрева при различных скоростях нагрева. Видно, что в интервале температур нагрева 800...850 °C рост зерна аустенита при разных скоростях нагрева различается незначительно. Влияние скорости нагрева становится существенным при нагреве до более высоких температур (рис. 6, 7, табл. 2).

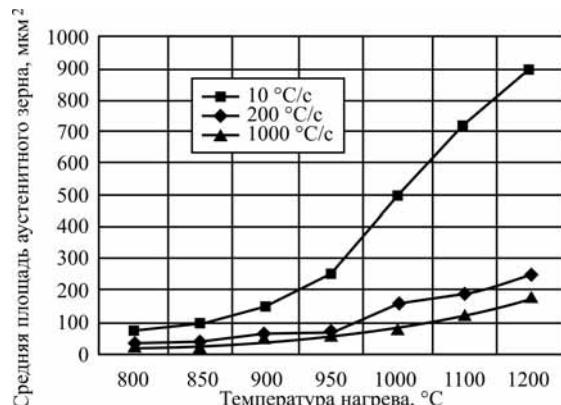


Рис. 6. Кривые роста зерна среднеуглеродистой стали 45 с увеличением температуры плазменного нагрева при различных скоростях нагрева

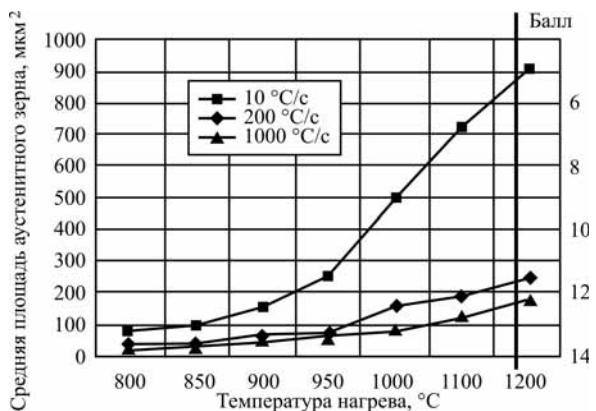


Рис. 7. Величина действительного зерна аустенита стали 40 в зависимости от температуры и скорости плазменного нагрева

Таблица 2
Характеристики зерна аустенита среднеуглеродистых сталей при различных скоростях нагрева

Скорость нагрева, °C/c	Temperatura нагрева, °C		
	800	900	1000
10			
200			
1000			

Обсуждение результатов

Проведенные исследования показали, что в зависимости от способа плазменного нагрева (дуги или струи), параметров режима нагрева в поверхностном упрочнен-

ном слое возникают области полной и неполной закалки. Область со структурой полной закалки занимает по глубине небольшую долю от общей глубины упрочненного слоя (см. рис. 2...5). Это связано с особенностью термического цикла нагрева поверхностного слоя КПЭ, когда максимальная температура нагрева находится на поверхности, а следовательно, и обеспечивается максимальное время (достаточное) для протекания полных фазовых превращений в этих областях. Упрочненный слой металла, образующийся в процессе поверхностного упрочнения и имеющий области с полной и неполной закалкой, требует методологической корректировки требований к испытаниям на механические свойства. С методической точки зрения при испытаниях на определение механических свойств необходимо более корректно относиться к общей глубине упрочненного слоя, так как область 100%-го образования мартенсита занимает небольшую долю по глубине (см. рис. 5).

Известно [3–20], что метод плазменного поверхностного нагрева, как и другие способы упрочнения КПЭ, позволяет получать аустенит с очень мелким начальным зерном, образующимся при завершении $\alpha + \gamma$ -превращения [3]. Начальное зерно в доэвтектоидной стали появляется в момент исчезновения феррита в перлитной колонии, когда аустенитные зерна сходятся внутри ферритных участков. Это первый этап превращения перлита в аустенит в интервале температур $Ac_1 - Ac_3$. В то же время размеры свободных ферритных участков, не успевших претерпеть фазовый переход в интервале температур $Ac_1 - Ac_3$, находятся в границах начального зерна аустенита [6, 7, 16–20]. Если провести закалку в этом интервале температур, то мы, как минимум будем иметь смешанный структурно-фазовый состав в упрочненном слое, состоящий из непревращенных ферритных зерен, мартенсита с большим количеством карбидных включений.

В данной работе была проведена оценка зависимости величины начального зерна аустенита от величины свободных ферритных участков в исходной структуре при плазменном нагреве на среднеуглеродистых сталях 30, 40, 45. Оказалось, что для стали с 0,45 % С при изменении среднего размера ферритного участка в исходной структуре от 5 до 11 мкм, средний диаметр начального зерна аустенита увеличивается от 6 до 11 мкм, что соответствует изменению по шкале ГОСТа от 12 до 10 баллов. Проведенные исследования показали, что большое значение для оценки нагрева имеет зависимость размера начального зерна от скорости нагрева под закалку (см. рис. 6, 7, табл. 1, 2). Медленный печной нагрев приводит к получению более крупных зерен аустенита, что связано с длительным (около 1 ч) пребыванием образца в области температур фазовых превращений. Исследование показало, что начальное аустенитное зерно при плазменном нагреве для нормализованной среднеуглеродистой стали с содержанием углерода 0,30...0,45 % соответствует баллу 10 и выше.

Для более корректного анализа оценки влияния скорости нагрева на рост зерна аустенита необходимо различать наследственное зерно и *действительное зерно аустенита*. Наследственное зерно получается в стандартных условиях технологической пробы и характеризует склонность стали к росту зерна [2–15]. Действительное зерно — это то зерно, которое получается в результате той или иной операции термообработки. Оно может быть больше или меньше наследственного зерна в зависимости от того, выше или ниже температура нагрева стали под закалку. Если размер начального зерна при плазменном нагреве не зависит от скорости нагрева, то дальнейший рост уже образовавшегося зерна существенно зависит от скорости нагрева [16–20]. Это объясняется суммарным воздействием времени и температуры. При одинаковой температуре нагрева меньшая скорость нагрева приводит к большой величине зерна, что связано со значительной скоростью роста зерна в начальный период выдержки при температуре выше Ac_3 на рис. 1.

Установленно, что рост зерна от начального размера до устойчивого является особенностью кривой роста зерна среднеуглеродистых сталей с увеличением температуры при увеличении скорости плазменного нагрева. По-видимому (см. рис. 6, 7), температура 950 °С является критической, после которой увеличение скорости нагрева при плазменном упрочнении не может замедлить процессы роста зерна аустенита. Можно предположить, что аустенизация в этом случае протекает в пределах, ограниченных расстоянием между частицами дисперсных не растворившихся еще при этой температуре карбидов, образовавшихся при быстрой аустенизации, а дальнейший рост зерна ограничен скоростью коагуляции карбидной фазы. В то же время с увеличением температуры нагрева, а следовательно, и общего времени пребывания металла при максимальной температуре отчетливо проявляется собирательный рост зерна аустенита [3, 5, 7, 8]. Это означает, что параметры частиц карбидной фазы в среднеуглеродистых сталях не обеспечивают достаточный барьерный эффект и темп роста зерна может определяться содержанием легирующих элементов в высокотемпературной области [3]. Для печного (медленного нагрева) такой критической температурой для среднеуглеродистых сталей является 850 °С, после которой начинается интенсивный рост зерна аустенита.

Вместе с тем высокие скорости нагрева при плазменном упрочнении подавляют процессы роста зерна аустенита, а следовательно, при охлаждении образуется более мелкодисперсная структура мартенсита по сравнению со структурой мартенсита, образующегося при традиционной печной закалке среднеуглеродистых сталей. Следует отметить, что причины стабилизации зерна в среднеуглеродистых сталях недостаточно изучены. В работах [2, 17, 20] указано, что препятствия для роста зерна возникают непосредственно в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в резуль-

тате существования смешанного механизма образования аустенита (диффузионного и бездиффузионного).

В заключение необходимо отметить, что при плазменном нагреве поверхностного слоя металла не только возникают области с различной степенью полноты протекания фазовых превращений, но и возможен существенный рост зерна аустенита при нагреве до температур, близких температуре плавления. Для того чтобы избежать получения относительно крупного зерна при плазменном нагреве, необходимо контролировать температурно-скоростные параметры упрочнения и проводить предварительную подготовку исходной структуры металла. Для изготовления новых изделий возможно использовать мелкозернистые стали. Из работ по изучению кинетики роста аустенитного зерна мелкозернистых сталей при индукционном нагреве [10] можно заключить, что применение таких сталей дает возможность получить мелкое зерно при различных температурах и скоростях нагрева.

Выводы

1. В процессе плазменного поверхностного упрочнения образуется поверхностный слой, состоящий из различных по площади областей, имеющих различные фазовый и структурный составы. В слое, прилегающем непосредственно к поверхности металла, наблюдается преимущественно структура мартенсита, дисперсность которой зависит от параметров термического цикла. Следующая за этим смешанная область занимает большую долю (до 70...80 %) от общей глубины упрочнения и состоит из феррита, цементита, мартенсита, перлита (различной дисперсности).

2. Минимальный размер зерна при плазменном поверхностном нагреве определяется начальным аустенитным зерном, величина которого зависит от дисперсности исходной структуры.

3. Скорость плазменного нагрева при 200...1000 °С/с влияет на размер начального зерна. Дальнейший рост кристаллитов аустенита при повышении температуры существенно зависит от скорости нагрева: малые скорости и высокие температуры плазменного поверхностного нагрева могут привести к значительному росту зерна.

4. Использование оптимальных режимов плазменного нагрева с учетом особенностей структурообразования аустенита является существенным резервом повышения прочности деталей машин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. М.: Металлургия, 1969. 264 с.
2. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 128 с.
3. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: Изд-во МГУ, 1975. 304 с.

4. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975. 239 с.

5. Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. М.: Машиностроение. 1978. 239 с.

6. Андрияхин В.М. Процессы лазерной сварки и термообработки. М.: Наука, 1988. 176 с.

7. Кокора А.Н., Соболь Э.Н. Физические особенности лазерного упрочнения сплавов // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии: Сб. ст. М.: Наука, 1983. С. 54—66.

8. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.

9. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 192 с.

10. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.

11. Лазерный нагрев и структура стали: Атлас микроструктур / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковleva. Свердловск, УрО АН СССР, 1989. 100 с.

12. Бровер А.В. Структурные особенности процесса поверхностного упрочнения стали концентрированными потоками энергии // Материаловедение. 2005. № 9. С. 18—23.

13. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. I. Влияние исходной структуры / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова, А.Л. Осинцева // ФММ. Т. 53. № 1. 1982. С. 88—94.

14. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск, ИрГТУ, 2006. 180 с.

15. Балановский А.Е. Особенности структурообразования в сталях при плазменном упрочнении. Иркутск, ИрГТУ, 2014. 450 с.

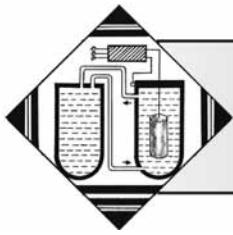
16. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. II. Влияние отпуска закаленной стали на процесс перекристаллизации при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова, А.Л. Осинцева // ФММ. Т. 58. № 4. 1984. С. 812—817.

17. Образование аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // ФММ. Т. 63. № 3. 1987. С. 555—562.

18. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. III. Влияние пластической деформации закаленной стали на перекристаллизацию при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева // ФММ. Т. 63. № 6. 1987. С. 1165—1173.

19. Особенности упрочнения мартенситно-стареющих сталей после лазерной обработки / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, А.Л. Осинцева // ФММ. Т. 75. № 3. 1993. С. 138—146.

20. Яковleva И.Л., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И. Экспериментальное наблюдение бездиффузионного образования аустенита в стали с перлитной структурой при лазерном нагреве // ФММ. Т. 76. № 2. 1993. С. 86—98.



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.785.532

В.В. Будилов, К.Н. Рамазанов, Ю.Г. Хусаинов, И.В. Золотов
(Уфимский государственный авиационный технический университет)
E-mail: vipt127@mail.ru

Исследование влияния локального ионного азотирования с ЭПК на износостойкость поверхности стали 38ХМЮА

Изучено влияние локального ионного азотирования в тлеющем разряде с эффектом полого катода (ЭПК) на структуру, микротвердость и износостойкость конструкционной стали 38ХМЮА.

Ключевые слова: ионное азотирование, азотирование в тлеющем разряде, локальное ионное азотирование, эффект полого катода, конструкционная сталь 38ХМЮА, износостойкость.

The influence of local ion nitriding in glow discharge with hollow cathode effect on the structure, microhardness and wear resistance of 38KhMYuA steel surface was studied.

Keywords: ion nitriding, nitriding in glow discharge, local ion nitriding, hollow cathode effect, steel 38KhMYuA, wear resistance.

Введение

Общеизвестно [1–3], что ионное азотирование сегодня является наиболее эффективным методом химико-термической обработки, обеспечивающим высокий комплекс эксплуатационных свойств обрабатываемых деталей: высокую твердость, износостойкость, противозадирные свойства, усталостную прочность и т.д. Сравнительно невысокая температура процесса азотирования ($500\ldots600^{\circ}\text{C}$) дает возможность существенно снизить уровень деформаций в деталях и расширить область применения этого процесса.

В настоящее время азотированию подвергается множество деталей машиностроения: зубчатые колеса, ведущие шестерни, корончатые и венцовые колеса, шнеки, шлицевые втулки, распределительные валы, цилиндры, шейки коленчатых валов, сухари, цапфы, оси, пальцы и др. [4, 5]. Однако применяемая на предприятиях технология ионного азотирования не всегда является совершенной. Так, при азотировании деталей из конструкционных сталей зачастую используется защита припуском в целях удаления хрупких, легко выкрашивающихся фаз, образующихся на поверхности материала. Это приводит к необходимости азотирования поверхности деталей на большую глубину с учетом припуска, составляющую $100\ldots200\text{ мкм}$. Поэтому несмотря на все преимущества ионного азотирования перед традиционными методами (получение диффузионных слоев заданных фазового со-

става и строения, высокий класс чистоты поверхности, возможность азотирования пассивирующихся материалов без дополнительной депассивирующей обработки, экологичность процесса) этот процесс по-прежнему остается продолжительным и энергозатратным. Таким образом, одной из важнейших проблем современного машиностроения является совершенствование технологии ионного азотирования деталей машин.

В работах Ю.Е. Крейнделя, Н.М. Лемешева, А.И. Слосмана, В.В. Будилова, Р.Д. Агзамова и др. было экспериментально доказано, что применение эффекта полого катода (ЭПК) при ионном азотировании позволяет существенно интенсифицировать процесс диффузионного насыщения по сравнению с традиционной обработкой в тлеющем разряде [6–8]. При этом за счет активного распыления нитридного слоя в процессе обработки поверхности материала наблюдается его минимальная толщина, что позволяет не применять финишную шлифовальную обработку после ионного азотирования с ЭПК. В данной работе предлагается способ локального ионного азотирования, сущность которого заключается в создании ЭПК только на участках интенсивного изнашивания поверхности обрабатываемой детали.

Целью работы является исследование влияния процесса локального ионного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК на структуру, микротвердость и износостойкость поверхностного слоя стали 38ХМЮА.

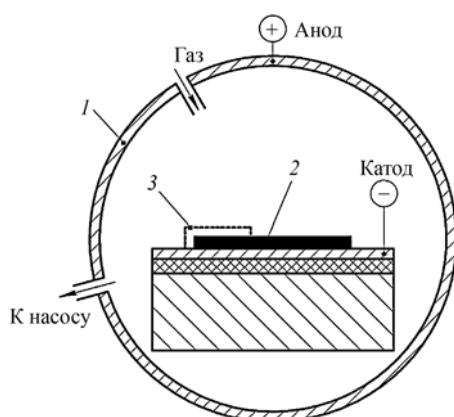


Рис. 1. Принципиальная схема проведения экспериментов:
1 — вакуумная камера; 2 — образец; 3 — технологический экран для создания ЭПК

Методика проведения исследований

Исследования выполнялись на модернизированной многофункциональной установке для термической и химико-термической обработки в вакууме ЭЛУ-5М. Эксперименты проводились на предварительно термообработанных (закалка с 940 °C и высокий отпуск при 600 °C) образцах из конструкционной стали 38ХМЮА, в качестве рабочего газа для ионной очистки использовался аргон. Процесс диффузионного насыщения проходил в смеси азота, аргона и ацетилена (70 % Ar, 25 % N₂, 5 % C₂H₂). Предварительная ионная очистка производилась при давлении $P = 10$ Па в процессе катодного распыления, температура поверхности T не превышала 250 °C. Время очистки составило 15 мин. В процессе локального ионного азотирования часть образца располагалась под технологическим экраном-сеткой (рис. 1). В полости, образованной экраном и деталью, проявлялся ЭПК в виде интенсивного свечения. В течение всего процесса азотирования давление P составляло 60 Па, температура поверхности T обрабатываемых образцов не превышала ≈ 550 °C. Обработка выполнялась в течение $t = 12$ ч.

Исследования микроструктуры упрочненного слоя проводились с помощью оптического микроскопа Zeiss Axiotech 25HD. Для выявления структуры азотированного слоя образцы химически травились 5 % HNO₃ и 95 % C₂H₅OH.

Замеры микротвердости поверхности выполнялись на микротвердомере Struers Duramin-1/-2. Трибологические характеристики поверхности образцов исследовались с использованием автоматизированной установки трения Nanovea по схеме испытания "шарик—диск". В качестве контртела использовался шарик из стали ШХ15 диаметром 3 мм. Испытания проводились в режиме сухого трения при нагрузке на держатель контртела 4 Н и радиусе вращения образца 2,5 мм.

Результаты исследований и их обсуждение

Ионному азотированию подвергались образцы из конструкционной стали 38ХМЮА, исходная микроструктура которых изображена на рис. 2.

В результате закалки и высокого отпуска в структуре стали 38ХМЮА наблюдается троостит отпуска в виде темной игольчатой структуры на фоне светлых полей мартенсита [9]. Поверхностная микротвердость стали 38ХМЮА после "улучшения" составила 370 ± 20 HV₁₀₀.

На рис. 3 показаны фотографии микроструктуры образца из стали 38ХМЮА после локального ионного азотирования с ЭПК.

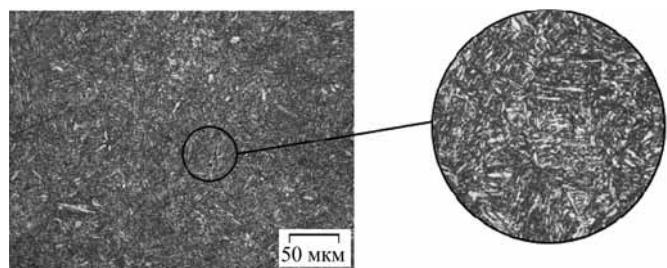


Рис. 2. Исходная микроструктура стали 38ХМЮА после закалки с 940 °C и высокого отпуска при 600 °C

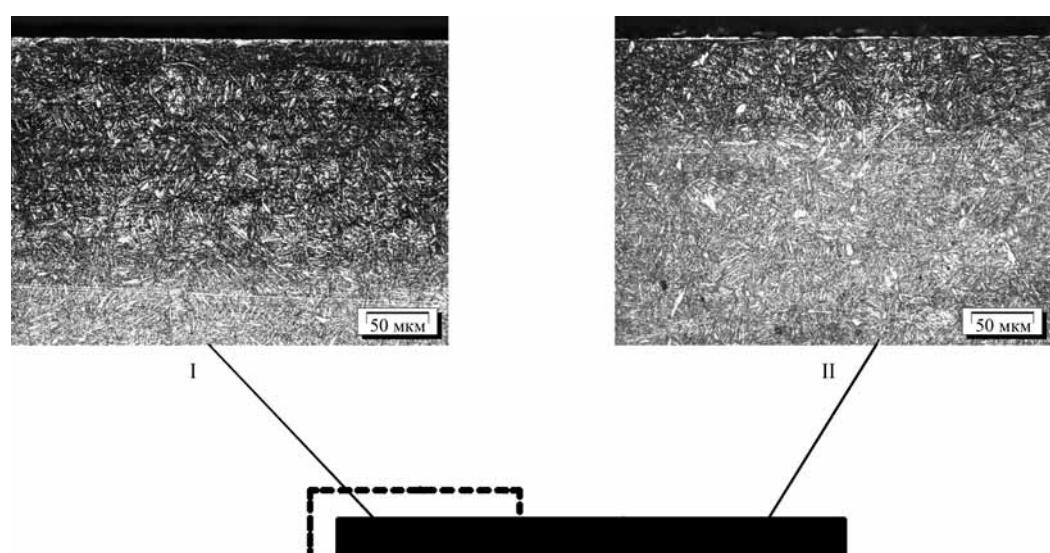


Рис. 3. Локальное ионное азотирование с ЭПК стали 38ХМЮА при $T = 550$ °C, $t = 12$ ч, $P = 60$ Па, $U = 500$ В:
I — азотирование с ЭПК; II — азотирование без ЭПК

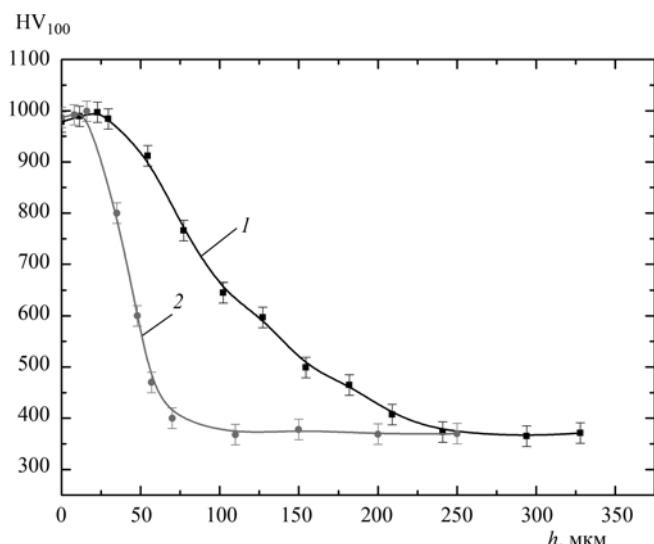


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине диффузионного слоя при локальном ионном азотировании с ЭПК ($T = 550^{\circ}\text{C}$, $P = 60$ Па, $U = 500$ В, $t = 12$ ч):

1 — азотирование с ЭПК; 2 — азотирование без ЭПК

Исследование микроструктуры образца после локального ионного азотирования с ЭПК показало наличие двух зон: I — зона, находившаяся под влиянием ЭПК; II — зона, не подверженная влиянию ЭПК.

Измерения микротвердости на поперечных шлифах азотированного образца из конструкционной стали 38ХМЮА (рис. 4) позволили оценить глубину диффузионного слоя при локальном ионном азотировании с ЭПК.

Анализ кривых микротвердости (см. рис. 4) показывает, что на участке поверхности материала, находившемся под влиянием ЭПК во время ионного азотирования, толщина диффузионного слоя в 2,5 раза больше по сравнению с участком поверхности, не находившимся под влиянием ЭПК, при температуре $T = 550^{\circ}\text{C}$ и длительности процесса 12 ч. При локальном ионном азотировании с ЭПК (рис. 4, кривая 1) максимальная микротвердость наблюдается на расстоянии от поверхности ~ 40 мкм и составляет 997 HV_{100} . Это объясняется значительным увеличением физического уширения β и уменьшением интенсивности I интерференционных линий α -фазы [1].

В целях определения основных трибологических характеристик поверхности образцов из стали 38ХМЮА было проведено исследование влияния локального ионного азотирования с ЭПК на износостойкость. Испытания проводились на трех образцах: образец № 1 — в исходном состоянии (закалка + высокий отпуск); образец № 2 — участок поверхности, не подверженный влиянию ЭПК во время ионного азотирования; образец № 3 — участок поверхности, находившийся под влиянием ЭПК.

На рис. 5, 6 изображены график изменения коэффициента трения в зависимости от продолжительности изнашивания и профилограмма поверхности после испытания на износ образца в исходном состоянии.

Анализ изображений трека износа (рис. 6) показал, что основным механизмом изнашивания является абразивное изнашивание со следами пластического течения материала, вследствие чего на диаграмме наблюдаются скачки коэффициента трения (рис. 5).

На рис. 7...10 изображены графики изменения коэффициента трения в зависимости от продолжитель-

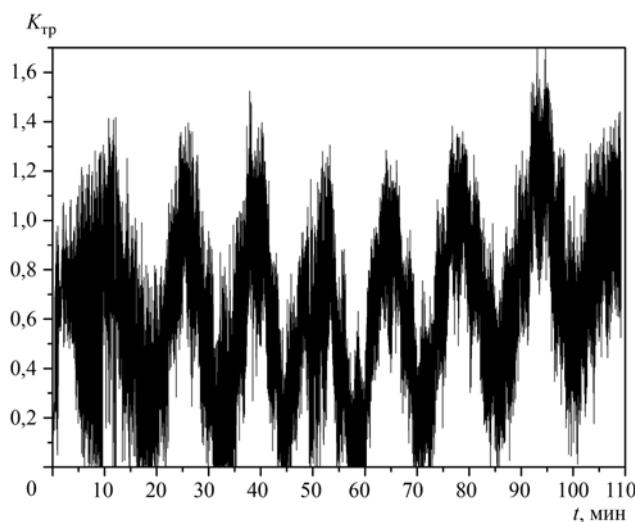


Рис. 5. Зависимость изменения коэффициента трения K_{tp} от продолжительности изнашивания t образца в исходном состоянии

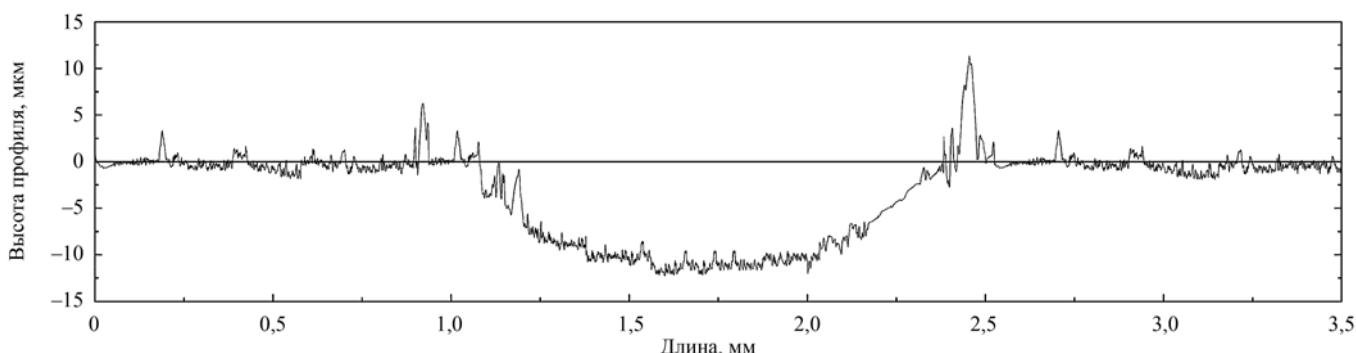


Рис. 6. Профилограмма поверхности образца в исходном состоянии после испытания на износ

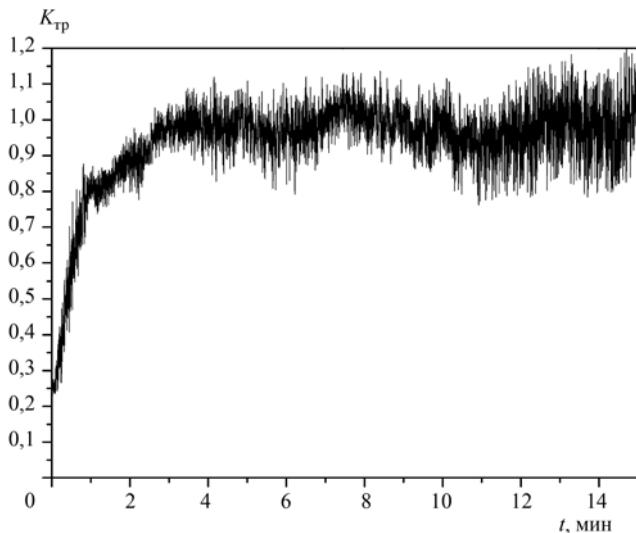


Рис. 7. Зависимость изменения коэффициента трения от продолжительности изнашивания образца на участке поверхности, находившемся вне влияния ЭПК

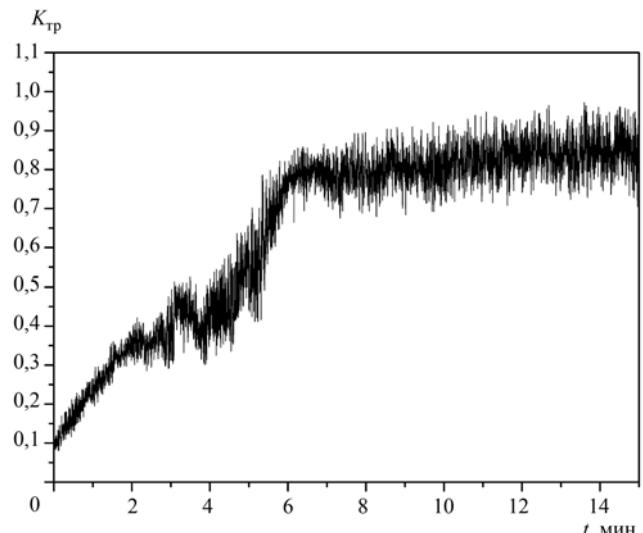


Рис. 8. Зависимость изменения коэффициента трения от продолжительности изнашивания образца на участке поверхности, находившемся под влиянием ЭПК

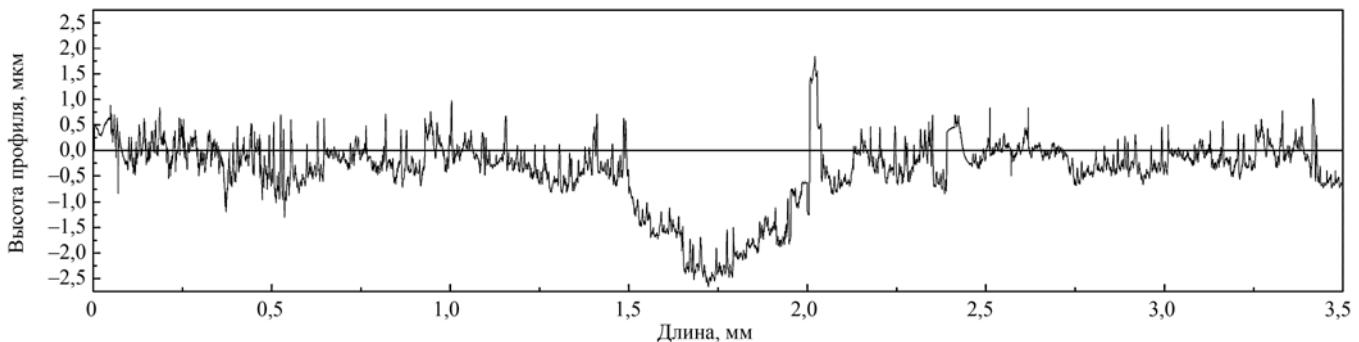


Рис. 9. Профилограмма поверхности образца на участке поверхности, находившемся вне влияния ЭПК

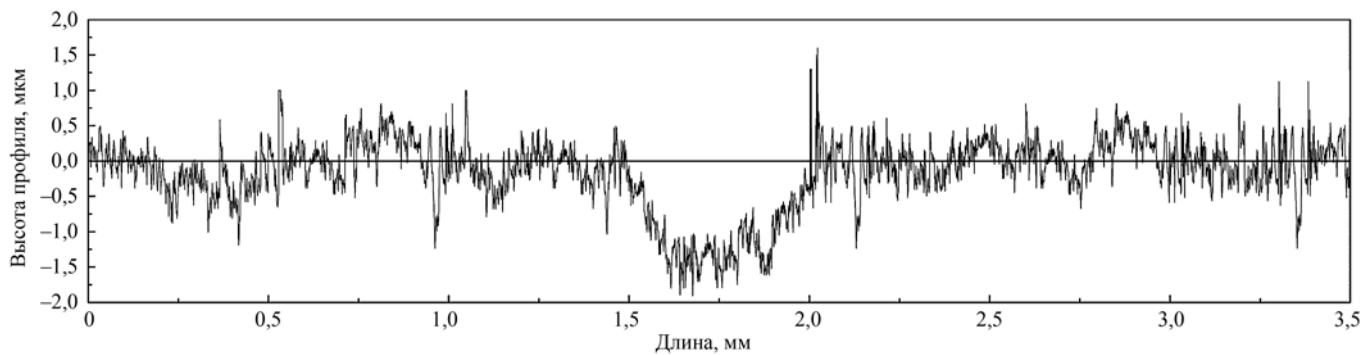


Рис. 10. Профилограмма поверхности образца на участке поверхности, находившемся под влиянием ЭПК

ности изнашивания и профилограммы поверхностей образцов на участках, азотированных с ЭПК и без него.

Анализ результатов испытания (рис. 7, 8) показал, что образец № 3 более длительное время сопротивлялся износу. Среднее значение коэффициента трения на участках ионного азотирования без ЭПК $K_{\text{tp}} = 1$, а на участках ионного азотирования с ЭПК

$K_{\text{tp}} = 0.8$. Исследование профилограмм поверхности образцов (рис. 9, 10) показало, что максимальная глубина трека износа у образца, азотированного без ЭПК, составила около 2,5 $\mu\text{мм}$, а у образца, азотированного с ЭПК, — 1,5 $\mu\text{мм}$.

Износстойкость оценивалась по количеству металла, удаленного из испытуемого образца в процессе

износа под нагрузкой. Так, на участках образца после ионного азотирования износостойкость увеличилась в 9 раз, а на участках образца после ионного азотирования с ЭПК — в 14 раз по сравнению с исходным состоянием.

Такое повышение износостойкости после обработки объясняется не только формированием нитридного слоя, состоящего из нитридов основного металла Fe_4N , но и образованием в нем нитридов легирующих элементов, в частности нитрида хрома Cr_4N , который, как известно, помимо значительного повышения твердости способствует также увеличению износостойкости [1, 9].

Выводы

1. Предложен способ локального ионного азотирования с использованием ЭПК, который позволяет интенсифицировать процесс диффузионного насыщения поверхности стали 38ХМЮА в местах интенсивного износа.

2. Установлено, что толщина диффузионного слоя на участке поверхности, подверженном влиянию ЭПК, в 2...2,5 раза превышает толщину диффузионной зоны на участке поверхности, не испытывающем влияния ЭПК, при температуре $T = 550^\circ\text{C}$ и длительности процесса 12 ч. При этом переход между этими зонами плавный.

3. Установлено, что ионное азотирование с ЭПК значительно повышает износостойкость поверхности стали 38ХМЮА. Так, на участках образца после ионного азотирования износостойкость увеличилась

в 9 раз, а на участках образца после ионного азотирования с ЭПК — в 14 раз по сравнению с исходным состоянием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. 518 с.
2. Ионная химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.В. Елисеев, Т.А. Панайоти. М.: МГТУ им. Баумана, 1999. 400 с.
3. Теория и технология азотирования / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, Г.-И. Шпис, З. Бёмер. М.: Металлургия, 1991. 320 с.
4. Зинченко В.М. Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 303 с.
5. Козловский И.С. Химико-термическая обработка шестерен. М.: Машиностроение, 1970. 232 с.
6. Крейндель Ю.Е., Лемешев Н.М., Слюсман А.И. Эффект полого катода при азотировании в тлеющем разряде // Электронная обработка материалов. 1990. Вып. 6. С. 38—47.
7. Будилов В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н. Технология ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом // МиТОМ. 2007. № 7. С. 25—29.
8. Перспективы использования эффекта полого катода при локальном азотировании деталей из стали 16Х3НВФМБ-Ш / В.В. Будилов, К.Н. Рамазанов, Ю.Г. Хусаинов, И.В. Золотов // Вестник УГАТУ. 2014. Т. 18. № 1 (62). С. 32—36.
9. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.



УДК 621.793.71

¹Ф.И. Пантелейенко, ¹В.А. Оковитый, ²А.И. Кулак, ¹В.В. Оковитый¹(Белорусский национальный технический университет, г. Минск,²Институт общей неорганической химии НАН Беларусь, г. Минск)

E-mail: vasil_ok@inbox.ru

Композиционный порошок для нанесения плазменных покрытий, полученный на основе совместного осаждения гидроксиапатита и гидратированного диоксида циркония

Проведены исследования процесса получения порошка на основе ГА — ZrO₂ и оптимизированы технологические параметры напыления плазменных биокерамических покрытий на их основе.

Ключевые слова: биокерамический материал, плазменное напыление, оксидная керамика, параметры напыления.

The research process for producing a powder based on HA — ZrO₂ and optimized process parameters of plasma spraying of bioceramic coatings based on them.

Keywords: bioceramic material, plasma spraying, oxide ceramics, deposition parameters.

Введение

Для придания прочности имплантируемым материалам используют такие соединения, как оксид алюминия (Al₂O₃), диоксид титана (TiO₂), диоксид циркония (ZrO₂) и др., которые, с одной стороны, являются биологически инертными, а с другой — придают имплантатам прочность [1–5]. Проектирование плазменных биокерамических покрытий с заданными свойствами обуславливает необходимость поиска критериев подбора компонентов по физико-химическим, тепловым, механическим, технологическим и другим свойствам. Положительный результат, достигаемый в разработанных авторами способах получения и напыления покрытия, состоящего из гидроксиапатита (ГА) и оксидной керамики на основе диоксида циркония, обусловлен высокой термодинамической устойчивостью и химической стойкостью ZrO₂ и, главное, возможностью обеспечения высоких механических свойств (вязкости разрушения, прочности на сжатие и изгиб при знакопеременных нагрузках) упрочненной керамики [6, 7]. Биокерамика на основе гидроксиапатита и диоксида циркония потенциально может иметь значительно более высокую вязкость разрушения по сравнению с биокерамикой на основе гидроксиапатита и диоксида титана. Однако, несмотря на понимание в целом механизма упрочнения керамического материала за счет введения диоксид-циркониевой фазы, на основании существующего уровня техники не представляется возможным сделать выводы о том, каким образом можно изготовить ZrO₂-гидроксиапатитовый композит, обладающий необходимыми функциональными характеристиками, какие режимы его нанесения, соотношения компонентов и другие факторы позволят получить

биокерамическое покрытие с требуемыми характеристиками [8].

Цель работы

Целью работы является разработка нового способа получения биосовместимого композиционного материала на основе гидроксиапатита и оксидной керамики, пригодного для плазменного напыления на поверхность титановых имплантатов. Этот способ базируется на результатах проведенного экспериментального исследования, свидетельствующего, что наилучшими характеристиками, обеспечивающими высокие прочностные и другие функциональные свойства керамического покрытия, обладают композиции на основе смешения индивидуального геля гидроксиапатита и индивидуального золя гидратированного диоксида циркония. Данные композиции принципиально отличаются от гидроксиапатит-диоксид-циркониевых композиций, полученных путем совместного механического смешивания порошков гидроксиапатита и диоксида циркония, а также полученных путем синтеза ГА и ZrO₂ методом соосаждения данных соединений из водных растворов их солей в сильно щелочной среде.

Методика исследования

Композиционный порошок путем совместного осаждения (соосаждения) гидроксиапатита и гидратированного диоксида циркония получают одновременным введением в щелочную среду (водный раствор аммиака с концентрацией, поддерживаемой на уровне pH от 8,0 до 10,0) соли кальция (хлорид либо нитрат, либо ацетат кальция и аналоги), соли циркония (цирконил-нитрат

Таблица

Межплоскостные расстояния и интенсивности линий композита ГА/ZrO₂, полученного смешением индивидуальных золей и термо-обработанного при 800 °C в течение 5 ч и при 1300 °C в течение 3 ч

ГА/ZrO ₂ , 800 °C, 5 ч			ГА/ZrO ₂ , 1300 °C, 3 ч		
d, Å	I/I ₀	Идентификация	d, Å	I/I ₀	Идентификация
8,45	25	ГА [9]	7,3081	42	ТКФ [12]
4,8516	10	ГА [9]	6,2757	23	ТКФ [12]
4,1335	13	ГА [9]	5,8239	18	ТКФ [12]
3,9376	13	ГА [9]	5,1659	21	ТКФ [12]
3,4776	40	ГА [9]	4,5483	10	ТКФ [12]
3,2092	13	ГА [9]	4,1678	10	ТКФ [12]
3,1197	20	ГА [9]	4,0008	70	ГА [9], ТКФ [12]
2,9916	100	ZrO ₂ тетр [11]	3,8718	54	ГА [9], ТКФ [12]
2,8396	100	ГА [9]	3,7875	19	ТКФ [12]
2,8044	58	ГА [9]	3,6820	46	ГА [9], ТКФ [12]
2,7468	63	ГА [9]	3,3359	13	ТКФ [12]
2,6593	28	ГА [9], ZrO ₂ тетр [11]	3,0034	100	ZrO ₂ тетр [11]
2,5921	10	ГА [9], ZrO ₂ тетр [11]	2,9642	100	ZrO ₂ тетр [10]
2,5496	44	ГА [9]	2,9364	100	ZrO ₂ куб [13]
2,3143	5	ГА [9]	2,9051	100	ТКФ [12]
2,2805	25	ГА [9]	2,8289	100	ГА [9]
2,1656	5	ГА [9]	2,7904	38	ГА [9]
2,0705	5	ГА [9]	2,7805	33	ГА [9]
2,0166	8	ГА [9]	2,7120	18	ГА [9], ТКФ [12]
1,9532	25	ГА [9]	2,6158	64	ГА [9], ТКФ [12], ZrO ₂ тетр [10, 11]
1,9	13	ГА [9]	2,5890	39	ГА [9], ТКФ [12], ZrO ₂ тетр [11], ZrO ₂ куб. [13]
1,8471	38	ГА [9], ZrO ₂ тетр [10]	2,2494	8	ГА [9]
1,8137	25	ГА [9], ZrO ₂ тетр [10]	2,1591	30	ГА [9], ZrO ₂ тетр [10, 11]
1,7888	13	ГА [9]	2,0832	13	ГА [9]
1,7616	13	ГА [9]	2,0364	21	ГА [9]
1,7278	15	ГА [9]	2,0043	62	ГА [9]
1,6511	5	ГА [9]	1,9909	36	ГА [9]
1,5775	22	ГА [9], ZrO ₂ тетр [11]	1,9375	63	ГА [9]

Обозначения: ТКФ — трикальцийфосфат; тетр — тетрагональный; куб — кубический; d — межплоскостное расстояние; I/I₀ — отношение интенсивности рефлекса к его 100 %-ному значению.

и другие водорастворимые соли), источника фосфат-ионов — дигидрофосфат либо моногидрофосфат аммония в соотношении, определяемом из стехиометрических уравнений. Полученный соосаждением кальция, циркония и фосфат-ионов осадок подвергают вначале высушиванию при умеренных температурах (от комнатной до 120 °C), затем термообработке на воздухе при температуре из интервала 400...1400 °C для компактирования порошка, удаления избыточной воды, перехода аморфного гидроксиапатита в кристаллический и перехода гидратированного диоксида циркония ZrO₂·nH₂O (гидроксида циркония ZrO(OH)₂·nH₂O) в безводную фазу диоксида циркония (ZrO₂).

Результаты исследования и их обсуждение

В таблице приведены данные рентгенографического анализа полученных путем соосаждения композиционных порошков гидроксиапатит — диоксид циркония, термообработанных при 800 °C (5 ч) и 1300 °C (3 ч). Из этих данных следует, что при термообработке композиционного порошка, полученного соосаждением ГА и гидратированного диоксида циркония, появляется фаза диоксида циркония не только тетрагональной сингонии, но и до 36 % диоксида циркония кубической фазы, которая является нежелательной примесью, значительно ослабляющей прочность получаемой кера-

мики. Кроме того, при получении композиционного порошка методом соосаждения при $\text{pH} = 8,0\ldots8,66$ в растворе обнаруживается значительная часть ионов Ca^{2+} , не вошедших в состав осадка, а ионы PO_4^{3-} и Zr^{4+} отсутствуют. Отношение Ca/P в твердых фазах составляет 1,5, что приводит к образованию лишь фазы $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$, а не гидроксиапатита, при термической обработке. При увеличении pH до 8,86 и 9,0 отношение Ca/P в твердых фазах составляет 1,56…1,61. Это соответствует образованию фаз переменного состава, включающих гидроксид циркония и смесь двух фосфатов: трикальцийфосфата (ТКФ) и ГА с увеличивающейся долей последнего по мере возрастания pH . При $\text{pH} = 9,1\ldots9,35$ осаждаются гидроксид циркония и ГА. Установлено, что составы твердых фаз характеризуются брутто-формулой $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2 \cdot q\text{Zr}(\text{OH})_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, где $q = 0,5\ldots1,5$, $x = 9; 12$. С $\text{pH} > 9,42$ часть $\text{Zr}(\text{OH})_4$ ввиду амфотерности переходит в маточный раствор.

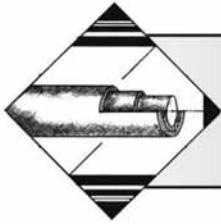
Заключение

В процессе соосаждения часть исходных реагентов теряется бесполезно, не формируя конечный продукт — композиционный порошок, а оставаясь в маточном растворе в виде ионов либо образуя примеси. Это является весьма негативным фактором еще и потому, что оказывается трудно контролировать соотношение компонентов в конечном продукте путем введения в реакционную смесь заданных количеств исходных соединений. Обеднение по одному из компонентов, а именно по гидроксиапатиту, композиционного порошка установлено экспериментально, путем определения содержания ГА в композиционном порошке с помощью выщелачивания ГА из порошка 12%-м раствором соляной кислоты. Оказалось, что в композиционном порошке ГА— ZrO_2 , полученном смешением индивидуальных геля ГА и золя гидратированного ZrO_2 , на 7 % больше диоксида циркония, чем в порошке, полученном соосаждением ГА и гидратированного ZrO_2 .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лясников В.Н. Перспективы использования плазменного напыления в имплантологии / Сб. докладов международного семинара. Газотермическое напыление в промышленности и за рубежом. Л., 1991. С. 65—67.
- Khor K. A. Effect of powder stock on thermal sprayed hydroxyapatite coatings. Proc. 7th Nat. Thermal. Spray Conf., 20—24 June 2004, Boston, Massachusetts. P. 147—152.
- Khor K.A. Characterization of plasma sprayed hydroxyapatite powders and coatings. Proc. 2003 Nat. Thermal Spray Conf., Anaheim, CA, 7—11 June 2003. P. 347—352.
- Композиционный порошок на основе матрицы из нанокристаллической оксидной керамики с инкорпорированными частицами гидроксиапатита / В.А. Оковитый, А.Ф. Ильющенко, Ф.И. Пантелеенко, А.И. Шевцов, А.И. Кулак, В.В. Оковитый // Порошковая металлургия. Минск: Белорусская наука, 2009. Вып. 32. С. 88—93.
- Исследование параметров напыления биокерамических плазменных покрытий на нанокристаллических подложках / В.А. Оковитый, Ф.И. Пантелеенко, О.Г. Девойно, В.В. Оковитый, А.И. Кулак // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 10. С. 27—31.
- Пат. РБ № 2756, МПК 4 C01B25/32; Бюл. № 3 (10) // Афіцыйны бюлетэнь. 1996. С. 813.
- Пат. РБ № 14593. Способ плазменного напыления покрытий / Оковитый В.А., Шевцов А.И., Ильющенко А.Ф., Кулак А.И. Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.В. № а 20081601; Заявл. 12.12.2008.
- Шевченко В.Я., Баринов С.М. Техническая керамика. М.: Наука. 1993. 187 с.
- Таблицы ASTM для гидроксиапатита [9—432].
- Таблицы ASTM для диоксида циркония тетрагональной сингонии [17—923].
- Таблицы ASTM для диоксида циркония тетрагональной сингонии [42—1164].
- Таблицы ASTM для трикальцийфосфата [9—348].
- Таблицы ASTM для диоксида циркония кубической сингонии [27—997].





ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621:539.23

Ж.М. Бледнова, М.А. Степаненко

(Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар)

E-mail: blednova@mail.ru

Закономерности формирования поверхностных слоев из материала с эффектом памяти формы с позиции технологического наследования*

С позиции механики технологического наследования выполнена количественная оценка наследственных закономерностей формирования и трансформации состояния поверхности слоя из материала с эффектом памяти формы TiNi, полученного комбинированной обработкой, включающей лазерную наплавку, термическую и термомеханическую обработку. В качестве характеристик качества поверхности слоя, определяющих функционально-механические свойства, приняты рельеф поверхности, микротвердость, циклическая долговечность, интенсивность изнашивания и структурные параметры: размер зерен, фрактальная размерность и адаптивность.

Ключевые слова: технологическое наследование, поверхностное модифицирование, эффект памяти формы, функционально-механические свойства, структурные параметры.

From the standpoint of mechanics technological inheritance, a quantitative estimation of hereditary laws governing the formation and transformation of the state of the surface layer of a material with shape memory TiNi, received a combined treatment consisting of laser cladding, thermal and thermomechanical treatment. As the characteristics of the quality of the surface layer, defining functional and mechanical properties, are accepted: topography; microhardness; cyclic life; wear rate, and structural parameters: grain size; fractal dimension and adaptability.

Keywords: technological inheritance, surface modification, the shape memory effect, functional and mechanical properties, structural parameters.

Введение

Современные тенденции развития науки и техники обусловливают необходимость повышения качества и улучшения функциональных характеристик существующих материалов в целях расширения области их практического использования. К приоритетным направлениям развития материалов и технологий относится разработка интеллектуальных, адаптивных материалов и покрытий, в том числе материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ), а также разработка высокоеффективных ресурсосберегающих технологий их получения [1]. Уникальные свойства сплавов с ЭПФ позволяют реализовать широкие возможности в технике и медицине [2].

* Работа выполнена в рамках государственного задания при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации по проекту 2416-2014.

Формирование поверхностных слоев из материалов с ЭПФ представляет собой многостадийный процесс, включающий подготовку поверхности, наложение покрытия, последующую термическую (ТО) и многоступенчатую термомеханическую обработку (ТМО). В настоящее время совершенно очевидно, что разработку многостадийного технологического процесса поверхностного модифицирования (ПМ) целесообразно осуществлять с учетом накопления свойств поверхностных слоев на всех операциях обработки и при последующей эксплуатации изделия, т. е. с учетом технологического наследования [3]. Использование подходов механики технологического наследования (ТН) позволяет оценить параметры качества поверхности слоя в процессе комплексной обработки [4] и в условиях эксплуатации [5, 6]. Это направление исследований активно развивается в работах В.Ф. Безъязычного [5], В.Ю. Блюменштейна [4, 6], А.М. Дальского [3], В.М. Смелянского [6],

А.Г. Суслова [3], М.Л. Хейфеца [7, 8], П.И. Ящерицына [9] и других ученых.

Формирование поверхностных слоев из материалов с ЭПФ происходит в условиях высокоэнергетических воздействий в сильно неравновесных условиях [10]. Неравновесность, большие потоки энтропии и массы способствуют структурированию и, как следствие, система становится иерархичной. Размеры элементов структуры и их стабильность зависят от схемы и режимов обработки. С позиций системного анализа [11] наличие функциональных свойств материалов с ЭПФ связывают со свойствами, наблюдающимися вблизи неравновесных фазовых переходов в результате самоорганизации. Механизм самоорганизации структуры сплавов с ЭПФ отвечает за ряд их уникальных возможностей: свойства памяти, восстановления, адаптивности. В этих условиях можно проследить, как совокупность исходных характеристик, а также набор технологических приемов и термосиловых воздействий приводят в действие механизм прямого наследования и позволяют целенаправленно формировать требуемый комплекс функционально-механических свойств. Целью настоящего исследования является количественная оценка наследственных закономерностей формирования поверхностных слоев и трансформации их состояния в процессе поверхностного модифицирования стали материалом с ЭПФ на основе TiNi с использованием принципов технологического наследования и мультифрактальных представлений для целенаправленного формирования функционально-механических свойств.

Технология поверхностного модифицирования. Методы проведения исследований

Для формирования поверхностных слоев из материала с ЭПФ на основе TiNi используются различные методы: аргонодуговая и лазерная наплавка, плазменное и высокоскоростное газопламенное напыление, позволяющие достигать в поверхностном слое скорости нагрева и охлаждения, достаточные для эффективных процессов формирования структур различной дисперсности от мелкокристаллических до наноразмерных [10]. В настоящем исследовании многофункциональные свойства поверхностных слоев из материала с ЭПФ (TiNi) обеспечивались комплексом операций, включающих лазерную наплавку (ЛН), термическую и термомеханическую обработку (тренировку), осуществляющую поверхностным пластическим деформированием (ППД) [10]. При реализации многоэтапных технологических процессов поверхностные слои из материалов с ЭПФ рассматривались как объекты, последовательно воспринимающие многопараметрические внешние воздействия и относящиеся к сложным многофакторным динамиче-

ским трансформационным системам с изменяющимися параметрами состояния и степенью неравновесности структуры. Эволюция структуры на различных этапах ПМ оценивалась методом мультифрактальной параметризации структуры [13].

Состояние сплошной среды с учетом наследственных связей описывается с помощью вектор-функции состояния среды, дифференциального и интегрального операторов, описывающих предысторию системы [3]. Поскольку ПМ включает цикл комбинированной обработки, в результате которой поверхность-модифицированный слой приобретает функциональные свойства сплава с ЭПФ (псевдоупругости, восстановления, адаптивности), существенную роль играет наследственная информация передачи и приобретения новых свойств. Установление количественных закономерностей наследования позволяет определить реальные функциональные и вероятностные количественные соотношения между входными и выходными параметрами процесса ПМ, т. е. условиями последовательной обработки и свойствами поверхностного слоя из сплава с ЭПФ и, как следствие, эксплуатационными свойствами изделий, поверхностью-модифицированных материалом с ЭПФ. Анализ показывает, что аналитическое описание технологического наследования является сложной задачей в связи с трудностью представления временного фактора.

Структуру процесса ПМ материалом с ЭПФ можно представить в виде ориентированного графа [3, 7], как последовательность операций ($i = 0, 1, \dots, p$) изменения конечного числа ($j = 1, 2, \dots, v$) геометрических, структурных, механических и функциональных параметров от базового материала к модифицированному. Ориентированное ребро графа характеризует условия проведения рассматриваемой операции ($i = p$) при обеспечении рассматриваемого ($j = v$) параметра. Определенное свойство, выраженное вершиной ребра $S_{v(p-1)}$, изменяется в ходе технологической операции в соответствии с коэффициентом передачи наследственной связи K для данной операции и характеризуется новой величиной S_{vp} . Ориентированные ребра графа показывают передачу свойств ПМ материала с ЭПФ при лазерной наплавке, ТО и ТМО. Передача свойств описывается коэффициентом наследования K , характеризующим количественное изменение свойства и равным отношению предыдущих S_j и последующих S_{j+1} характеристик свойства:

$$K = \frac{S_j}{S_{j+1}}. \quad (1)$$

Математическая модель общего вида технологического наследования многомерна и в общем случае представляется следующим образом [5]:

$$S_{vp} = \sum_{j=1}^{i=s} \sum_{i=0}^{i=p-1} \left(\frac{1}{K_{vij}} S_{ij} \right), \quad (2)$$

где K_{vij} — коэффициент наследования; S_{ij} — значение свойства.

Основные закономерности технологического наследования

Рассмотрим развернутый граф (рис. 1), который предусматривает, с одной стороны, последовательность операций технологического процесса ПМ, а с другой — установление связи основных характеристик материала в исходном состоянии О и характеристик поверхностного слоя после наплавки определенной толщины δ и их изменение в процессе ПМ.

Влияние исходных материалов на формирование поверхностного слоя с ЭПФ, а также эволюция их характеристик подробно рассмотрены в работе [13]. На рис. 2 показаны микроструктура наплавленного слоя TiNi и картина распределения микротвердости по толщине наплавленного слоя. Наибольший интерес представляет описание технологическо-

го наследования свойств изделий с поверхностно-модифицированным слоем из сплава с ЭПФ после формирования покрытия лазерной наплавкой, так как целенаправленное изменение структуры и функционально-механических свойств TiNi в значительной степени обусловливается механической и термической обработкой. На рис. 3 приведены микроструктура слоя на различных этапах обработки и распределение размера зерна по глубине модифицированного слоя.

В качестве характеристик поверхностного слоя рассматривалась совокупность структурных параметров (размера зерна d , фрактальной размерности D , аддитивности A), функционально-механических свойств (микротвердости H , циклической долговечности N , износстойкости I , скорости коррозии в морской воде p_m , деформации восстановления ε_r и реактивного напряжения в условиях запрета возврата деформации σ) и геометрических параметров, характеризующих рельеф поверхности R . Ниже приводятся количественные закономерности структурной трансформации поверхностных слоев TiNi (табл. 1) на различных этапах обработки. Оценка структурных параметров производилась методом мультифрактальной параметризации структуры [14].

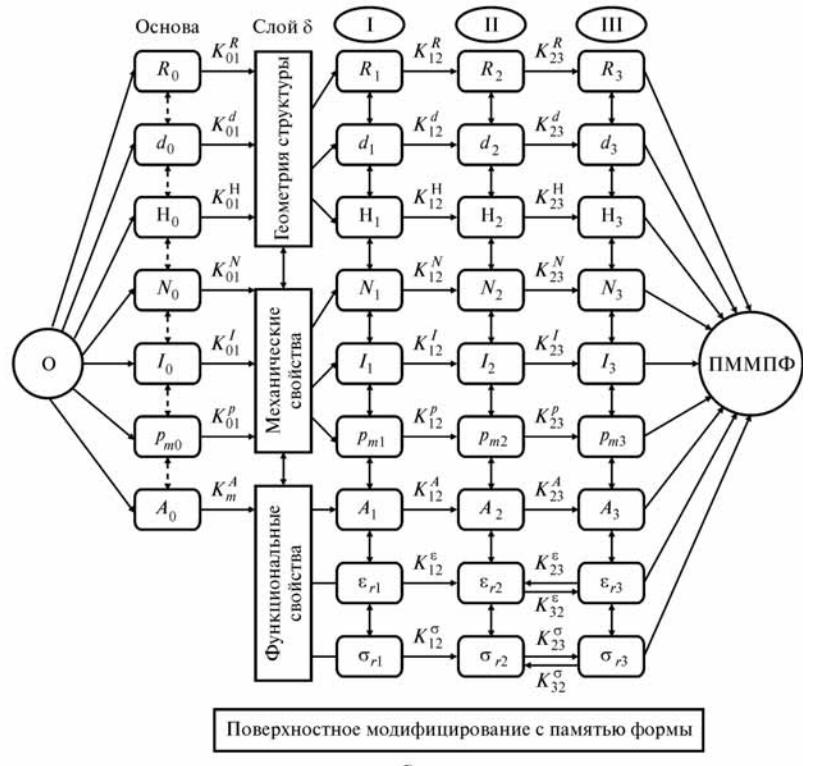
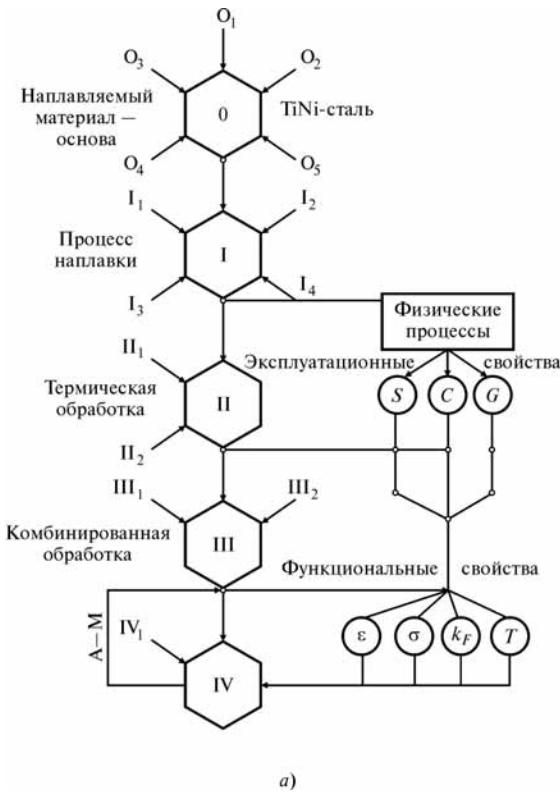


Рис. 1. Графы технологического наследования процесса поверхностного модифицирования материалом с памятью формы (ПММПФ) TiNi:

а — граф взаимовлияния технологических параметров и приемов на функционально-механические свойства поверхности слоя TiNi; б — развернутый граф прямой передачи свойств

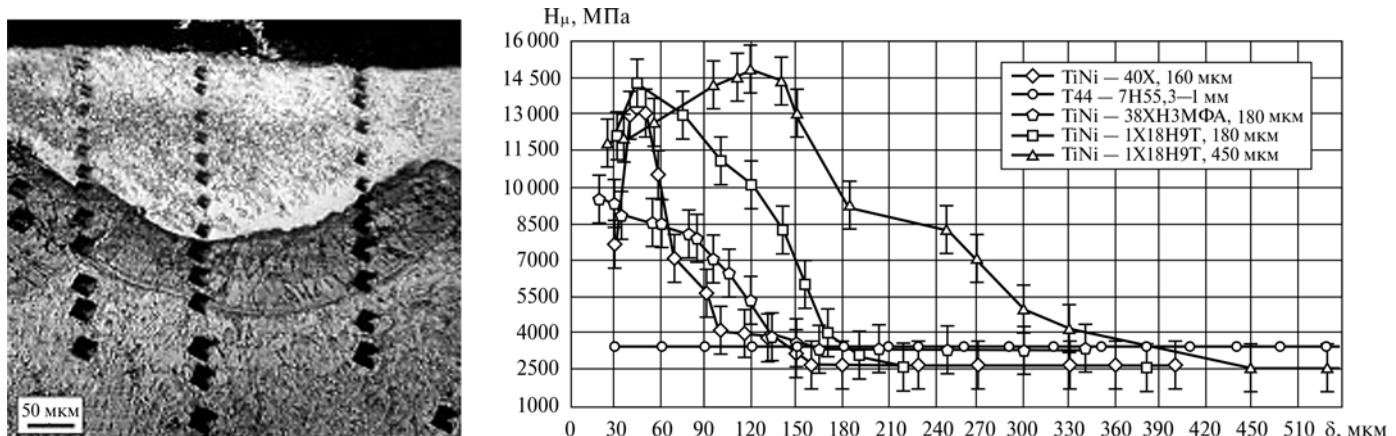


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя TiNi, полученного лазерной наплавкой на стали 12Х18Н9Т ($\times 400$) и распределение микротвердости по толщине слоя

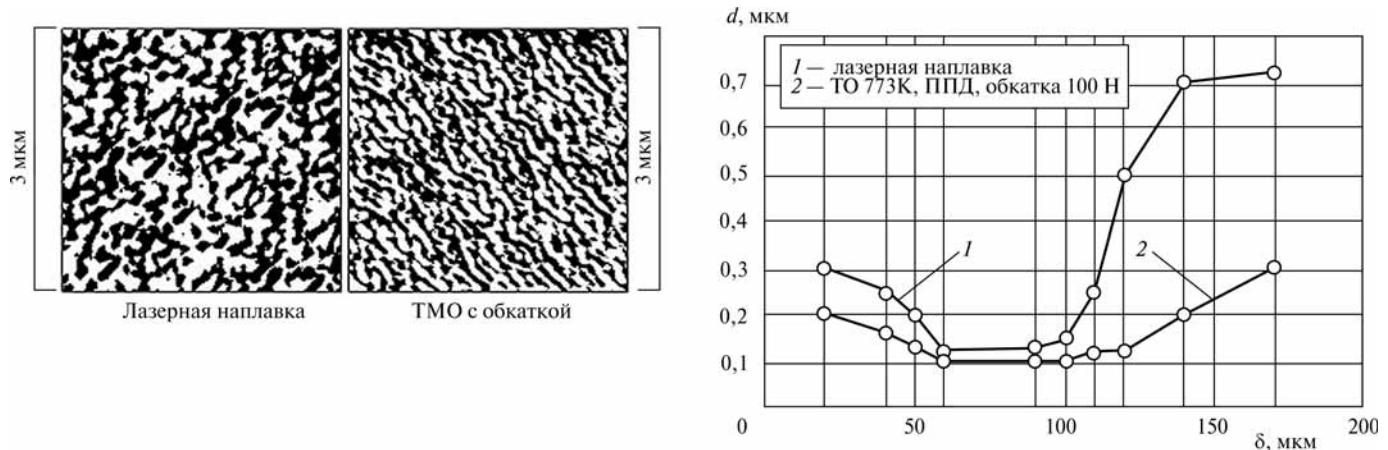


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя TiNi на различных этапах обработки ($\times 2400$) (центр слоя, контрастное фото 1500×1500 px) и распределение размера зерна по глубине слоя TiNi после лазерной наплавки и ТМО

Таблица 1

Эволюция структуры поверхностного слоя TiNi на этапе ТО

Материал	Мультифрактальные характеристики							
	Δ_{100}	f_{100}	D_0	D_1	D_2	D_{100}	δ^ψ	A^ψ
Лазерная наплавка ПН55Т45								
Сталь 12Х18Н9Т	-0,454	6,125	1,344	1,433	1,465	1,407	-0,068	-0,128
Слой TiNi	0,300	0,220	1,917	1,865	1,825	1,58	0,28	0,757
TO (отжиг) наплавленного при $T = 500$ °C								
Сталь 12Х18Н9Т	0,15	0,569	1,604	1,556	1,535	1,495	0,02	0,038
Слой TiNi	0,322	0,679	1,690	1,602	1,467	1,609	0,309	0,835

Обозначения: Δ_{100} — степень упорядоченности; f_{100} — степень однородности; D_0 — размерность самоподобия (фрактальная размерность); D_1 — информационная размерность; D_2 — корреляционная размерность; D_{100} — порог устойчивости; A^ψ — адаптивность.

Указанные параметры изменяются на каждом этапе ПМ. Для учета всех параметров необходимо добавить к этому перечню плотность зерен, фазовый состав, циклическую долговечность в условиях сухого трения, коэффициент формовосстановления, температурный интервал мартенситных превращений и др. В общем случае процесс ПМ пронизывается наследственными связями всех видов. Так, исходная система О (определенного набора параметров R_0, \dots, A_0) наследует в процессе лазерного воздействия ($i = I$) цепочку свойств формируемого покрытия δ (геометрию, структуру и микротвердость, функционально-механические свойства).

При воздействиях $i = I, \dots, III$, включающих ТО и ТМО, в слое δ происходит целенаправленное изменение температурных, деформационных и силовых параметров термомеханической памяти (обратимой деформации, коэффициента формовосстановления, температурного интервала мартенситных превращений, реактивных напряжений) [12]. Их изменение тесно связано с элементами структуры, наследуемыми при ориентированном обратимом мартенситном превращении, и в ходе технологического наследования активизируется с помощью операций II, III (так называемых технологических барьеров) [3]. Кроме того, с помощью III для управления по принципу термомеханического возврата обеспечиваются условия для многократного срабатывания ЭПФ, т. е. обратимого ЭПФ. Эффект памяти формы, связанный с наследственной природой структурных переходов устойчивость—неустойчивость [12], можно описать законом положительной обратной связи [3, 7], которую вносят операции II, III , и представить через коэффициенты наследования согласно формуле

$$\varepsilon_{r2} = \frac{\varepsilon_{r1}}{K_{12}^e} + \frac{\varepsilon_{r3}}{K_{32}^e} \text{ и } \varepsilon_{r3} = \frac{\varepsilon_{r2}}{K_{23}^e}. \quad (3)$$

При подстановке получаем

$$\frac{\varepsilon_{r1}}{\varepsilon_{r2}} = K_{12}^e \left(1 - \frac{1}{K_{23}^e K_{32}^e} \right). \quad (4)$$

Величина $1 - 1/(K_{23} K_{32})$ — является коэффициентом обратной связи. В настоящей работе рассматривается только один термомеханический цикл обратной связи, необходимый для реализации функциональных свойств поверхностных слоев — прямой и обратный ЭПФ, поэтому изучение передачи свойств выполнено в рамках одного цикла — на уровне создания технологии, обеспечивающей заданные функционально-механические свойства. На основании экспериментальных данных по формуле (2) определялись коэффициенты прямой передачи наследования свойств K (см. рис. 1, a), результирующие K_{Sp} и сквозные K_m коэффициенты цикла ПМ (табл. 2).

В табл. 2 приведены значения коэффициентов наследования, на которые в наибольшей степени влияют этапы ПМ (R_z — рельеф поверхности; d, ρ — размер и плотность зерен соответственно; H — микротвердость; N — циклическая долговечность при малоцикловом нагружении; I — интенсивность изнашивания; D_0 — фрактальная размерность, A — аддитивность). Анализ приведенных данных (см. табл. 2) показывает, что на начальном этапе (лазерная наплавка) значения коэффициентов передачи $K >> 1$ и $K << 1$, что указывает на полное изменение всех исходных структурно-механических параметров материала при общем накоплении новых. Комбинированный цикл обработки характеризуется изменением накопленных на первом этапе свойств. Так, для размера зерна каждая операция является технологическим барьером, в то время как аддитивные свойства наследуются слабо и стабилизируются в цикле обработок ($K^A \rightarrow 1$). Аддитивные свойства, как и функциональные, приобретаются в результате термодеформационного воздействия. Величины результирующего и сквозного коэффициентов наследования K_{Sp} и $K_m < 1$ указывают, что по крайней мере одна из операций в той или иной степени приводила к деградации предшествующих параметров.

Анализ зависимостей влияния технологических операций ПМ на накопление и изменение параметров функционально-механических свойств дал возможность выявить четкую картину процесса поверх-

Таблица 2

Коэффициенты прямой передачи технологического наследования

Операции ПМ сплавом с ЭПФ (TiNi)		Коэффициенты прямой передачи свойств							
<i>i</i> -я операция	Коэффициенты	K^{Rz}	K^d	K^ρ	K^H	K^N	K^I	K^{D_0}	K^A
I—I → ЛН	K_1	0,15	250	84,27	0,373	1,07	2,5	0,838	~ 0
II—ЛН → ТО	K_2	1,0	0,4	0,604	1,363	0,896	1,2	1,13	0,813
III—ТО ↔ ТМО	K_3	4,28	5,0	0,841	0,688	0,796	1,25	0,934	0,941
Результирующий коэффициент $K_{Sp} = K_1 K_2 K_3$	0,642	500,0	42,806	0,35	0,763	3,75	0,884	0,011	
Сквозной коэффициент $K_m = K_2 K_3$	4,28	2	0,508	0,938	0,713	1,5	1,055	0,765	

Примечание. И — исходное состояние.

Таблица 3

Коэффициенты экспериментальной модели технологического наследования эксплуатационных свойств в процессе поверхностного модифицирования

Свойство S_j		Поверхностное модифицирование			Комбинированный цикл ПМ		
		k_p	k_{p1}	k_{p2}	c	c_1	c_2
Рельеф	$j = R_z$	-46,55	43,79	-8,65	3223,8	24,60	-8,20
Размер зерна	$j = d$	-27040,4	-76,69	12,35	-0,15	1,35	-0,35
Твердость	$j = H$	-0,20	4,11	-0,55	-52,9	-8,75	2,25
Циклическая долговечность	$j = N$	14,75	-3,76	1,00	-81,9	-1,55	0,95
Интенсивность изнашивания	$j = I$	1,96	-1,34	0,20	0,70	-0,50	$-2,0396 \cdot 10^{-16}$
Фрактальная размерность	$j = D_0$	1,405	0,288	-0,05	2,56	-0,715	0,165
Адаптивность	$j = A^\psi$	0,259	1,02	-0,15	0,676	0,30	-0,05

ностного модифицирования сплавом TiNi. Описание технологического наследования эксплуатационных свойств в процессе ПМ в настоящей работе основано на использовании экспериментальных моделей. Компьютерный анализ экспериментальных данных проводился с помощью StatSoft Statistica v6.0. Полученная общая экспериментальная модель имеет вид полиномиальной функции:

$$F_{S_{jp}} = k_p + k_{p1}F_{S_{j0}} + k_{p2}F_{S_{j0}}^2. \quad (5)$$

Сквозное изменение свойств в рамках комбинированного цикла обработки слоя TiNi описывается выражением

$$S_{jm} = c + c_1 S_{jn} + c_2 S_{jn}^2, \quad (6)$$

где S_j — исследуемое свойство материала ($j = R_z, \dots, A$), характеристика которого изменяется от исходного значения S_{j0} до окончательного S_{jp} после поверхностного

модифицирования TiNi; S_{jn}, S_{jm} — свойства слоя сплава TiNi, изменяющиеся поэтапно в комбинированном цикле посредством технологических операций $i = n \dots m$; k_p, k_{p1}, k_{p2} и c, c_1, c_2 — статистические коэффициенты процесса поверхностного модифицирования и сквозного описания комбинированного цикла обработки соответственно (табл. 3).

На рис. 3 представлены результаты аппроксимации наиболее существенно изменяющихся характеристик эксплуатационных свойств и структурных параметров ($j = R_z, \dots, A$) в процессе ПМ материалом с ЭПФ (TiNi) с учетом влияния предшествующих технологических операций на свойства.

После полного цикла обработки сталей с поверхностным слоем TiNi циклическая долговечность при малоцикловом нагружении возрастает в 1,9...2,2 раза (сталь 38ХН3МФА) и в 2...2,5 раза (сталь 12Х18Н9Т), а в условиях фрикционно-механической усталости — в 1,45...1,6 раз, износостойкость стали 12Х18Н9Тс поверхностным слоем TiNi повышается в 3,6...4 раза.

Выходы

Установлены закономерности эволюции структурных параметров, мультифрактальных характеристик и технологического наследования в процессе поверхностного модифицирования. Показано, как совокупность исходных характеристик,

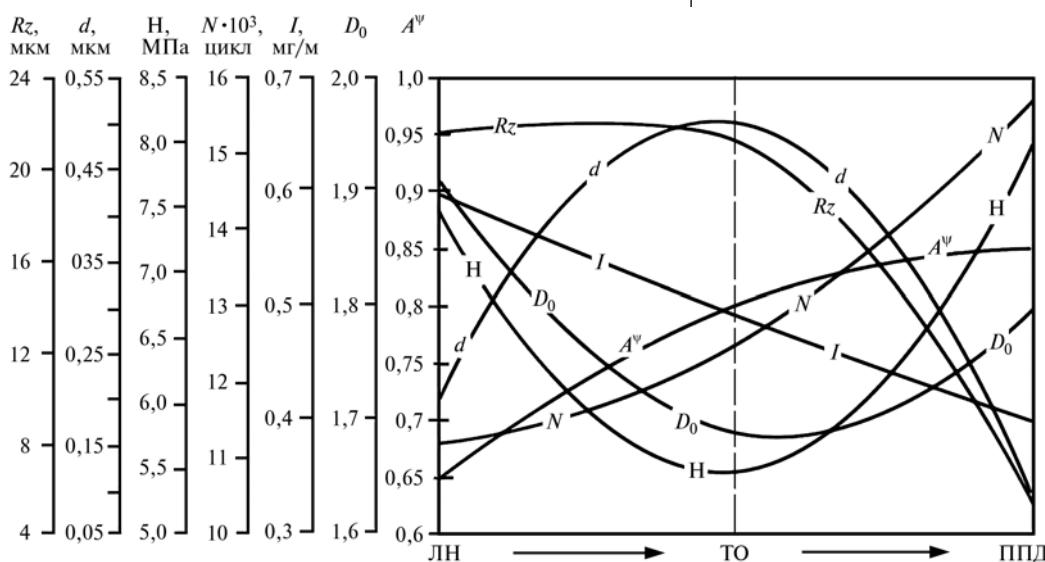


Рис. 4. Аппроксимированные кривые технологического наследования эксплуатационных свойств в процессе ПМ материалом с ЭПФ (TiNi):

И — исходное состояние; ЛН — лазерная наплавка; ТО — термообработка; ППД — поверхностное пластическое деформирование

а также набор технологических приемов и термосиловых воздействий приводят в действие механизм прямого наследования и позволяют целенаправленно формировать требуемый комплекс функционально-механических свойств. Полученная экспериментальная модель позволяет прогнозировать комплекс свойств, приобретаемый материалом при поверхностном модифицировании стали материалом с ЭПФ на основе TiNi.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Стратегическое направление развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-техн. сб. М., ВИАМ. 2012. С. 7–17.
2. **Razov A.I.** Application of Titanium Nickelide-Based Alloys in Engineering // The Physics of Metals and Metallography. Vol. 97. Suppl. 1. 2004. P. S97–S126.
3. **Суслов А.Г., Дальский А.М.** Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2002. 685 с.
4. **Технологические и эксплуатационные методы обеспечения качества машин** / В.Б. Альгин, В.Ю. Блюменштейн, А.С. Васильев и др.; под общ. ред. П.А. Витязя. Минск: Беларусь навука, 2010. 109 с.
5. **Безъязычный В.Ф., Водолагин А.Л.** Исследование влияния технологических условий обработки на эксплуатационные свойства деталей машин с учетом технологической наследственности // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева. 2008. № 1. С. 15–20.
6. **Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М.** Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.
7. **Технологическое наследование эксплуатационных параметров качества восстанавливаемых деталей** / М.Л. Хейфец, В.С. Точило, В.И. Семенов и др. // Тяжелое машиностроение. 2005. № 4. С. 12–15.
8. **Технологическое управление наследованием эксплуатационных показателей качества упрочненных поверхностей** / А.С. Васильев, А.И. Кондаков, С.А. Клименко и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 1. С. 32–38.
9. **Ящерицын П.И.** Технологическое наследование эксплуатационных параметров деталей машин // Справочник, инженерный журнал. 2004. № 9. С. 20–22.
10. **Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Чаеский М.И.** Поверхностное модифицирование материалами с эффектом памяти формы. Краснодар: "Издательский дом — Юг", 2009. 354 с.
11. **Иванова В.С., Корзников А.В.** Нелинейная динамика самоорганизацииnanoструктур при интенсивной пластической деформации металлов // Металлы. 2002. № 1. С. 103–111.
12. **Бледнова Ж.М., Степаненко М.А.** Структура и свойства TiNi-покрытий с ЭПФ, полученных лазерной наплавкой // Известия вузов. Сев.-Кавказ. регион. Технические науки. 2005. № 12. С. 21–27.
13. **Бледнова Ж.М., Степаненко М.А.** Эволюция структурообразования при поверхностном модифицировании стали материалом с эффектом памяти формы на основе TiNi // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10. № 1. С. 60–67.
14. **Мультифрактальный метод тестирования устойчивости структур в материалах** / В.С. Иванова, Г.В. Встовский, А.Г. Колмаков, В.Н. Пименов. М.: Интерконтакт Наука, 2000. 54 с.



*Специалистам в области обработки металлов
концентрированными потоками энергии*

**МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
"ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ"**

17—20 ноября 2015 г.

г. Москва

С 17 по 20 ноября 2015 г. на базе Национального исследовательского университета "МЭИ"
проводится Международная конференция
"Электронно-лучевая сварка и смежные технологии"

Тематика конференции

- Физические процессы при обработке концентрированными потоками энергии
- Технологии обработки электронным лучом
- Оборудование для обработки электронным лучом
- Сварочное материаловедение, прочность, контроль и диагностика сварных соединений

Контакты: e-mail: OvechnikovSA@mpei.ru, тел. +7 (495) 362 7118

Секретарь конференции Овчников Сергей Александрович

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Строгинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19; факс: (499) 269-48-97.

Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Беликова Е.И. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 01.04.2015 г. Подписано в печать 19.05.15 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru