

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 3(51)  
март  
2009

Издается с января 2005 г.

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

**Председатель редакционного  
совета**

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

**Заместители главного  
редактора:**

И.Н. ЖЕСТКОВА

д-р физ.-мат. наук  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя  
редакционного совета:**

д-р техн. наук  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук  
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.Ю. ЗАМЯТИН

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Ю.В. ПАНФИЛОВ

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

**Редакция:**

Л.Т. МАРТЫНЕНКО

С.В. СИДОРОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,  
которую можно оформить в любом  
почтовом отделении (индексы  
по каталогам: "Роспечать" 85159,  
"Пресса России" 39269, "Почта России"  
60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,  
268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

**Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А.** Сравнительный анализ свойств наноструктурных и микроструктурных керметных детонационных покрытий. . . . . 3

**Табаков В.П., Тулисов А.Н., Чихранов А.В.** Оценка трещиностойкости трехэлементных нитридных покрытий режущего инструмента. . . . . 11

**Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В.** Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композиционных электрохимических покрытий . . . . . 13

**Логов А.Б., Замаев Р.Ю.** Метод анализа состояния уникальных объектов. . . . . 21



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

**Киселев Е.С., Ковальногов В.Н., Коршунов В.А.** Технологическое обеспечение качества деталей с биметаллическими поверхностными слоями в процессе механической обработки . . . . . 29

**Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С.** Расчетно-аналитическая модель механического состояния поверхностного слоя упрочненной детали на стадии циклического нагружения после обработки размерным совмещенным обкатыванием . . . 33



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Ярьско С.И.** Особенности износа режущего инструмента после лазерного упрочнения на воздухе и в среде инертного газа. . . . . 40



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

**Бровер А.В.** Обработка металлических материалов комбинированным лазерно-ультразвуковым способом . . . . . 44

**Белоцерковский М.А.** Технологии формирования слоистых покрытий из разнородных материалов . . . . . 49



### ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

**Голенков В.А., Радченко С.Ю., Дорохов Д.О.** Формирование градиентных субмикро- и наноструктурных состояний комплексным локальным нагружением очага деформации. . . . . 54

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 3 (51)  
March  
2009

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

Dr of Phys. Math. Sci.,  
The honoured worker  
of a science of the RF  
V.N. NEVOLIN

**Chair of Editorial Council**

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

**Editorial Assistants:**

I.N. ZHESTKOVA  
Dr of Phys. Math. Sci.  
V.Yu. FOMINSKY

**Chairman Assistants:**

Dr of Eng. Sci.  
V.Yu. BLUMENSTEIN  
Dr of Eng. Sci.  
A.V. KIRICHEK  
Dr of Eng. Sci.  
O.V. CHUDINA

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
S.N. GRIGORIEV  
V.Yu. ZAMYATIN  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
F.I. PANTELEENKO  
Yu.V. PANFILOV  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
V.A. SHULOV  
G.A. SUHOICHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

L.T. MARTYNENKO  
S.V. SIDOROVA  
T.V. PARAYSKAYA

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

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

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Zlobin S.B., Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A.** Comparative analysis of nanostructured and microstructured cermet detonation coatings . . . . . 3
- Tabakov V.P., Chikhranov A.V., Tulisov A.N.** Estimation of stability of cracks of three-element coverings on the basis of nitrides . . . . . 11
- Kisel L.E., Gurjanov G.V.** Effect of dispersed phase on coefficient of variation of microhardness of composite electrochemical coatings . . . . . 18
- Logov A.B., Zamaraev R.Yu.** An analysis method for unique processes . . . . . 21



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Kiselev E.S., Kovalnogov V.N., Korshunov V.A.** Technological maintenance of quality of details with bimetallic blankets in the course of machining . . . . . 29
- Blumenstein V.Yu., Mahalov M.S.** The rated – analytical model of a mechanical condition of surface layer of the hardened part at the stage of cyclical loading after dimensional joint running-in processing . . . . . 33



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Yaresko S.I.** Wear features of the cutting tool after laser hardening on air and in the environment of inert gas . . . . . 40



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Brover A.V.** Processing of metal materials by the combined laser-ultrasound way . . . 44
- Belotserkovsky M. A.** Technologies for forming of layered coatings from heterogeneous materials . . . . . 49



### INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

- Golenkov V.A., Radchenko S.Yu., Dorokhov D.O.** Gradient submicro- and nanostructural states formation through complex local loading of deformation point. . . . . 54

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



С.Б. Злобин, В.Ю. Ульяницкий, А.А. Штерцер

(Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск)

## Сравнительный анализ свойств наноструктурных и микроструктурных керметных детонационных покрытий<sup>1</sup>

Проведено сравнение свойств детонационных покрытий из традиционных твердосплавных порошков и порошков с частицами, содержащими наноразмерные зерна карбидов. Исследованы свойства нанесенных детонационным способом покрытий из порошков, содержащих карбиды вольфрама на кобальтовой связке и сложные карбиды титана, хрома на никромовой связке, микроструктура, прочностные (микротвердость, адгезия, когезия) и трибологические (абразивный и эрозионный износ, параметры трения-скольжения) характеристики покрытий. Существенные преимущества в износостойкости покрытий из наноструктурных материалов перед традиционными материалами не выявлены. Установлен синергетический эффект, проявляющийся в том, что твердосплавные покрытия, полученные напылением некоторых смесей традиционных и наноструктурных материалов, имеют более высокие прочностные и трибологические параметры по сравнению с покрытиями из традиционных материалов при одинаковом содержании кобальта.

**Ключевые слова:** наноструктурный порошок, микроструктурный порошок, детонационное напыление, твердосплавное покрытие, микротвердость, адгезия, когезия, трибологические свойства.

The problem was set to compare the properties of detonation coatings made from conventional hard-alloy powders and from powders, having the particles containing nanosized carbide grains. The properties of coatings made by detonation spraying of powders containing tungsten carbide with a cobalt binder, and of powders containing combined titanium and chromium carbides with a nickel-chromium binder were investigated. Coating microstructure, strength parameters (microhardness, adhesion, cohesion) and tribological parameters (abrasive and erosive wear, sliding friction properties) were studied. Significant advantages of coatings made from nanostructured materials over that made from conventional materials were not founded. At the same time the synergetic effect was revealed showing that properties of coatings made from some mixtures of conventional and nanostructured powders appear to be better than properties of coatings made from conventional powders having the same percentage of cobalt binder.

**Key words:** nanostructured powder, microstructured powder, detonation spraying, hard-alloy coating, microhardness, adhesion, cohesion, tribological properties.

### Введение

Детонационное напыление (ДН) — один из видов газотермического напыления — применяют для нанесения покрытий с середины прошлого века. В этой технологии используется явление газовой детонации, описание которой и области применения приведены, например, в работе [1].

Наноструктурные материалы для газотермического напыления — это порошки, частицы которых имеют размер несколько десятков микрон и содержат в своем составе зерна размером менее 100 нм. Например, у твердосплавного порошка Mechanomade T 308

частицы представляют конгломераты размером около 50 мкм. Эти конгломераты содержат 70 % карбида вольфрама в виде зерен размером около 30 нм и 30 % кобальта как металлической связки. Наноструктурные порошки с зернами такого размера производит итальянская компания MBN (<http://www.mbn.it>). Размер зерен вычисляют по формуле Шеррера (Scherrer) для расчета крупности кристаллов по данным рентгеновской дифрактометрии. В традиционных твердосплавных порошках зерна WC в частицах-конгломератах имеют размер 1 мкм и выше. В дальнейшем, чтобы подчеркивать эту разницу, будем называть порошки с наноразмерными зернами карбидов в частицах наноструктурными, а порошки традиционного производства с микронными зернами карбидов — микроструктурными.

При сильном нагреве порошковых частиц, который необходим для получения прочных покрытий,

<sup>1</sup> Исследования проводили при поддержке Российского Федерального агентства по науке и инновациям (контракт № 02.513.11.3098 от 21 марта 2007 г.) и Фонда Президента РФ (грант НШ-8583.2006.1).

возможно изменение структуры и состава напыляемого материала. В тех же карбидовольфрамовых твердых сплавах деструкция и декомпозиция материала связаны с взаимодействием WC с расплавленным кобальтом. В результате диффузии углерода и вольфрама в кобальт в покрытии появляется фаза  $W_2C$ , свободный вольфрам и аморфный кобальт, насыщенный вольфрамом и углеродом. В работе [3] показано, что при высокоскоростном газопламенном напылении (High Velocity Oxy Fuel – HVOF) твердосплавных материалов наноразмерные зерна WC в частицах WC–Co подвергаются большей деструкции, чем микронные зерна WC в традиционных материалах. Очевидно, это связано с тем, что площадь межфазной поверхности WC–Co у нанозерен значительно больше, чем у микронных зерен и это приводит к более активной деструкции WC. В результате покрытия из наноструктурных порошков имеют даже худшие трибологические свойства, чем покрытия из традиционных порошков WC–Co (аморфный кобальт является хрупким материалом и провоцирует более быстрый износ). В работах [4, 5] также HVOF-методом наносили покрытия из порошка WC–Co-88/12 с размером частиц 5–40 мкм и размером зерен WC 30–50 нм. Установлено, что покрытия из наноструктурных порошков имеют стойкость против абразивного износа на уровне наилучших покрытий из микроструктурных порошков того же состава, т.е. явного преимущества у покрытий из наноструктурных порошков нет. Причем при температуре напыления выше 1950–2000 °C износостойкость наноструктурных покрытий снижается. Этот факт говорит о том, что наноструктурные порошковые материалы более чувствительны к перегреву, чем микроструктурные. В отличие от перечисленных выше работ авторы работы [6] обнаружили преимущество нанесенных плазменным способом покрытий из наноструктурных порошков над покрытиями из микроструктурных материалов. По их данным наноструктурные покрытия WC...12 % Co имеют почти в 2 раза большую износостойкость, чем покрытия того же состава, но с микронными зёрнами WC. Испытания проводили по стандарту ASTM G65–94 (dry-sand, rubber wheel wear testing). В работе [7] утверждается, что полученные детонационным напылением наноструктурные покрытия WC–Co имеют более высокую износостойкость, чем микроструктурные. Но проведенное в этой работе сравнение представляется не совсем корректным по двум причинам. Во-первых, сравнивается износостойкость покрытий с разным составом. А именно, использованный в экспериментах микроструктурный порошок Amdry 9831 содержит 17 % кобальта, а наноструктурный Mechano-made 301 – 12 %. Уже по одной этой причине износостойкость покрытий может сильно различаться.

Во-вторых, покрытия наносили при существенно разных режимах напыления. Так, наноструктурный порошок напыляли, используя детонирующие смеси пропан–кислород в соотношениях 1:3,3 и 1:3,8, а микроструктурный – в соотношении 1:2,9. Возможно, что указанные режимы могут не совпадать с оптимальными режимами напыления для того или иного материала.

Таким образом, в научно-технической литературе имеются противоречивые данные по сравнительным свойствам нано- и микроструктурных газотермических покрытий, содержащих тугоплавкие карбиды. Необходимо провести дополнительные исследования, в которых сравнение свойств покрытий проводилось бы для одного и того же состава материала и с учетом того, является ли режим напыления оптимальным для обладающего данной структурой материала, т.е. обеспечивающим наилучшие трибологические и прочностные свойства покрытия. Имеет смысл сравнивать покрытия одного состава и обладающие наилучшими характеристиками, которые можно получить варьированием режима напыления.

Цель данной работы – сравнить в указанной постановке свойства детонационных покрытий из микроструктурных и наноструктурных твердосплавных порошков.

Напыление осуществляли на *компьютеризованном детонационном комплексе* (КДК) "Дракон" [2]. В качестве детонирующего газа использовали близкую к эквимолярной смесь ацетилена с кислородом ( $C_2H_2 + 1,05O_2$ ). Продукты детонации этой смеси (в основном  $H_2$  и CO) создают восстановительную атмосферу вокруг частиц, обеспечивая при этом их эффективный разгон и нагрев. Отметим, что детонацию других углеводородов (пропана, пропилена и др.) в стволе детонационной пушки можно возбудить только при повышенном содержании кислорода в смеси, в этом случае в продуктах детонации присутствует свободный кислород, который, реагируя с углеродом, вызывает нежелательную декарбидизацию керамики. Поэтому использование ацетилена для детонационного напыления карбидосодержащих материалов предпочтительнее, чем использование пропана или других углеводородных топлив.

### Порошковые материалы для покрытий

При проведении экспериментов применяли семь различных порошковых материалов (табл. 1). Наноструктурные композиционные порошки обычно получают механохимическим методом на высокоэнергетических планетарных мельницах-активаторах. Для изготовления твердых сплавов иногда применяют самораспространяющийся высокотемпературный син-

Таблица 1

Характеристики твердосплавных порошков

Материал	Производитель	Состав, % мас.	Размер частиц, мкм	Размер зерен карбидов
Наноструктурные композиты				
Mechanomade 301	M.B.N. S.r.l., Italy	88 % WC + 12 % Co	10–53	~30 нм
Mechanomade T308	MBN Nanomaterialia, Italy	70 % WC + 30 % Co	<50	~30 нм
УСТ 300	ИПМ, Минск	70 % (Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> + TiC) + + 30 % Ni80Cr20	10–45	~40 нм
Микроструктурные композиты				
Diamalloy 2004	Sulzer Metco	88 % WC + 12 % Co	11–45	>1 мкм
Diamalloy 2005 NS	Sulzer Metco	83 % WC + 17 % Co	5,5–45	>1 мкм
80.71.1W	GTV mbH, Germany	88 % WC + 12 % Co	20–53	>1 мкм
ВК-25	Россия (Уфа)	75 % WC + 25 % Co	<50	>1 мкм
Примечание. Размер зерен карбидов в наноструктурных композитах указан производителем и определяется с помощью рентгеновской дифрактометрии.				

тез с последующим размолотом продукта на мельнице-активаторе для получения наночастиц. Обычно в твердосплавных композициях, содержащих карбиды вольфрама, титана и хрома, наноструктура практически неразличима посредством электронной микроскопии даже высокого разрешения. Однако ее можно обнаружить посредством рентгеновской дифрактометрии. По-видимому, в наноструктурных композиционных порошках карбидные частицы представляют поликристаллы, состоящие из наноразмерных кристаллитов. В то же время в традиционных микроструктурных порошках карбидные зерна – это монокристаллы размером в микрон и более.

Наноструктурный сплав УСТ 300 на основе карбидов титана и хрома со связкой 30 % нихрома Х20Н80 выбран для исследований как более дешевый по сравнению с карбидовольфрамовыми наноструктурными сплавами материал, чтобы определить его конкурентоспособность по сравнению со сплавами WC–Co.

Кроме приведенных в табл. 1 порошков для напыления использовали также смеси наноструктурного порошка Mechanomade T308, содержащего 30 % кобальта, и микрокристаллических порошков Diamalloy 2004 и 80.71.1W, содержащих 12 % кобальта. Эти порошки использовали с целью получения покрытий с содержанием кобальта 17 и 25 % и имеющих в своем составе наноразмерные зерна карбидов, чтобы сравнить их свойства со свойствами покрытий из порошков Diamalloy 2005 NS и ВК-25. Составы смесей приведены в табл. 2.

Таблица 2

Смеси из микроструктурных и наноструктурных порошков

Материал	Состав, % мас.	Содержание Co, % мас.
Смесь 1	27,8 % Mechanomade T308 + + 72,2 % 80.71.1W	17
Смесь 2	27,8 % Mechanomade T308 + + 72,2 % Diamalloy 2004	17
Смесь 3	72,2 % Mechanomade T308 + + 27,8 % 80.71.1W	25
Смесь 4	72,2 % Mechanomade T308 + + 27,8 % Diamalloy 2004	25

Приведенные порошковые материалы позволяют получить наноструктурные и микроструктурные покрытия из сплавов WC–Co с содержанием кобальта 12, 17 и 25 % и сравнить их свойства.

Напыление покрытий

Как отмечалось, для наноструктурных и микроструктурных порошковых материалов параметры оптимальных режимов напыления могут отличаться. Под оптимальным режимом напыления для данного порошка следует понимать такой состав детонирующей смеси и ее количество в стволе при выстреле, который обеспечивает наилучшие прочностные и три-

Температура и скорость частиц при напылении в различных режимах

Режим напыления	Заполнение ствола горючей смесью, %	Заполнение ствола горючей смесью, мм	Температура частицы $T$ , К	Скорость частицы, м/с	$T/T_{Co}$
Гиперхолодный	<30	<240	<1220	<214	<0,69
Ультрахолодный	30–40	240–320	1220–1700	214–268	0,69–0,96
Холодный	40–45	320–360	1700–1787	268–295	0,96–1,01
Нормальный	45–55	360–440	1787–2266	295–317	1,01–1,28
Горячий	>55	>440	>2266	>317	>1,28
Горячий	60	480	2473	323	1,4

Примечание. В расчетах принято  $T_{Co}$  1765 К.

биологические свойства покрытия из данного порошка. Очевидно, что оптимальные состав и количество газовой смеси соответствуют некоторым оптимальным температуре и скорости частицы при соударении с подложкой и зависят от применяемой для напыления детонационной установки. Поэтому приводимые ниже данные соответствуют КДК "Дракон" со стволом длиной 800 мм и диаметром 20 мм.

Чтобы обеспечить неокислительную атмосферу в продуктах детонации, в качестве детонирующего газа применяли эквимолярную смесь ацетилен – кислород. Скорость и температура напыляемых частиц в экспериментах варьировали путем изменения степени заполнения ствола газовой смесью. Учитывая первостепенную важность температуры частиц для получения высокой адгезии и когезии покрытий, ввели [8] условные понятия холодного и горячего режимов напыления. Чтобы более точно определить оптимальные режимы для наноструктурных и микроструктурных порошков, в данной работе режимы напыления по степени заполнения ствола горючей смесью делили на пять типов: гиперхолодный (заполнение ствола

менее 30 %), ультрахолодный (30–40 %), холодный (40–45 %), нормальный (45–55 %) и горячий (55 % и более). Расчеты, проведенные с использованием специально разработанной компьютерной программы ЛН-01 [9], показывают, что для частиц сплава WC/Co-88/12 размером 30 мкм имеет место примерно следующее соответствие. Гиперхолодный режим обеспечивает их нагрев до температуры ниже 70 % температуры плавления кобальта ( $T_{Co} = 1765$  К). В ультрахолодном режиме напыления частицы нагреваются до 70–95 %  $T_{Co}$ . В холодном режиме частица нагревается выше 95 %  $T_{Co}$ , достигает  $T_{Co}$ , а также кобальтовая связка может быть частично расплавлена. В нормальном режиме напыления кобальт целиком расплавлен и частица может нагреться до температуры, на 30 % превышающей  $T_{Co}$ . В горячем режиме частицы нагреты до температуры, более чем на 30 % превышающей  $T_{Co}$ . Конкретные расчетные данные приведены в табл. 3, а на рис. 1 приведена динамика разгона и нагрева частицы при степени заполнения ствола горючей смесью на 55 %. Инжекция порошка осуществляется на расстоянии 300 мм от среза ствола.

Видно, что частица нагревается до  $T_{Co}$ , пройдя расстояние около 100 мм от точки инъекции. На выходе из ствола частица имеет скорость 317 м/с и температуру 2266 К.

Покрyтия из всех порошков наносили в различных режимах на подложки из стали Ст3. При измерении прочностных и трибологических параметров установили, что для одного и того же материала различным испытаниям соответствуют различные оптимальные режимы напыления. Например, наилучшие параметры при испытаниях трением скольжения для всех покрытий соответствова-

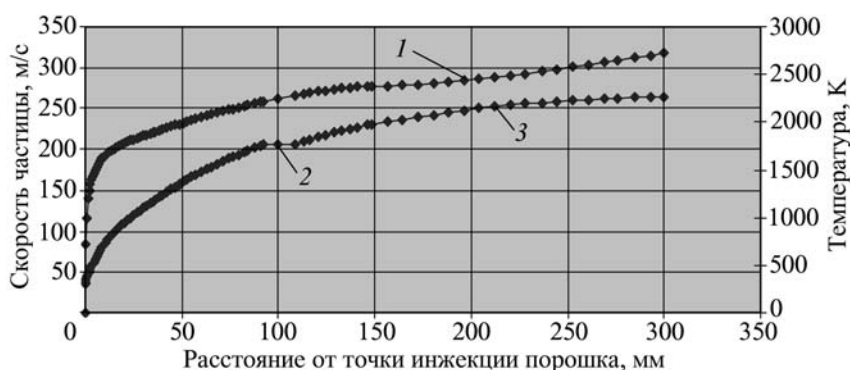


Рис. 1. Динамика разгона и нагрева частицы WC/Co-88/12 размером 30 мкм в стволе КДК "Дракон" (степень заполнения ствола 55 %)

ли холодному и нормальному режимам. Микротвердость покрытий из традиционных (микроструктурных) порошковых материалов максимальна при их нанесении в горячем режиме, а наноструктурных покрытий – в нормальном или холодном режимах. Абразивная и эрозионная износостойкость ВК-25 и всех наноструктурных материалов WC-Co, кроме Mechanomade T308, максимальна при нормальных режимах напыления. Для УСТ300 износостойкость максимальна при напылении в холодном, для Mechanomade T308 даже в ультрахолодном режиме. Адгезия и когезия покрытий из наноструктурных материалов максимальны при напылении в нормальном, а покрытий из традиционных материалов – в горячем режиме напыления. Учитывая то, что обычно к покрытиям предъявляются требования высокой адгезии, когезии и износостойкости, для наноструктурных порошковых материалов в качестве оптимального выбран режим напыления на границе между нормальным и холодным, а для покрытий из традиционных (микроструктурных) порошков – на границе между горячим и нормальным. Это соответствует 45 и 55 % заполнения ствола КДК "Дракон" горючей смесью.

### Свойства покрытий

У полученных при оптимальных режимах покрытий исследовали микроструктуру, измеряли микротвердость, адгезию, когезию. Трибологические испытания заключались в тестах на абразивный и эрозионный износ и исследовании характеристик трения скольжения. Использовали следующие приборы и установки: микротвердомер ПМТ-3 У4.2, сканирующий электронный микроскоп LEO 420, разрывную машину TC-FR/00TL A4K фирмы Zwick/Roell, маши-

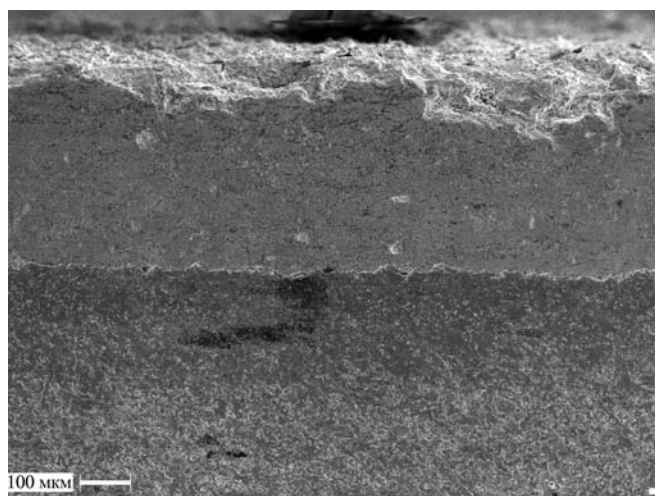


Рис. 2. Покрытие из микроструктурного порошка 80.71.1W

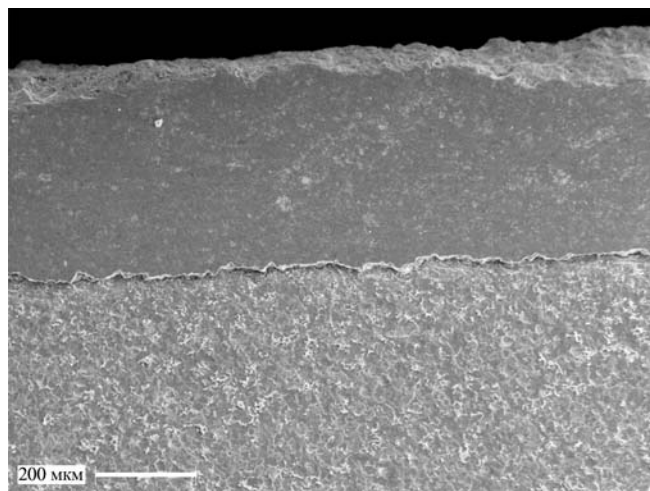


Рис. 3. Покрытие из наноструктурного порошка Mechanomade T308

ну трения СМТ-1, стенд АЭС, спроектированный в ИГиЛ СО РАН для проведения тестов на абразивный и эрозионный износ согласно стандартам ASTM G65 и G76 соответственно.

На рис. 2, 3 приведены в качестве примера фотографии покрытий из микроструктурного порошка 80.71.1W и наноструктурного Mechanomade T308, а на рис. 4, 5 – фотографии микроструктуры этих же покрытий. Видно, что покрытия представляют плотные слои с шероховатостью поверхности в десятки микрон. Пористость покрытий в данных исследованиях не измеряли, но ранее было установлено, что напыление карбидовольфрамовых твердых сплавов в оптимальном режиме обеспечивает пористость менее 1 % [8].

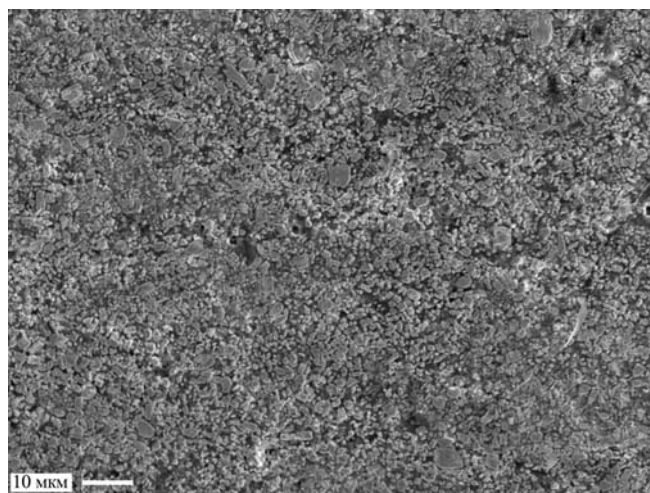


Рис. 4. Микроструктура покрытия из микроструктурного порошка 80.71.1W

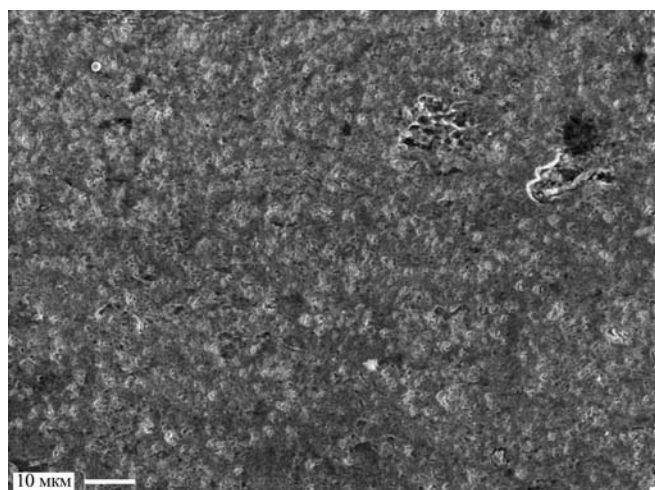


Рис. 5. Микроструктура покрытия из наноструктурного порошка Mechano made T 308

Микротвердость измеряли по стандартной методике при нагрузке 100 г. Адгезию измеряли по штифтовой методике, приведенной в работе [10]. Методика измерения когезии и испытаний покрытий на абразивный и эрозионный износ изложена в работе [2]. Для измерения когезии две стальные трубки устанавливали соосно торцами друг к другу и на них в области стыка напыляли покрытие толщиной 500 мкм. Затем составной образец подвергали растяжению на разрывной машине. Данные по микротвердости, адгезии и когезии покрытий приведены в табл. 4.

При абразивных испытаниях плоский образец прижимается с усилием 130 Н к обрешиненному диску диаметром 235 мм, вращающемуся со скоростью 240 об/мин. На поверхность трения подается порошок – электрокорунд нормальный марки 13А зернистостью 20П ГОСТ 28818–90 (размер частиц 200–250 мкм). Расход абразива 120–130 г/мин. В каждом испытании проводили 8–10 тестов по 200 оборотов диска, после каждого теста образец взвешивали на аналитических весах. Затем строили кривую износа и определяли установившийся износ в кубических миллиметрах за 200 оборотов диска.

При проведении эрозионных испытаний на образец перпендикулярно его поверхности из сопла диаметром 5 мм подается воздушно-абразивная струя. Давление воздуха на входе в сопло 0,4 МПа, средняя скорость абразивных частиц 65 м/с, расстояние от сопла до поверхности образца 11 мм. Использовали тот же порошок электрокорунда, что и при абразивных испытаниях. Расход порошка 1,3 г/мин. В каждом испытании проводили 8–10 тестов по 5 мин. После каждого теста образец взвешивали на аналитических весах и определяли потерю массы. Далее, как и при абразивных испытаниях, строили кривую износа

Таблица 4

Адгезия, когезия и микротвердость твердосплавных покрытий

Покрытие	Адгезия, МПа	Когезия, МПа	Микротвердость, МПа
Покрытия с 12 % Со			
Diamalloy 2004	129	199	10015
0 80.71.1W	149	192	10111
Mechanomade 301	150	192	10500
Покрытия с 17 % Со			
Diamalloy 2005 NS	142	200	8860
Смесь 1	231	138	10266
Смесь 2	180	252	8883
Покрытия с 25 % Со			
ВК-25	269	199	7317
Смесь 3	269	109	10650
Смесь 4	246	315	10329
Покрытия с 30 % Со			
Mechanomade T308	281	538	8723
Покрытия с никромовой связкой			
УСТ300	127	130	6740

и определяли установившийся износ в кубических миллиметрах за 5 мин.

Полученные данные по абразивному и эрозионному износу покрытий приведены в табл. 5.

Испытания покрытий в режиме трения скольжения с измерением коэффициента трения проводили на машине трения СМТ-1 по схеме диск–колотка (рис. 6). К вращающемуся диску, на который нанесено испытываемое покрытие, прижимается колотка в виде сегмента из стали 60 с твердостью 180 НВ. Диаметр диска 50 мм, внешний диаметр колотки 68 мм, угол сегмента 45°. Диск вращается со скоростью 250 об/мин. Усилие прижима колотки к диску в течение одного испытания изменяется от 200 до 500 Н с шагом 100 Н в течение 10 мин. При каждом усилии измеряли коэффициент трения. Затем вычисляли среднее значение коэффициента трения по полученным при разных усилиях прижима значениям. Определяли коэффициенты сухого трения и трения со смазкой с применением моторного масла М-8-Г. Полученные значения приведены в табл. 6. Отметим,



Таблица 5

Абразивный и эрозионный износ твердосплавных покрытий

Покрытие	Абразивный износ, мм <sup>3</sup>	Эрозионный износ, мм <sup>3</sup>
Покрытия с 12 % Со		
Diamalloy 2004	0,92	0,28
80.71.1W	0,66	0,23
Mechanomade 301	0,67	0,34
Покрытия с 17 % Со		
Diamalloy 2005 NS	1,99	0,29
Смесь 1	0,69	0,29
Смесь 2	1,48	0,27
Покрытия с 25 % Со		
ВК-25	1,97	0,31
Смесь 3	1,24	0,36
Смесь 4	3,8	0,35
Покрытия с 30 % Со		
Mechanomade Т308	3,35	0,45
Покрытия с никромовой связкой		
УСТ300	9,92	0,77

что коэффициенты трения определяли прямо на полученных покрытиях без их шлифовки.

Износ покрытий определяли в режиме сухого трения также по схеме диск–колодка (см. рис. 2). В этих испытаниях покрытия наносили на колодки, а на вращающийся диск нанесли покрытие из ВК-25. Один тест длился 60 мин, усилие прижима колодки к вращающемуся диску составляло 50 Н, скорость вращения диска диаметром 50 мм – 250 об/мин. Таким образом, путь трения составлял 2355 м. Износ покрытия определяли путем взвешивания образца до и после испытания, объемный износ в кубических миллиметрах вычисляли делением потери массы на

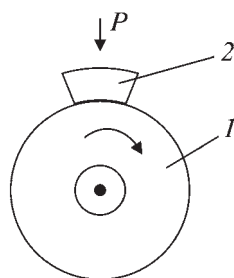


Рис. 6. Испытания по схеме диск–колодка ( $P$  – прижимающая сила): 1 – вращающийся диск с испытываемым покрытием; 2 – стальная колодка

плотность покрытия. Полученные данные приведены в табл. 6.

Относительно точности приводимых в таблицах численных значений необходимо сказать следующее. При всех видах газотермического напыления, в том числе и при детонационном, существует разброс прочностных и трибологических параметров покрытий. Этот разброс, как правило, значительно превышает ошибки измерения, связанные с использованием тех или иных приборов, применяемых для измерения тех или иных свойств покрытий. Очевидно, что для объективного сравнения параметров покрытий нужно знать разброс этих параметров. С этой целью измерения характеристик покрытий проводили на пяти – шести образцах для каждого материала и режима напыления. Максимальный разброс полученных данных, с учетом строгого повторения условий напыления и проведения испытаний, соответствовал

Таблица 6

Испытания трением скольжения, износ и коэффициенты трения

Покрытие	Износ трением, мм <sup>3</sup>	Коэффициент сухого трения	Коэффициент трения со смазкой
Покрытия с 12 % Со			
Diamalloy 2004	0,59	0,14	0,09
80.71.1W	0,90	0,13	0,10
Mechanomade 301	0,81	0,13	0,10
Покрытия с 17 % Со			
Diamalloy 2005 NS	1,35	0,14	0,11
Смесь 1	0,70	0,14	0,11
Смесь 2	0,49	0,12	0,08
Покрытия с 25 % Со			
ВК-25	0,73	0,22	0,13
Смесь 3	1,36	0,11	0,07
Смесь 4	0,97	0,16	0,10
Покрытия с 30 % Со			
Mechanomade Т308	0,60	0,18	0,12
Покрытия с никромовой связкой			
УСТ300	2,34	0,13	0,07
Примечание. В качестве смазки применяли моторное масло М-8-Г.			

средней квадратичной ошибке  $\sigma = 6,1 \%$ . В соответствии с Гауссовым распределением доверительный интервал измеряемой величины  $2\sigma = 12,2 \%$  соответствует доверительной вероятности 95 %. Таким образом, мы имеем полное право сравнивать полученные экспериментальные значения для разных покрытий с учетом разброса этих значений  $\pm 12,2 \%$ .

### Обсуждение результатов

В первую очередь сравним свойства покрытий с одинаковым содержанием кобальта. Относительно микротвердости покрытий с учетом разброса данных можно утверждать, что максимальное значение этого параметра имеют все покрытия, содержащие 12 % Со, а также смеси 1, 3 и 4 (см. табл. 4). Очевидно, что по микротвердости наноструктурный материал Mechanomade 301 в своем классе (покрытия с 12 % Со) не имеет преимуществ перед микрокристаллическими сплавами. Неожиданным является то, что покрытия из порошковых смесей с содержанием кобальта 17 % и даже 25 % имеют такую же высокую микротвердость, как покрытия с 12 % Со. В своих классах смеси имеют преимущество над микрокристаллическими материалами. Так, смесь 3 (25 % Со) имеет микротвердость почти в 1,5 раза большую, чем ВК-25.

Адгезия покрытий возрастает с увеличением содержания кобальта, что закономерно, поскольку соединение композиционного твердого сплава с подложкой происходит через металл-связку. Преимущество у покрытий с наноструктурным компонентом в этом случае также не наблюдается. Связь когезии с содержанием кобальта не так ярко выражена, но все максимальное значение когезии с сильным отрывом от других материалов имеет Mechanomade Т308 с максимальным содержанием кобальта (30 %). Следует выделить также смесь 2 и смесь 4, причем в своем классе (17 % Со) когезия у покрытий из смеси 2 в 1,26 раза выше, чем у покрытий из Diamalloy 2005 NS, а у покрытий из смеси 4 (25 % Со) в 1,58 раза выше, чем у ВК-25. Наноструктурный Mechanomade 301 преимущества по когезии в своем классе (12 % Со) не имеет.

Наилучшую стойкость к эрозионному износу имеет микрокристаллический материал 80.71.1W (см. табл. 5). На второе место по эрозионной стойкости можно поставить смесь 2, Diamalloy 2004, Diamalloy 2005 NS и смесь 1. На третьем месте ВК25, нанокристаллический Mechanomade 301 и смеси 3, 4. Таким образом, по данному трибологическому параметру нанокристаллический материал Mechanomade 301 значительно уступает микрокристаллическому 80.71.1W. В целом прослеживается зависимость — спад эрозионной стойкости с ростом содержания кобальта.

На первом месте по абразивной износостойкости, существенно опережая остальные материалы, находятся микрокристаллический 80.71.1W, нанокристаллический Mechanomade 301 и смесь 1 (см. табл. 5). При этом износостойкость всех трех материалов практически одинакова, так что преимущества нанокристаллического материала над микрокристаллическим опять-таки не наблюдается. Отметим, однако, что, в отличие от первых двух материалов, смесь 1 содержит больше кобальта. На втором месте сплав Diamalloy 2004, на третьем — смеси 2, 3. Характерно, что смесь 1, содержащая 17 % Со, изнашивается на 33 % меньше, чем Diamalloy 2004, содержащий 12 % Со. В классе покрытий с 17 % Со смесь 1 имеет износостойкость в 2,8 раза, а смесь 2 в 1,3 раза большую, чем микрокристаллический Diamalloy 2005 NS. В классе покрытий с 25 % Со смесь 3 противостоит износу в 1,6 раза лучше, чем ВК-25. В то же время смесь 4 имеет износостойкость почти в 2 раза ниже, чем ВК-25.

Испытания трением скольжения показали, что четкой связи между износостойкостью и содержанием кобальта в покрытиях нет (см. табл. 6). Самую высокую износостойкость имеют покрытия из смеси 2, на втором месте с разрывом 20 % находятся покрытия из Diamalloy 2004 и Mechanomade Т308, на третьем с разрывом 43 % — покрытия из смеси 1 и ВК 25. В этих испытаниях нанокристаллический сплав Mechanomade 301 показал себя даже хуже, чем микрокристаллический Diamalloy 2004. Хотя нанокристаллический Mechanomade Т308, имеющий самое высокое содержание кобальта (30 %), оказался в данном виде испытаний на втором месте.

Минимальный коэффициент сухого трения имеют смеси 3 и 2, затем следуют UCT300, 80.71.1W и Mechanomade 301, после идут смесь 1, Diamalloy 2004 и Diamalloy 2005 NS. Коэффициент трения со смазкой минимален у смеси 3 и UCT300. На втором месте смесь 2, на третьем — Diamalloy 2004.

Таким образом, можно видеть, что прочностные и трибологические характеристики детонационных покрытий из нанокристаллического порошка Mechanomade 301 и микрокристаллического 80.71.1W, имеющих одинаковое содержание кобальта (12 %), практически одинаковы. Исключение составляет эрозионная стойкость, причем у покрытия 80.71.1W она почти в 1,5 раза выше, чем у Mechanomade 301. В то же время покрытия из смесей порошков наноструктурных и микрокристаллических материалов во многих случаях значительно превосходят покрытия из традиционных материалов при одном и том же содержании кобальта. Более того, "месевые" покрытия в ряде случаев имеют абсолютное превосходство независимо

от содержания Co. В частности, микротвердость максимальна у смеси 3 (25 % Co), по абразивной износостойкости смесь 1 (17 % Co) на первом месте вместе с 80.71.1W (12 % Co) и Mechanomade 301 (12 % Co). Износостойкость при трении скольжения максимальна у смеси 2, коэффициент сухого трения минимален у смесей 3 и 2, коэффициент трения со смазкой также минимален у смесей 3 и 2.

Следует отметить, что при испытаниях трением наноструктурный сплав UCT300 оказался в числе лидеров по коэффициентам сухого трения и трения со смазкой, хотя по износостойкости он значительно уступает всем карбидовольфрамовым сплавам.

## Выводы

Проведенные исследования показали, что детонационные покрытия из наноструктурных порошковых материалов WC-Co не имеют существенных преимуществ перед наилучшими традиционными (микроструктурными) материалами с тем же содержанием кобальта. Установлен синергетический эффект, проявляющийся в том, что детонационные покрытия из порошковых материалов, полученных смешиванием наноструктурных и микроструктурных карбидовольфрамовых порошковых твердых сплавов, обладают резко улучшенными прочностными и триботехническими свойствами.

В.П. Табаков, А.Н. Тулисов (ГОУ ВПО "Ульяновский государственный технический университет"),  
А.В. Чихранов (ФГОУ ВПО "Ульяновская государственная сельскохозяйственная академия")

## Оценка трещиностойкости трехэлементных нитридных покрытий режущего инструмента

*Приведены результаты исследования трещиностойкости трехэлементных нитридных покрытий и интенсивности износа режущего инструмента при продольном точении заготовок из сталей 30ХГСА и 12Х18Н10Т. Установлена взаимосвязь циклической трещиностойкости покрытий и работоспособности режущего инструмента.*

**Ключевые слова:** режущий инструмент, трехэлементные нитридные покрытия, напряженное состояние, трещиностойкость, интенсивность износа.

*Results are submitted of research of stability of cracks three-element coverings on the basis of nitrides and of intensity of deterioration of the cutting tool at longitudinal turning processing preparations from constructional steel. The interrelation of cyclic stability of cracks coverings and is shown serviceability of the cutting tool.*

**Keywords:** cutting tool, three-element coverings on the basis of nitrides, intense condition, stability of cracks, intensity of deterioration.

Пластическая деформация режущего клина инструмента в процессе резания, вызванная ползучестью материала инструментальной основы под действием высоких температур и напряжений, ведет к образованию в покрытии трещин и дальнейшему его разрушению [1]. Снизить интенсивность процессов трещинообразования в покрытиях можно путем повышения их сопротивляемости квазихрупкому разрушению (повышению трещиностойкости), которое может быть достигнуто вследствие их легирования. Как показано в работе [2], легирование покрытий на основе нитрида титана железом, алюминием, цирконием, кремнием, хромом и молибденом приводит к повышению критического коэффициента интенсивности напряжений  $K_{IC}$  и коэффициента вязкости разрушения  $K_{ICSP}$ , а следовательно, и трещиностойкости покрытий.

В данной работе исследовали трещиностойкость покрытий на основе нитрида титана  $TiMe_1N$ , легированных элементом  $Me_2$ . В качестве элемента  $Me_1$  использовали цирконий, алюминий и кремний, в каче-

стве  $Me_2$  — цирконий, алюминий, кремний, молибден, хром и железо. Оценка трещиностойкости — времени работы режущего инструмента  $t_{ц}$  до появления в покрытии трещин — проводили по методике, приведенной в работе [3]. Значение  $t_{ц}$  определяли по сумме времени  $t_{ц1}$ , в течение которого в покрытии действуют сжимающие напряжения, и времени  $t_{ц2}$ , в течение которого происходят зарождение и рост трещины.

Для расчета трещиностойкости необходимо иметь данные о характеристиках напряженного состояния покрытий в процессе резания. Суммарные напряжения  $\sigma_0$ , действующие в покрытии в процессе резания, представляют сумму напряжений  $\sigma_1$ , возникающих под действием силовых нагрузок, температурных напряжений  $\sigma_T$ , вызванных неравномерностью распределения температуры в покрытии, и остаточных напряжений  $\sigma_{ост}$ . Результаты исследований напряженного состояния покрытий при отсутствии процессов ползучести в режущем клине инструмента приведены в табл. 1.

Характеристики напряженного состояния покрытий

Покрытие	Содержание легирующего элемента Me <sub>2</sub> , % мас.	$\sigma_1$ , МПа	$\sigma_{ост}$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_0$ , МПа
TiAlN	–	589 / 1625	–903 / –2443	–1890 / 483	–2204 / –335
TiAlFeN	0,43	584 / 1615	–824 / –1991	–1999 / 510	–2239 / 134
	0,85	584 / 1617	–804 / –1913	–2057 / 523	–2277 / 227
	1,22	589 / 1635	–804 / –1933	–2076 / 526	–2291 / 228
TiAlMoN	2,08	600 / 1645	–1089 / –2874	–2031 / 513	–2520 / –716
	4,12	605 / 1661	–1177 / –3100	–2090 / 525	–2662 / –914
TiAlCrN	1,35	594 / 1633	–1265 / –2963	–1950 / 498	–2621 / –832
	5,96	604 / 1645	–1628 / –3394	–2102 / 534	–3126 / –1215
	11,12	614 / 1656	–1472 / –3384	–2132 / 539	–2990 / –1189
TiAlZrN	4,61	604 / 1666	–1324 / –2659	–2044 / 517	–2764 / –476
	12,17	614 / 1678	–1648 / –3061	–2166 / 544	–3200 / –839
	23,39	621 / 1696	–1570 / –2884	–2176 / 546	–3125 / –642
TiAlSiN	0,25	619 / 1690	–1295 / –2737	–2112 / 535	–2788 / –512
	0,49	633 / 1719	–1648 / –2933	–2224 / 560	–3239 / –654
	0,83	642 / 1743	–1609 / –2874	–2278 / 569	–3245 / –582
TiSiN	–	565 / 1518	–1069 / –2541	–1857 / 480	–2361 / –543
TiSiFeN	0,49	570 / 1500	–932 / –2443	–1896 / 481	–2258 / –460
	1,36	572 / 1528	–863 / –2374	–1934 / 483	–2225 / –363
TiSiMoN	2,37	579 / 1562	–1236 / –2747	–1961 / 489	–2618 / –696
	4,75	582 / 1599	–1354 / –2835	–2010 / 502	–2782 / –734
TiSiCrN	6,12	579 / 1547	–1383 / –2786	–1992 / 498	–2796 / –741
	11,37	585 / 1571	–1511 / –2865	–2014 / 505	–2936 / –789
TiSiAlN	6,45	609 / 1617	–1530 / –2923	–2126 / 534	–3047 / –772
	9,16	628 / 1624	–1560 / –2963	–2156 / 540	–3088 / –799
TiSiZrN	7,81	595 / 1577	–1334 / –2963	–2015 / 507	–2754 / –879
TiSiZrN	24,74	611 / 1618	–1373 / –2786	–2079 / 523	–2841 / –645
TiZrN	–	613 / 1607	–1256 / –2619	–1906 / 484	–2549 / –528
TiZrFeN	0,49	597 / 1585	–1207 / –2315	–2027 / 514	–2637 / –216
	0,94*	592 / 1561	–1148 / –2197	–2067 / 523	–2623 / –113
	1,35	591 / 1556	–1138 / –2148	–2051 / 522	–2598 / –70
TiZrMoN	2,40	611 / 1616	–1491 / –2786	–2071 / 527	–2947 / –643
	4,73*	611 / 1615	–1599 / –2904	–2106 / 535	–3090 / –754
TiZrCrN	1,44	610 / 1604	–1324 / –2659	–2010 / 511	–2724 / –544
	6,09*	609 / 1606	–1413 / –2923	–2132 / 543	–2936 / –775
	11,28	612 / 1617	–1422 / –2865	–2145 / 543	–2955 / –706
TiZrAlN	6,36	625 / 1651	–1393 / –2953	–2217 / 554	–2985 / –748
	9,25*	629 / 1647	–1413 / –3003	–2234 / 558	–3018 / –797
TiZrSiN	0,25	613 / 1586	–1589 / –2894	–2063 / 524	–3039 / –784
	0,49*	616 / 1583	–1648 / –3031	–2143 / 544	–3175 / –904
	0,84	624 / 1609	–1746 / –3080	–2189 / 556	–3311 / –915

Примечание. В числителе указаны значения для инструментальной основы из твердого сплава МК8, в знаменателе – из быстрорежущей стали Р6М5К5.

Как видно из приведенных данных, легирование двухэлементных покрытий ведет к изменению действующих в них напряжений. Для твердосплавного инструмента легирование покрытий TiAlN хромом, цирконием и кремнием вызывает рост напряжений  $\sigma_1$ , а железом и молибденом практически не изменяет их величину. Легирование покрытий TiZrN и TiSiN железом, молибденом и хромом вызывает незначительное снижение напряжений  $\sigma_1$ , а алюминием и кремнием, наоборот, — их повышение. Такое неоднозначное изменение напряжений  $\sigma_1$  при легировании покрытий связано с различным влиянием легирующих элементов на увеличение модуля Юнга и снижение напряжений, действующих в инструментальной основе [3]. Для покрытий, нанесенных на быстрорежущий инструмент, наблюдается аналогичное изменение напряжений  $\sigma_1$ , но степень влияния легирующих элементов на них меньше.

Трехэлементные покрытия, нанесенные на твердосплавную основу, благодаря высоким значениям модуля упругости данных покрытий и характеристикам теплового состояния режущего клина, имеют более высокие сжимающие температурные напряжения  $\sigma_T$  по сравнению с двухэлементными. Например, легирование покрытий TiZrMe<sub>2</sub>N железом, молибденом и хромом повышает сжимающие напряжения  $\sigma_T$  на 9...12 %, а алюминием и кремнием — на 15...17 %. Введение в состав покрытия TiSiMe<sub>2</sub>N железа увеличивает значение  $\sigma_T$  на 4 %, молибдена и хрома — на 8...9 %, циркония и алюминия — на 13...16 %. Наибольшее повышение напряжений  $\sigma_T$  наблюдается при легировании покрытий TiAlN (на 10...13 % при легировании железом, молибденом и хромом, на 16 и 21 % — соответственно цирконием и кремнием). При нанесении покрытий на быстрорежущий инструмент возникающие температурные напряжения являются растягивающими, что связано с различием температурных коэффициентов линейного расширения материалов инструментальной основы и покрытия. Легирование двухэлементных покрытий вызывает повышение в них растягивающих температурных напряжений  $\sigma_T$ . Так, легирование покрытий TiAlN и TiZrN железом, хромом и молибденом увеличивает напряжения  $\sigma_T$  на 8...12 %. Наибольшее повышение растягивающих температурных напряжений наблюдается для покрытий TiAlN, легированных цирконием (на 14 %) и кремнием (на 18 %), покрытий TiZrN — алюминием и кремнием (на 15 %). Введение железа в состав покрытий TiSiN практически не вызывает изменения  $\sigma_T$ , молибдена и хрома — повышает их на 5...6 %, а алюминия и циркония — на 10...13 %.

Легирование двухэлементных покрытий приводит к изменению остаточных сжимающих напряжений

$\sigma_{ост}$ . Снижение остаточных напряжений наблюдается при легировании железом, остальные легирующие элементы их повышают. Так, введение железа в состав покрытий TiAlN и TiZrN, нанесенных на твердосплавный инструмент, снижает  $\sigma_{ост}$  на 11 %, в покрытия TiSiN — на 15 %. Легирование данных покрытий другими элементами увеличивает напряжения  $\sigma_{ост}$  на 30...88 % в зависимости от легирующего элемента. Наибольший рост остаточных напряжений наблюдается при легировании покрытий TiAlN кремнием, алюминием и хромом, покрытий TiZrN — кремнием и алюминием, покрытий TiSiN — алюминием, цирконием и хромом.

Изменение напряжений  $\sigma_1$ ,  $\sigma_{ост}$  и  $\sigma_T$  отражается на суммарных напряжениях  $\sigma_0$ , действующих в покрытии. При этом степень влияния легирующих элементов на величину напряжений различна. Легирование покрытий, нанесенных на твердосплавный инструмент, ведет к существенному повышению суммарных сжимающих напряжений. Исключение составляет железо: введение его в состав покрытий TiAlN и TiZrN увеличивает суммарные сжимающие напряжения незначительно, а в состав покрытия (Ti, Si)N — несколько снижает их. Так, для покрытий TiAlN, нанесенных на твердосплавный инструмент, легирование железом вызывает незначительное (до 4 %) повышение суммарных сжимающих напряжений. Введение в состав данных покрытий молибдена увеличивает значение  $\sigma_0$  на 21 %, а хрома, циркония и кремния — на 41...47 %. Легирование покрытий TiZrN и TiSiN железом также практически не вызывает изменения напряжений  $\sigma_0$ , а легирование молибденом, хромом и алюминием повышает их на 18...30 %.

При легировании большинства двухэлементных покрытий, нанесенных на быстрорежущую сталь, суммарные напряжения  $\sigma_0$  также являются сжимающими, но величина их существенно меньше по сравнению с покрытиями, нанесенными на твердосплавную основу. Исключением являются покрытия TiAlN, легированные железом, для которых суммарные напряжения являются растягивающими. Данный факт объясняется значительным снижением остаточных сжимающих напряжений в этих покрытиях при легировании их железом. Меньшие значения суммарных напряжений в трехэлементных покрытиях, нанесенных на быстрорежущую сталь, объясняются действием в них растягивающих температурных напряжений. Наибольшее влияние на рост напряжений  $\sigma_0$  оказывают алюминий и цирконий, меньшее — молибден и хром.

С увеличением времени работы режущего инструмента в покрытиях возникают напряжения  $\sigma_n$ , вызванные ползучестью материала режущего клина. На

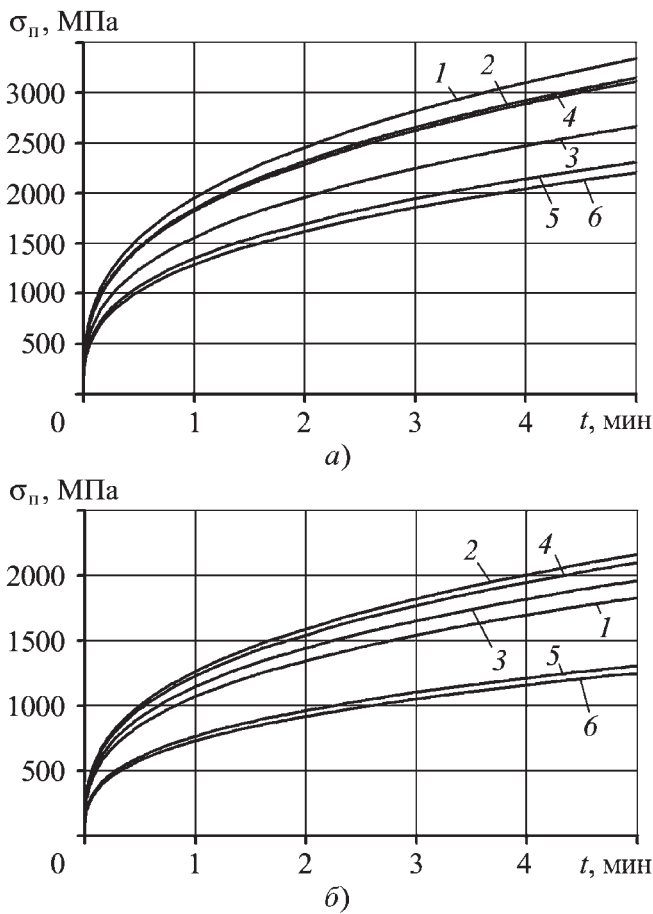


Рис. 1. Зависимость напряжений ползучести  $\sigma_p$  в покрытиях от времени обработки  $t$ :  
 а – МК8; б – Р6М5К5; 1 – TiZrN; 2 – TiZrFeN; 3 – TiZrCrN; 4 – TiZrMoN; 5 – TiZrAlN; 6 – TiZrSiN

рис. 1 в качестве примера показано изменение во времени напряжений ползучести в покрытиях TiZrMe<sub>2</sub>N, действующих на середине длины контакта стружки с передней поверхностью (химический состав покрытий соответствует позициям в табл. 1, отмеченным знаком "\*").

Дополнительное введение в состав двухэлементных покрытий легирующих элементов вызывает изменение теплонпряженного состояния режущего клина инструмента и физико-механических свойств покрытий [2], что отражается на величине напряжений  $\sigma_p$ . Так, легирование покрытий TiZrMe<sub>2</sub>N, нанесенных на твердосплавный инструмент, ведет к снижению напряжений ползучести. Наиболее заметное влияние на  $\sigma_p$  оказывает легирование покрытий алюминием и кремнием – снижение напряжений ползучести составляет 30 и 34 % соответственно. Легирование железом и молибденом ведет к незначительному уменьшению напряжений ползучести, а хромом – снижает их на 20 %. Для покрытий, нанесенных на

быстрорежущую основу, легирование их железом, хромом и молибденом увеличивает напряжения ползучести на 7...18 %, а алюминием и кремнием – снижает их соответственно на 28 и 32 %.

Аналогичное изменение напряжений ползучести наблюдается при легировании покрытий TiAlMe<sub>2</sub>N и TiSiMe<sub>2</sub>N. При этом наибольшее снижение напряжений ползучести вызывает легирование покрытий алюминием, кремнием и цирконием.

На рис. 2 приведено изменение во времени суммарных напряжений  $\sigma$ , действующих в покрытиях TiZrMe<sub>2</sub>N, с учетом напряжений ползучести  $\sigma_p$ . Полученные данные хорошо согласуются с аналогичными результатами при легировании одноэлементных покрытий [3]. Как видно на рис. 2, в начальный период времени работы режущего инструмента в покрытиях, нанесенных на твердосплавную основу, действуют сжимающие суммарные напряжения, которые с течением времени переходят в растягивающие. При этом наибольшее время перехода напряжений из сжимаю-

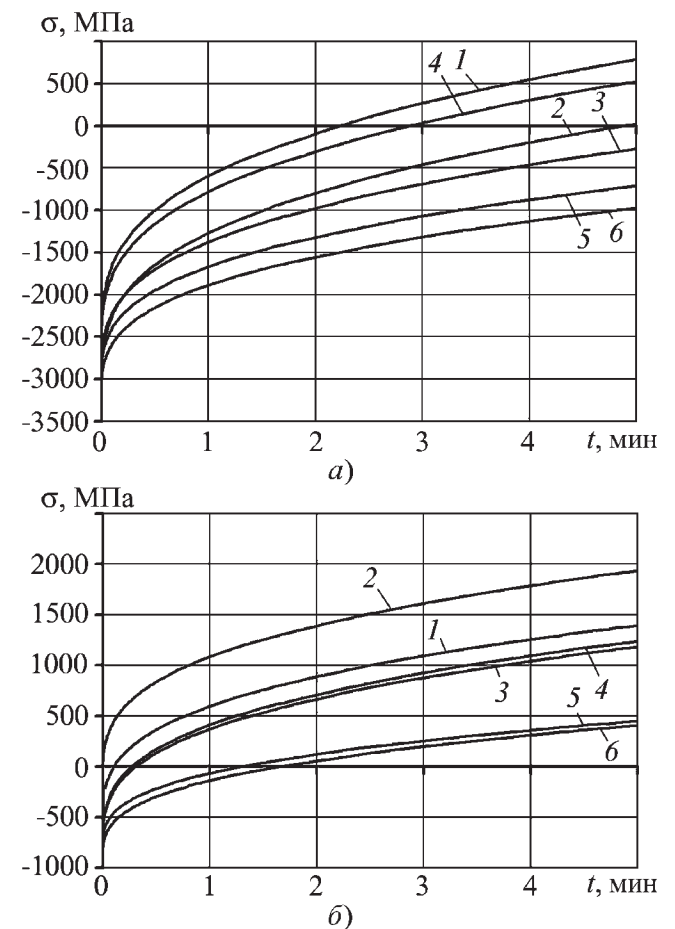


Рис. 2. Зависимость суммарных напряжений  $\sigma$  в покрытиях от времени обработки  $t$ :  
 а, б, 1–6 – см. рис. 1

Циклическая трещиностойкость трехэлементных нитридных износостойких покрытий и интенсивность износа режущего инструмента

Покрытие	Циклическая трещиностойкость, мин			Интенсивность износа режущего инструмента при обработке заготовок из стали $J \cdot 10^{-4}$ , мм/м	
	$t_{ц1}$	$t_{ц2}$	$t_{ц}$	30ХГСА	12Х18Н10Т
TiAlN	2,73 / 0,03	13,75 / 8,00	16,48 / 8,03	0,249 / 1,027	0,834 / 3,278
TiAlFeN	4,03 / 0,00	18,76 / 8,81	22,79 / 8,81	0,205 / 0,783	0,689 / 2,644
TiAlMoN	4,47 / 0,45	17,90 / 14,57	22,37 / 15,02	0,206 / 0,799	0,632 / 2,407
TiAlCrN	7,43 / 0,90	22,12 / 17,08	29,55 / 17,98	0,194 / 0,780	0,657 / 2,461
TiAlZrN	10,11 / 0,91	27,91 / 27,92	37,92 / 28,83	0,181 / 0,733	0,567 / 2,240
TiAlSiN	12,45 / 0,56	31,32 / 30,14	43,77 / 30,70	0,172 / 0,664	0,539 / 2,207
TiSiN	5,43 / 0,19	18,75 / 11,10	24,18 / 11,29	0,197 / 1,124	0,724 / 3,221
TiSiFeN	5,08 / 0,07	20,94 / 13,76	26,02 / 13,83	0,168 / 0,913	0,633 / 2,704
TiSiMoN	7,21 / 0,40	22,21 / 15,46	29,42 / 15,86	0,153 / 0,870	0,596 / 2,597
TiSiCrN	8,98 / 0,50	25,84 / 17,84	34,82 / 18,34	0,141 / 0,820	0,561 / 2,497
TiSiAlN	12,69 / 0,90	33,72 / 27,89	46,41 / 28,79	0,127 / 0,663	0,501 / 2,344
TiSiZrN	9,81 / 0,47	29,60 / 23,71	39,41 / 24,18	0,146 / 0,764	0,589 / 2,732
TiZrN	2,37 / 0,05	11,43 / 6,74	13,80 / 6,79	0,226 / 1,076	0,826 / 3,094
TiZrFeN	3,86 / 0,02	15,42 / 9,52	19,28 / 9,54	0,179 / 0,816	0,664 / 2,506
TiZrMoN	5,29 / 0,22	16,24 / 12,92	21,53 / 13,14	0,179 / 0,846	0,647 / 2,457
TiZrCrN	6,68 / 0,30	21,28 / 15,42	27,96 / 15,72	0,176 / 0,790	0,638 / 2,481
TiZrAlN	10,67 / 0,80	32,86 / 30,42	43,53 / 28,51	0,132 / 0,668	0,501 / 2,164
TiZrSiN	11,31 / 1,10	28,70 / 29,63	40,01 / 30,73	0,153 / 0,681	0,563 / 2,323

Примечания: 1. В числителе указаны значения для инструментальной основы из твердого сплава МК8, в знаменателе – из быстрорежущей стали Р6М5К5. 2. Режимы резания: МК8 –  $v = 180$  м/мин,  $S = 0,15$  мм/об,  $t = 0,5$  мм; Р6М5К5 –  $v = 55$  м/мин,  $S = 0,3$  мм/об,  $t = 0,75$  мм.

щих в растягивающие имеет место при легировании алюминием и кремнием. В покрытиях, нанесенных на быстрорежущий инструмент, переход суммарных напряжений из сжимающих в растягивающие происходит существенно раньше. Наибольшее время перехода также характерно для покрытий, легированных алюминием и кремнием. Аналогичное изменение суммарных напряжений  $\sigma$  наблюдается и для покрытий TiAlMe<sub>2</sub>N и TiSiMe<sub>2</sub>N, нанесенных как на быстрорежущую, так и на твердосплавную инструментальную основу. При этом наибольшее снижение суммарных напряжений  $\sigma$  наблюдается при легировании покрытий алюминием, кремнием и цирконием.

В табл. 2 приведены результаты расчета циклической трещиностойкости трехэлементных нитридных покрытий, а на рис. 3 в качестве примера – влияние легирующих элементов на время  $t_{ц}$  в покрытиях TiSiN, нанесенных на твердосплавный инструмент, при обработке заготовок из стали 30ХГСА. Видно,

что легирование покрытий TiAlN, TiZrN и TiSiN приводит к значительному увеличению времени  $t_{ц}$  работы режущего инструмента до появления в них трещин, что свидетельствует о повышении их трещиностойкости и обусловлено их более высокими физико-механическими свойствами и оптимальным напряженным состоянием в процессе резания.

Легирование покрытий TiAlN, нанесенных на твердосплавную основу, железом и молибденом повышает  $t_{ц}$  в среднем на 38 %, при этом максимальное повышение трещиностойкости наблюдается при содержании железа и молибдена 0,9...1,1 и 4,2 % мас. Введение в состав данного покрытия 8...10 % мас. хрома повышает  $t_{ц}$  в 1,8 раза. Наибольшее увеличение времени до образования в покрытии трещин вызывает легирование данного покрытия цирконием (в 2,33 раза) и кремнием (в 3,23 раза) при их содержании в покрытии соответственно 15...18 и 0,7...0,8 % мас.

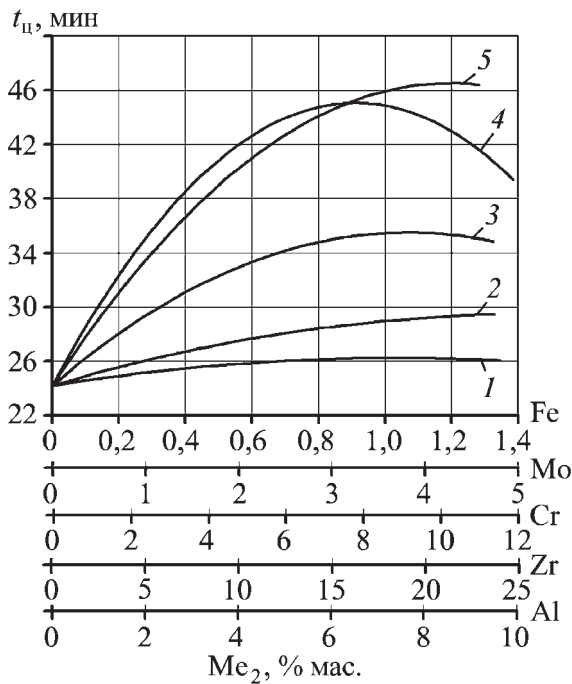


Рис. 3. Зависимость времени циклической трещиностойкости  $t_{ц}$  покрытий  $TiSiMe_2N$ , нанесенных на твердосплавный инструмент, от содержания в них легирующего элемента  $Me_2$ : 1 – Fe; 2 – Mo; 3 – Cr; 4 – Zr; 5 – Al

Дополнительное введение в покрытие  $TiZrN$  1,1...1,3 % мас. железа и 4,6...4,7 % мас. молибдена увеличивает время циклической трещиностойкости соответственно на 43 и 56 %, а 8,5...10,5 % мас. хрома – в 2,21 раза. Наибольшее повышение  $t_{ц}$  покрытий  $TiZrN$  вызывает легирование алюминием (в 2,79 раза) и кремнием (в 3,17 раза) при содержании их в покрытии соответственно 7,5...9,2 и 0,65...0,84 % мас.

Легирование покрытия  $TiSiN$  железом (при содержании 0,8...1,2 % мас.) вызывает повышение его циклической трещиностойкости до 12 %, а молибденом (4,75 % мас.) и хромом (8,5...10,5 % мас.) – в 1,23 и в 1,47 раза соответственно. Наибольшую трещиностойкость покрытий  $TiSiN$  обеспечивает легирование алюминием и цирконием ( $t_{ц}$  увеличивается в 1,85 и в 1,9 раза) при содержании их в покрытии соответственно 8...9 и 15...17 % мас.

Трехэлементные покрытия, нанесенные на быстрорежущую сталь, также имеют более высокую трещиностойкость по сравнению с двухэлементными, при этом наибольшее повышение  $t_{ц}$  вызывает легирование двухэлементных покрытий алюминием, цирконием и кремнием. Наибольший эффект в повышении времени  $t_{ц}$  наблюдается при легировании покрытий алюминием, цирконием и кремнием (в 3,2...4,5 раза в

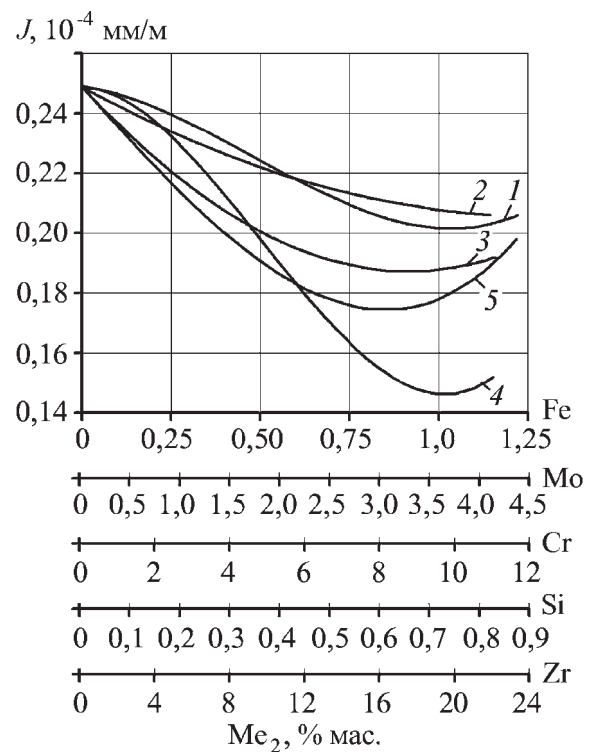


Рис. 4. Зависимость интенсивности износа  $J$  твердосплавного инструмента при обработке заготовок из стали 30ХГСА от содержания легирующего элемента  $Me_2$  в покрытии  $TiAlMe_2$ : 1 – Fe; 2 – Mo; 3 – Cr; 4 – Si; 5 – Zr

зависимости от состава покрытия) по сравнению с двухэлементными покрытиями.

Применение трехэлементных покрытий способствует снижению интенсивности износа режущего инструмента в 1,25...1,85 раза по сравнению с двухэлементными покрытиями в зависимости от обрабатываемого материала и легирующего элемента (рис. 4). Наибольшую эффективность имеют покрытия, обладающие более высокой циклической трещиностойкостью. При этом оптимальному содержанию легирующего элемента  $Me_2$  в покрытии, обеспечивающему максимальное повышение времени циклической трещиностойкости  $t_{ц}$ , соответствует минимальная интенсивность износа  $J$  режущего инструмента.

В табл. 3 приведены оптимальные составы некоторых трехэлементных нитридных покрытий, обеспечивающих минимальную интенсивность износа режущего инструмента, и соответствующие им значения физико-механических свойств (остаточных сжимающих напряжений  $\sigma_{ост}$ , коэффициента отслоения  $K_0$ , микротвердости  $H_{\mu}^0$ , модуля Юнга  $E$ , вязкости разрушения  $K_{ICП}$ ).



Влияние состава износостойких покрытий на его физико-механические свойства, циклическую трещиностойкость и интенсивность износа режущего инструмента при обработке заготовок из стали 30ХГСА

Покрытие	Содержание легирующего элемента Me <sub>2</sub> , % мас.	$-\sigma_{ост}$ , МПа	$K_0$	$H_u^0$ , ГПа	$E$ , ГПа	$K_{1сп}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	$t_{ц}$ , мин	$J \cdot 10^{-4}$ , мм/м
TiAlN	–	$\frac{903}{2443}$	$\frac{0,907}{0,295}$	38,39	369	14,77	$\frac{16,48}{8,03}$	$\frac{0,249}{1,027}$
TiAlZrN	$\frac{0,70 - 0,80}{0,70 - 0,80}$	$\frac{1678}{2943}$	$\frac{1,175}{0,366}$	47,13	433	16,92	$\frac{45,43}{34,12}$	$\frac{0,146}{0,608}$
TiAlSiN	$\frac{15 - 18}{17 - 20}$	$\frac{1702}{3058}$	$\frac{1,356}{0,403}$	46,74	420	15,72	$\frac{39,96}{28,64}$	$\frac{0,180}{0,666}$
TiZrN	–	$\frac{1256}{2619}$	$\frac{1,316}{0,478}$	38,85	379	14,44	$\frac{13,80}{6,79}$	$\frac{0,226}{1,076}$
TiZrAlN	$\frac{7,5 - 9,2}{8,0 - 9,3}$	$\frac{1409}{3001}$	$\frac{0,979}{0,374}$	46,28	427	16,18	$\frac{43,48}{28,47}$	$\frac{0,133}{0,676}$
TiZrSiN	$\frac{0,65 - 0,74}{0,70 - 0,82}$	$\frac{1719}{3081}$	$\frac{1,480}{0,561}$	44,48	422	15,75	$\frac{43,92}{32,92}$	$\frac{0,130}{0,637}$
TiSiN	–	$\frac{1020}{2541}$	$\frac{1,493}{0,531}$	34,67	350	14,46	$\frac{24,18}{11,29}$	$\frac{0,197}{1,124}$
TiSiAlN	$\frac{8,0 - 9,0}{8,0 - 9,2}$	$\frac{1561}{2959}$	$\frac{1,258}{0,425}$	43,13	418	16,29	$\frac{16,48}{8,03}$	$\frac{0,127}{0,663}$
TiSiZrN	$\frac{15 - 17}{16 - 18}$	$\frac{1461}{3058}$	$\frac{1,719}{0,616}$	42,43	411	15,53	$\frac{16,48}{8,03}$	$\frac{0,135}{0,684}$
TiSiCrN	$\frac{8,5 - 10,5}{9,0 - 10,0}$	$\frac{1474}{2850}$	$\frac{1,905}{0,667}$	40,57	389	14,96	$\frac{16,48}{8,03}$	$\frac{0,140}{0,814}$

Примечание. В числителе указаны значения для инструментальной основы из твердого сплава МК8, в знаменателе – из быстрорежущей стали Р6М5К5.

### Выводы

1. Легирование двухэлементных покрытий способствует повышению их трещиностойкости.

2. Причиной увеличения времени работы режущего инструмента до образования в покрытии трещин являются более высокие физико-механические свойства трехэлементных покрытий [2] (микротвердость, модуль Юнга и вязкость разрушения) и высокий уровень сжимающих напряжений, возникающих в них в процессе работы режущего инструмента.

3. Повышение трещиностойкости трехэлементных нитридных покрытий приводит к снижению интенсивности износа режущего инструмента.

4. Большую эффективность покрытий обеспечивают легирующие элементы, в наибольшей степени повышающие  $t_{ц}$ . При этом минимальная интенсивность износа режущего инструмента наблюдается при таком содержании в покрытии легирующего элемента Me<sub>2</sub>, которое способствует максимальному повышению времени циклической трещиностойкости.

5. Наименьшую интенсивность износа режущего инструмента обеспечивают покрытия TiAlN, легированные кремнием и цирконием, покрытия TiZrN, легированные алюминием и кремнием, и покрытия TiSiN, содержащие в своем составе алюминий, цирконий и хром.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещака А.С., Табаков В.П. Физические основы процесса резания и изнашивания режущего инструмента с износостойкими покрытиями. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 144 с.

2. Механические свойства ионно-плазменных износостойких покрытий / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 11. С. 50–52.

3. Трещиностойкость двухэлементных нитридных ионно-плазменных покрытий / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 12. С. 15–19.

Ю.Е. Кисель, Г.В. Гурьянов (Брянская государственная сельскохозяйственная академия)

## Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композиционных электрохимических покрытий

На примере композиционных электрохимических покрытий показано влияние объемного содержания твердой дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости. Приведена модель математического описания зависимости между объемным содержанием дисперсной фазы и коэффициентом вариации микротвердости.

**Ключевые слова:** композиционные электрохимические покрытия, микротвердость, дисперсная фаза, коэффициент вариации.

Based on composite electrochemical coatings effect of content by volume of hard dispersed phase on coefficient of variation of microhardness has been considered. Besides model equation of relationship between content by volume of dispersed phase and coefficient of variation of microhardness has been worked out.

**Keywords:** composite electrochemical coatings, microhardness, dispersed phase, coefficient of variation.

### Введение

Рассеяние микротвердости композиционного электрохимического покрытия (КЭП) может зависеть от его структурной неоднородности, природы металла и включений, размеров зерен и субзерен, характеризующих кристаллическое строение [1–3]. Рассеяние измеряемой величины вокруг среднего значения математически выражают через коэффициент ее вариации [4]. Априори наличие дисперсной фазы в покрытии повышает рассеяние значений микротвердости матрицы, так как отпечатки могут попадать как в основу, так и в твердые включения, скрытые под слоем металла. С увеличением содержания наполнителя коэффициент вариации микротвердости должен возрастать, так как вероятность попадания дисперсной фазы в область измерения повышается. Рассмотрим зависимость рассеяния микротвердости от наличия и содержания в КЭП наполнителя, резко отличающегося по своим свойствам от матрицы. Поиск такой взаимосвязи представляет практический смысл как экспресс-метод неразрушающего контроля КЭП по результатам измерения микротвердости матрицы.

### Методика исследования

При установлении эмпирической зависимости между объемным содержанием дисперсной фазы в КЭП  $V_f$  (% об.) и коэффициентом вариации микротвердости  $\nu$  (%) исследовали покрытия железо-никель-электрокорунд (порошок М14) [5]. При исследованиях на образцы из стали 35 наносили покрытия толщиной  $0,5 \pm 0,1$  мм. Объемное со-

держание дисперсной фазы в КЭП определяли на микрошлифах методом количественной стереометрической металлографии [6]. Микротвердость матрицы  $H_m$  определяли с помощью прибора ПМТ-3 по ГОСТ 9450–76 с числом измерений 20...30.

### Результаты исследований и их обсуждение

Для "чистых" гальванических покрытий значения  $\nu$  минимальны для различных отпечатков (рис. 1, а). Очевидно, что для "чистого" электролитического железа зависимость микротвердости от глубины проникновения индентора в большей степени обусловлена видом подготовки поверхности образцов.

При "большой" глубине проникновения алмазной пирамиды (нагрузках на индентор 0,98 Н и более) микротвердость не зависит от приложенной нагрузки (см. рис. 1, а). Если считать, что подвижность дислокаций вблизи поверхности выше, чем в объеме металла, то начальные этапы деформирования при микровдав-

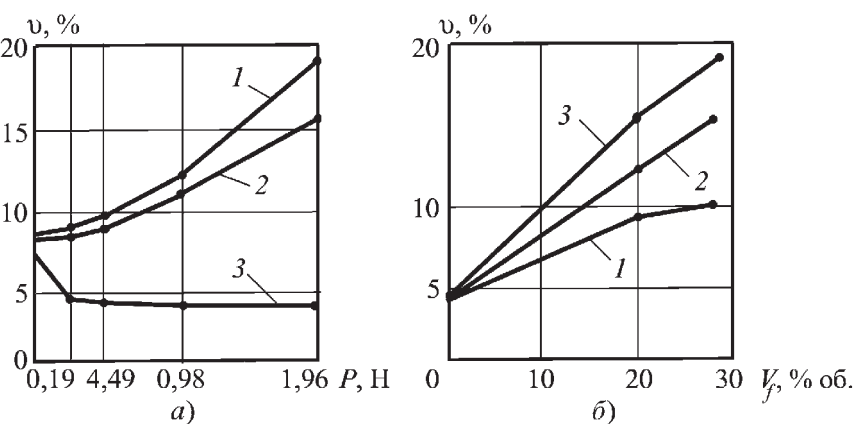


Рис. 1. Зависимость коэффициента вариации микротвердости  $\nu$  от нагрузки на индентор  $P$  ( $1 - V_f$  равно 28, 20 и 0 % об. соответственно) (а) и содержания ДФ в КЭП ( $1-3 - P$  равна 0,49, 0,98 и 1,96 соответственно) (б)

ливании должны характеризоваться повышенными скоростью деформации и степенью деформационного упрочнения металла под индентором [7]. Значит, чем меньше нагрузка, тем больше результирующее упрочнение материала в области отпечатка, что проявляется в увеличении коэффициента вариации микротвердости (см. рис. 1, а) и общей величины микротвердости матрицы. Исходя из представлений о субмикроструктуре нарушенного слоя при механической обработке, можно считать, что экстремумы на кривой микротвердости в зависимости от глубины проникновения индентора в первом приближении соответствуют границам подслоев, и глубина проникновения индентора, на которой микротвердость не изменяется, соответствует общей глубине нарушенного слоя. Это отмечается в исследованиях глубины нарушенного слоя различными методами [8].

Наличие дисперсной фазы в КЭП приводило к увеличению рассеяния микротвердости (см. рис. 1, а). Минимальное значение коэффициента вариации микротвердости для различного объемного содержания дисперсной фазы в покрытии зафиксировано при минимальной нагрузке на индентор (см. рис. 1, а). С увеличением нагрузки связь  $V_f$  с  $\nu$  становилась более явно выраженной (см. рис. 1, б).

Если исходить из известной модели расширяющейся сферической полуплоскости, образующейся под отпечатком диаметром  $d_H$ , линиями равной твердости и интенсивности деформаций (изостатами) будут семейства полусферических поверхностей с общим центром, находящимся в точке пересечения оси отпечатка с исходной поверхностью образца (рис. 2) [9, 10].

В зоне отпечатка может находиться твердая частица с приведенным диаметром  $d_f$ , координаты расположения которой характеризуются диаметром изостаты  $D_{Hf}$ . Поверхность ее проходит через центр фазы при произвольном взаимном расположении фазы и отпечатка. Влияние координаты расположения фазы

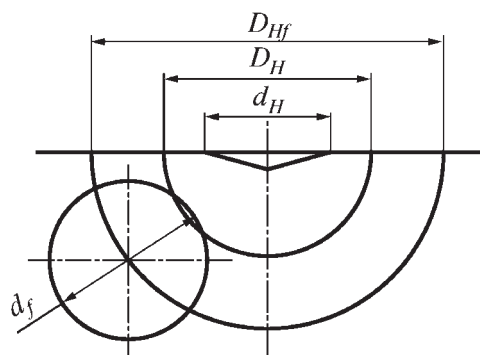


Рис. 2. Характерные размеры твердых частиц дисперсной фазы и отпечатка индентора для описания модели

зависит от градиента напряжений и деформаций под отпечатком. Для оценки этого градиента приравняем микротвердость удельной работе деформации  $A$  при вдавливании [10]. Работа  $A$  связана с напряжениями  $\sigma$ , эквивалентными микротвердости  $H_\mu$ , и эффективными деформациями ее под отпечатком:

$$A = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon.$$

Модель полуплоскости позволяет принять, что эта работа уменьшается с увеличением диаметра изостаты  $D_H$  по степенному закону  $(d_H/D_H)^m$ , который и будет определять характер изменения микротвердости под влиянием фазы, расположенной в зоне отпечатка [9, 10]. Очевидно, что при любых значениях  $m$  сохраняется неравенство  $D_{Hf} > D_H > (D_{Hf} - d_f)$ . Это неравенство получено из суперпозиции влияния на микротвердость структурно-неоднородного материала  $H_\mu$  фактора аддитивности и степенного закона уменьшения работы  $A$ . Если встречное влияние этих двух факторов полностью компенсируется, то в интервале  $D_{Hf} \geq D_H > (D_{Hf} - d_f)$  влияние фазы на изменение микротвердости  $H_\mu$  будет постоянным. Поэтому можно записать, что  $D_H = D_{Hf} - d_f + \Delta$ , где  $\Delta$  – некоторая искомая величина, пропорциональная по условиям нормирования заложенному в степенном законе размеру отпечатка. Значение  $\Delta$  можно определить из граничных условий. В одном крайнем случае, когда диаметр  $d_H$  мал, а следовательно, находится на достаточном удалении от твердого включения, присутствие дисперсной фазы не влияет на значение измеряемой микротвердости и она равна микротвердости матрицы. С увеличением нагрузки на индентор наступает момент, когда  $d_H = D_{Hf}$ . При этом вся первая половина фазы оказывается перекрытой отпечатком, а влияние фазы на твердость  $H_\mu$  достигает максимума. Когда фаза расположена в районе оси вдавливания, в момент отмеченного максимума и в дальнейшем  $D_H = d_H$ . В другом предельном случае фаза выходит на поверхность  $d_f/D_{Hf} = 1$  и измеряется твердость фазы  $H_{Hf}$ .

С учетом приведенных рассуждений можно принять в первом приближении, что  $\Delta = d_H(d_f/D_{Hf})$ . Тогда для изменения микротвердости  $H_\mu$  с учетом двух рассмотренных геометрических факторов получим следующее выражение:

$$\Delta H_\mu \sim (d_f/D_{Hf})^2 (d_H/D_H)^m.$$

С учетом аддитивности влияния микротвердости различных структурных составляющих на суммарную микротвердость КЭП получим следующее выраже-

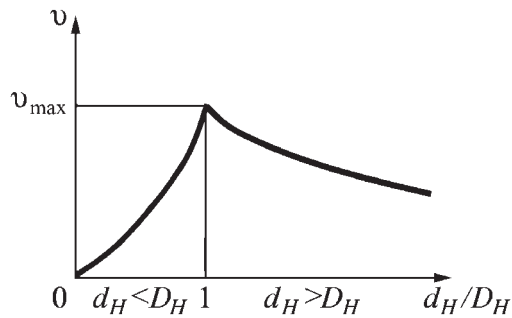


Рис. 3. Зависимость коэффициента вариации микротвердости  $v$  от размера отпечатка и расстояния между частицами дисперсной фазы при  $d_f/D_{Hf} = \text{const}$

ние, удовлетворяющее отмеченным граничным условиям:

$$H_{\mu} \sim H_{\mu m} + (H_{\mu f} - H_{\mu m})(d_f / D_{Hf})^2 (d_H / D_H)^m,$$

где  $H_{\mu m}$ ,  $H_{\mu f}$  – микротвердость матрицы и дисперсной фазы.

Если взять два случая измерения микротвердости, в одном из которых под отпечатком нет частицы дисперсной фазы, а в другом присутствует частица диаметром  $d_f$ , то коэффициент вариации будет определяться выражением

$$v = \frac{H_{\mu f} - H_{\mu m}}{H_{\mu f} + H_{\mu m}}.$$

Для равномерно распределенных по объему частиц дисперсной фазы зависимость коэффициента вариации микротвердости от размера отпечатка и его расположения (при  $d_f/D_{Hf} = \text{const}$ ) приобретает вид, приведенный на рис. 3. Из характера зависимости  $v = f(d_H/D_H)$  следует, что с увеличением диаметра отпечатка (нагрузки на индентор) коэффициент вариации увеличивается и пропорционален диаметру частицы.

Если среднее расстояние между частицами, расположенными в гексагональной решетке, принять за единицу, то объемное содержание определяется выражением [1]

$$V_f = 0,7405d_f^3.$$

Откуда следует, что максимум коэффициента вариации микротвердости пропорционален объемному содержанию дисперсной фазы в КЭП [9]:

$$d_f / D_{Hf} \sim V_f^{1/3}. \quad (1)$$

Таким образом, согласно формуле (1) и зависимостям на рис. 1 по коэффициенту вариации микротвердости КЭП при одинаковых нагрузках на индентор можно оценить объемное содержание дисперсной фазы.

## Выводы

1. Получено качественное согласие экспериментальных и расчетных данных, выражающееся в том, что увеличение объемного содержания частиц дисперсной фазы в композиционном электрохимическом покрытии (КЭП) обуславливает увеличение разброса измеряемой микротвердости. Наличие корреляции между коэффициентом вариации микротвердости и объемным содержанием позволяет оценить содержание дисперсной фазы в КЭП.

2. В отличие от прямых методов контроля содержания дисперсной фазы в КЭП (растворения, стереометрической металлографии) метод контроля по результатам измерения микротвердости матрицы не приводит к значительному нарушению поверхности, что позволяет применять его на готовых изделиях с КЭП.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гурьянов Г.В.** Электроосаждение износостойких композиций. Кишинев: Штиинца, 1986. 240 с.
2. **Бородин И.Н.** Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1982. 141 с.
3. **Гамбург Ю.Д.** Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. М.: Янус-К, 1997. 384 с.
4. **Колемаев В.А., Староверов О.В., Турундаевский В.Б.** Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Высшая школа, 1991. 400 с.
5. **Кисель Ю.Е.** Повышение долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями на основе сплавов железа. Автореф. дисс. канд. техн. наук. М., 2001. 18 с.
6. **Салтыков С.А.** Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 375 с.
7. **Боярская Ю.С.** Деформирование кристаллов при испытаниях на микротвердость. Кишинев: Штиинца, 1972. 235 с.
8. **Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях / М.С. Бахарев, Л.И. Миркин, С.А. Шестериков, М.А. Юмашева.** М.: Изд-во Моск. ун-та, 1988. 224 с.
9. **Булычев С.И.** Об оценке характеристик пористости из испытаний на кинетическую микротвердость // Физика и химия обработки материалов. 1986. № 5. С. 98–101.
10. **Григорович В.К.** Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976. 232 с.

А.Б. Логов, Р.Ю. Замаев (Институт угля и углехимии СО РАН, Кемерово)

## Метод анализа состояния уникальных объектов

*Анализ состояния уникальных объектов развит из задач оперативной диагностики (преимущественно вибро-диагностики машин) и рассматривается как альтернатива статистическим методам. Идея первоначального преобразования исходных данных с целью отображения в некое пространство, где определены развитые методы анализа, применяется во многих направлениях исследования и послужила эффективным инструментом в рассматриваемом случае. Метод основан на фундаментальных принципах и не привязан к какой-либо предметной области. В работе представлен аппарат, который использовали при исследовании технологии микродугового оксидирования.*

**Ключевые слова:** анализ данных, энтропийные модели, фазовая плоскость, критерии и виды состояний.

*The analysis of a condition of unique objects are developed from problems of operative diagnostics (mainly machines vibroacoustic diagnosis) and considered as alternative to statistical methods. The idea of initial transformation of input data for the purpose of map in a certain space where developed methods of the analysis are defined, are applied in many directions of research and has given the effective tool in our case. The method are founded on fundamental principles and not adhered to any subject domain. In paper the manner which was used at research of a microarc oxidizing process engineering are presented.*

**Keywords:** data analysis, entropy models, phase plane, criteria and aspects of states.

### Постановка задачи

Анализ состояния рассматривается как наиболее высокая степень анализа данных, отличающаяся собственными инвариантными правилами принятия решений и классификации элементов.

В ранее не рассматриваемой совокупности элементов  $1 \leq i \leq A$ , не обязательно образующей организованную систему, требуется провести достоверное разделение по видам состояния с учетом набора показателей  $Q(j)$ ,  $1 \leq j \leq B$  различной природы и размерности, не используя ненадежные эмпирические правила или экспертные оценки. Подход к ранжированию предприятий с совмещением всевозможных горно-геологических, технологических, экономических, социальных и других показателей разработан для научного сопровождения реструктуризации угольной отрасли [1–4]. Главной идеей при этом является исследование отдельного элемента, а не только их совокупности в среднем.

На основе формулы К. Шеннона [3–4] для определения *информационной энтропии* выбрана модель и обосновано дискретное определение взвешенной доли элемента  $i$  по показателю  $j$  (ВД  $(i/j)$ ):

$$V_1(i/j) = -q(i/j) \ln q(i/j),$$

где  $q(i/j)$  – субъективная оценка вероятности выбора элемента в качестве приоритетного, которая приравнивается к его вкладу по  $j$ -му показателю. Подчеркивается переход от распределения по случайному аргументу к ВД  $(i/j)$ .

Выбор типа модели обусловлен тем, что она позволяет произвести комбинирование (по строгим пра-

вилам) набора показателей  $B_1 < B_2 < B$  с получением единой (корректной) оценки:

$$V_1(i/B_1, B_2) = \sum_{j=B_1}^{B_2} V_1(i/j).$$

С учетом группы негативных факторов  $B_3, \dots, B_4$  формируется комбинация

$$V_1(i/B_1, B_2; B_3, B_4) = \sum_{j=B_1}^{B_2} V_1(i/j) - \sum_{j=B_3}^{B_4} V_1(i/j).$$

Для удобства отображения данных в *пространстве состояний (фазовом пространстве)* введено центрирование и нормирование столбца моделей:

$$U_x(i/j) = \frac{V_1(i/j) - \hat{M}[V_1(i/j)]}{\sigma[V_1(i/j)]},$$

где  $\hat{M}[V_1(i/j)]$  – среднее значение (оценка математического ожидания) по  $j$ -му столбцу;  $\sigma[V_1(i/j)]$  – оценка среднего квадратичного отклонения (стандартного разброса) модели в столбце.

Возможно получение более глубоких оценок  $\hat{V}_1(i/B_1, B_2) = \sum_{j=B_1}^{B_2} U_x(i/j)$  и, соответственно,  $B_3, B_4$ , представляющих сильные фильтры шума.

### Отображения данных на аналогах фазовых плоскостей

Необходимость кроме аддитивных (валовых) показателей в практическом анализе учитывать характеристики качественного типа (например, производи-

тельность, себестоимость и др., представляемые в таблицах  $R(i/k)$  и  $P(i/l)$  обусловила введение дополнительных моделей на основе производных [3–4]:

$$V_2(i/k) = \ln R(i/k); 1 \leq k \leq C; \sum_{i=1}^A R(i/k) \neq R(k);$$

$$V_3(i/l) = -P^{-1}(i/l); 1 \leq l \leq D; \sum_{i=1}^A P(i/l) \neq P(l).$$

Модели  $V_2(i/k)$  и  $V_3(i/l)$  можно центрировать и нормировать, что позволяет рассматривать совместные отображения  $U_X(i/j)$ ,  $U_Y(i/k)$  и  $U_Z(i/l)$ , называемые *фазовыми портретами* в пространстве, а на практике – на различных плоскостях.

В переходе от показателя элемента к его отображению на плоскости может быть выявлена аналогия с переходом от скаляров к векторной форме описания.

Комбинирование проводят и на других осях координат. Таким образом, формирование результирующих векторов для разных таблиц создает множество форм сравнения элементов по разнообразным свойствам и, соответственно, множество определений фазовых плоскостей для продуктивного анализа.

### Критерии и анализ видов состояния на фазовых плоскостях

На фазовой плоскости изображаются решения дифференциальных уравнений, описывающих поведение анализируемой системы или в рассматриваемом случае отражается феноменология произвольного объекта.

Относительно линейной связи  $U_Y = rU_X$  на плоскости может быть построен эллипс, каждой точке которого  $t = t_0$ ;  $U_X(t_0) = U_{X0}$ ;  $U_Y(t_0) = U_{Y0}$  соответствует гармоническое решение в параметрической форме:

$$U_X(t) = U_{X0} \cos(t - t_0) - \frac{1}{(1+r^2)Dd} \times$$

$$\times [U_{X0}r(D^2 - d^2) - U_{Y0}(D^2 + d^2r^2)] \sin(t - t_0);$$

$$U_Y(t) = U_{Y0} \cos(t - t_0) + \frac{1}{(1+r^2)Dd} \times$$

$$\times [U_{Y0}r(D^2 - d^2) - U_{X0}(D^2r^2 + d^2)] \sin(t - t_0),$$

где характеристическими параметрами являются полуоси эллипса

$$D = \sqrt{2 \left( \frac{A-1}{A} + \frac{2r^2}{1+r^2} \right)}; \quad d = \sqrt{2 \left( \frac{A-1}{A} - \frac{2r^2}{1+r^2} \right)}.$$

Можно получить решение также в окрестности эллипса. Для изображающих точек, расположенных внутри данного эллипса, получается сходящееся ре-

шение, а внешние точки трактуются как неустойчивые относительно всего объекта. В зависимости от предметного содержания это свойство может быть как позитивным, так и негативным. Таким образом, эллипс разделяет виды состояния элементов и называется граничным.

Случай  $r < 0$  указывает на неустойчивость объекта в целом. Подчеркнем, что неустойчивость может быть свойством выбранных координат.

На плоскости могут быть построены также граничные гиперболы (в том числе сопряженные), например, имеющие общие с эллипсом фокусы, которые дополнительно разделяют виды состояния.

Таким образом, для произвольных таблиц данных, не используя никакой априорной информации, путем выбора типов моделей по координатным осям метод позволяет сделать ряд сильных дискриминирующих заключений. Глубина анализа возрастает, если организовать специальные определения координатных осей. Их разнообразие составляет гибкую технологию анализа состояния уникальных объектов на аналогах фазовых плоскостей.

### Сравнение разнотипных показателей

Практика показала, что лицо, принимающее решения, в большей степени интересуется выявление достоинств и недостатков отдельного элемента (обнаружение узких мест, ограниченных ресурсов и др. среди показателей различной размерности). Переход к такому анализу реализуется с помощью процедуры, названной *инвертированием* и отмечаемой преобразованием к ВД ( $j/i$ ), т.е. взвешенным долям  $j$ -х показателей в свойствах  $i$ -го элемента.

Характеристики, отображенные в точки вне описанных границ, расценивают как аномально сильные и используют в качестве диагностических признаков конкретного  $i$ -го элемента. На этом основано полезное для практики направление анализа, названное *системным аудитом*. Его цель – выявление диспропорций между характеристиками (на основе подобного аппарата развита концепция развития угольного машиностроения Кузбасса).

Инвертирование с сохранением особенностей распределений показателей осуществляется преобразованием

$$U_X(j/i) = \frac{V_1(i/j) - \hat{M}[V_1(j/i)]}{\sigma[V_1(j/i)]},$$

где используются характеристики, вычисляемые по  $i$ -й строке  $\hat{M}[V_1(j/i)]$  и  $\sigma[V_1(j/i)]$ . Аналогичным способом можно отобразить инвертированные модели на другие координатные оси.

### Отличительные особенности метода

Переходя к описанию возможностей применения метода, подчеркнем полезные для практических задач требования, которым он удовлетворяет:

- объекты являются уникальными, для них не найдены или не могут быть найдены надежные оценки эмпирических эталонов видов состояния;
- объекты не обязательно должны быть системами и могут быть представлены неупорядоченными (в строгом смысле) списками элементов;
- наибольший интерес представляют объекты, неоднородные по функциональным свойствам элементов и уровню их показателей;
- элементы и в целом объекты характеризуются наборами показателей различной природы и размерности.

Интересные результаты получаются, когда объект сформирован как последовательность изменений во времени и/или содержит следствия управления. Таким способом моделируют, например, результаты переработки угля.

### Тестирование метода

Обилие предлагаемых способов анализа данных создает некоторые сложности выбора для пользователей. Для наглядного представления и с целью проверки метода был предложен тест, в котором роль объекта выполняла таблица показателей химических элементов. Результаты изложены в монографии [4] и серии работ [5–7], описание некоторых из них позволяет представить возможные формулировки практических задач.

Отметим, что уникальность данного объекта не вызывает сомнения, тем не менее для практики не составит труда представить в такой форме собственную задачу. Неупорядоченность списка была обеспечена исключением из рассмотрения (и одновременно моделей) номеров и атомных масс. Список был ограничен свинцом (№ 82), поэтому объект не образовал систему. Разнообразие химических элементов моделирует неоднородность объекта.

Для каждого элемента были указаны 56 характеристик различной природы и размерности [4], но поскольку все они были неаддитивными, то использовали модели  $V_2(i/j)$  и  $V_3(i/j)$ . В силу их громоздкости списком ниже приведены характеристики по мере необходимости.

Ряд результатов, названных тривиальными, получен с целью проверки метода и полностью подтвердил соответствие формальных преобразований известным физическим и химическим закономерностям.

Наиболее интересны некоторые специфические эффекты, позволяющие углубить анализ и приведенные в работах [5–12].

#### Выявление отличительных признаков элементов (групп элементов)

На рис. 1 сопоставлены инвертированные и осредненные фазовые портреты газов и инертных газов. Каждой изображающей точке соответствует табличная характеристика  $1 \leq j \leq 56$ .

Следует отметить, что у газов аномально высоки и качественно обособлены показатели ионизации  $R(j = 9) \equiv R(9)$ ,  $R(13)$ ,  $R(15)$  и  $R(50)$ . В такой же мере основными признаками газов являются аномально низ-

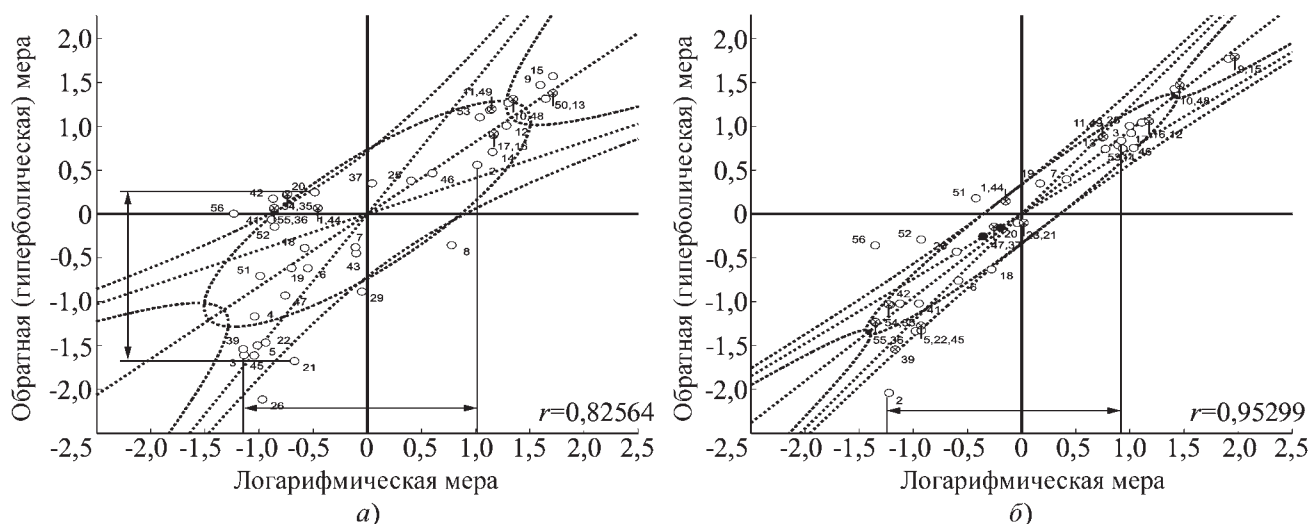


Рис. 1. Собственные портреты свойств различаемых групп: а – газы N, O, F, Cl; б – инертные газы He, Ne, Ar, Kr, Xe

кая плотность  $R(26)$  и расчетные значения атомного радиуса  $R(5)$  и  $R(45)$ .

Радикально отличаются изображения показателей  $R(2)$  и  $R(3)$  – энергия связи и длина связи двухатомной молекулы. Таким образом, предлагается чрезвычайно сильный диагностический признак  $U_x(i/2; 3) = U_x(i/2) - U_x(i/3)$ .

*Обоснование различающей характеристики*

Выявленная комбинация определяет преобразование данных, которое делает две группы – газы и инертные газы – антиподами по видам состояния и выявляет различающее их комплексное свойство, которое можно назвать "потенциалом связи двухатомной молекулы".

Рис. 2 построен в координатах

$$U_x(i/2; 3) \approx \ln[R(i/2)^{1,35} R(i/3)^{-2,49}] + 5,585;$$

$$U_y(i/2; 3) \approx \frac{398,75}{R(i/3)} - \frac{11,185}{R(i/2)} - 1,25.$$

Для отдельных элементов проиллюстрированы модели поведения в окрестности граничного эллипса (в несколько утрированной форме). В частности, для азота N идентифицирована простая система дифференциальных уравнений

$$\begin{cases} 0,21 \frac{dU_y}{dt} + U_y(t) \approx 0,66 U_z(t); \\ 0,18 \frac{dU_z}{dt} - U_z(t) \approx -0,49 U_y(t). \end{cases}$$

*Декомпозиция объекта*

Часть фазового портрета на рис. 2, объединяющего инертные газы, выглядит ортогональной совокупности остальных элементов и отсекается двумя границами. Такой эффект можно назвать *декомпозицией объекта*.

Специфический результат декомпозиции иллюстрируется через термодинамические характеристики – комбинацию теплоемкости  $R(53)$  и теплопроводности  $R(39)$ . На рис. 3 из совокупности выделяются как аномалии (т.е. за пределами границ) фрагмент группы газов (O, F, N) и особенно ортогональная к остальным траектория инертных газов (Xe, Kr, Ar, Ne, He).

*Выявление скрытых подсистем*

При использовании метода не обнаружены ограничения по степени сложности образуемых для анализа комбинаций, что особенно важно для изучения технико-экономических объектов. В приводимом примере портрет (рис. 4) построен на базе комбинации шести характеристик электроотрицательности и

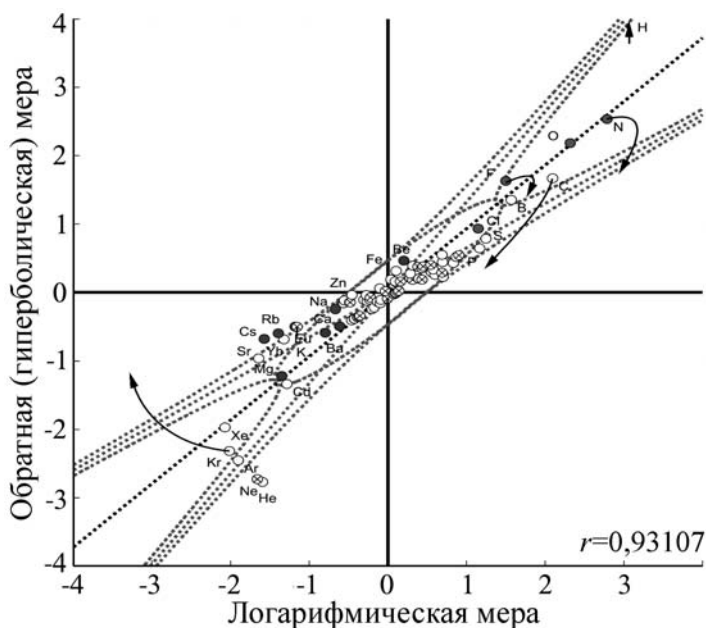


Рис. 2. Фазовый портрет, различающий соседние в таблице элементы

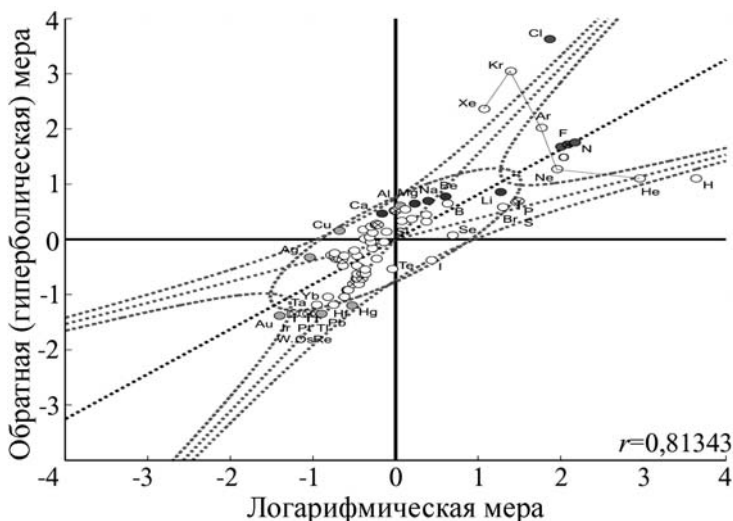


Рис. 3. Выявление декомпозиции объекта

шести показателей (энергии и потенциала) ионизации:

$$G\left(\frac{i}{13, \dots, 17, 50} \middle/ \frac{j}{9, \dots, 12, 48, 49}\right) = \ln \frac{\prod_{j=13, \dots, 17, 50} \left[ R(i/j) \prod_{i=1}^A R(i/j)^{-1/A} \right]^{1/\sigma[\ln R(i/j)]}}{\prod_{j=9, \dots, 12, 48, 49} \left[ R(i/j) \prod_{i=1}^A R(i/j)^{-1/A} \right]^{1/\sigma[\ln R(i/j)]}}$$

Здесь  $R(9)$  – энергия ионизации I;  $R(10)$  – энергия ионизации II;  $R(11)$  – энергия ионизации III;



$R(12)$  – энергия ионизации (суммарная);  $R(13)$  – электроотрицательность Pauling;  $R(14)$  – электроотрицательность Sanderson;  $R(15)$  – электроотрицательность Allred-Rochow;  $R(16)$  – электроотрицательность Miliken-Jeffe;  $R(17)$  – электроотрицательность Allen;  $R(48)$  – второй потенциал ионизации;  $R(49)$  – третий потенциал ионизации;  $R(50)$  – электроотрицательность.

Многокомпонентная комбинация представлена строкой IV элементов (19–36) как совокупность двух подсистем. Тем самым результат применения метода совпал с другим известным правилом построения таблиц.

*Выявление разрывов в объектах*

Разрыв по комплексному свойству между соседними элементами N и C обнаружен на основе комбинации (рис. 5)  $U_x(i/46) - U_x(i/56)$ , где  $U_x(46)$  – отображение атомного объема,  $U_x(56)$  – плотности. Важно, что разрыв перекрывает два фазовых перехода и не может быть отнесен к случайным явлениям. Рядом на портрете расположен упорядоченный фрагмент, соответствующий столбцу I – литий, натрий, калий, рубидий, цезий. Следовательно, разрыв не обусловлен алгоритмом комбинирования, а является свойством строки (периода) 2.

*Неустойчивость объектов*

Некоторые характеристики химических элементов являются моделями, например электроотрицательность. Поэтому обнаруженная неустойчивость имеет сложную трактовку и свидетельствует о несовместимости характеристик. На рис. 6 приведен портрет, подобный по форме исходной таблице.

Таким образом, доказаны корректность и целесообразность применения метода для произвольных таблиц данных. Можно надеяться, что специалисты найдут аналогии структуре показателей в своих областях.

**Анализ случайных функций (процессов) на фазовых плоскостях**

Развитием метода является анализ упорядоченных во времени наборов реализаций случайных процессов [13].

Важно, что модели фазовых портретов не зависят от свойств случайных процессов (стационарности, эргодичности и др.), и метод анализа не требует предварительной классификации, которая может быть источником ошибок.

Пример актуальной задачи дает анализ состояния рынка и прогнозирование цен на еди-

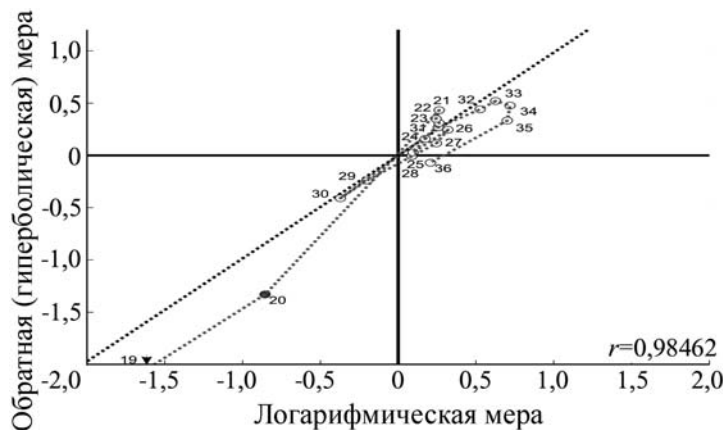


Рис. 4. Обнаружение скрытых циклов в таблице

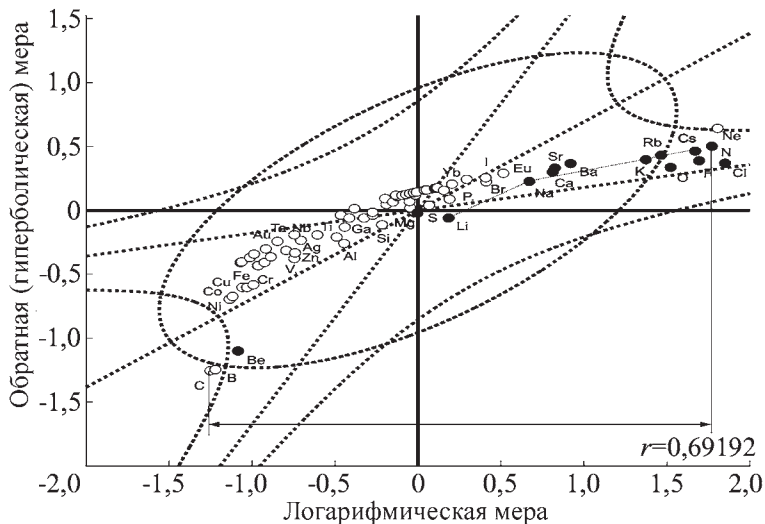


Рис. 5. Эффект разрыва в таблице

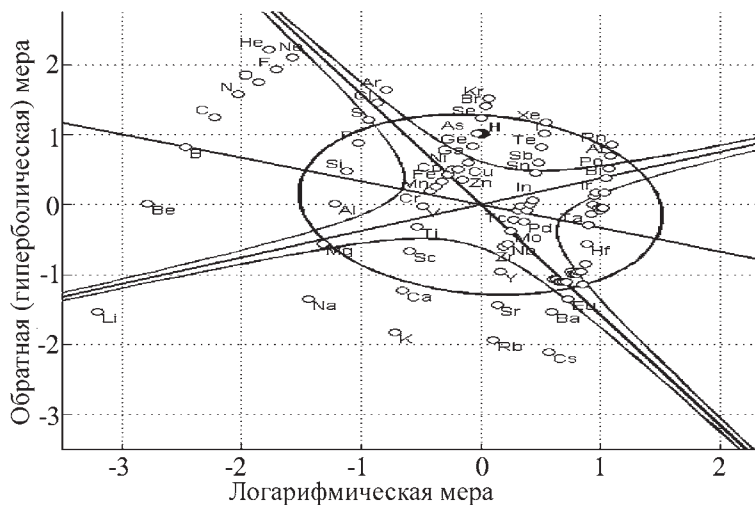


Рис. 6. Модель неустойчивого объекта

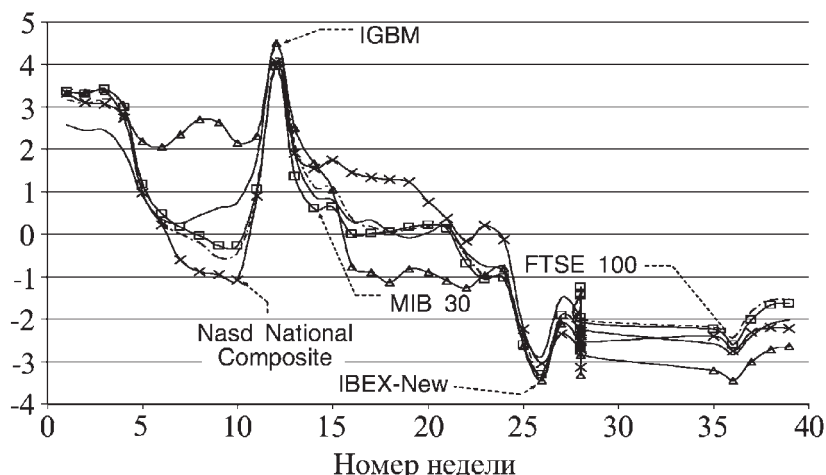


Рис. 7. Совмещение признаков для моментов  $i=1, A=39$

ницы сокращенных выбросов метана (EUA) в рамках Киотского протокола по поведению биржевых индексов. Набор  $R(j)$ ,  $1 \leq j \leq B$  содержит случайные процессы различной размерности: IBEX-New = R(1), NNC (Nasd National Composite) = R(2), FTSE 100 = R(3), IGBM = R(4), DAX = R(5), CAC 40 = R(6), MIB 30 = R(7), SMI = R(8), BEL 20 = R(9) и EUA = R(10) за период с августа 2005 г. по май 2006 г. С применением инвертирования для каждого момента времени  $i=1, A$  представлено одномерное распределение признаков (рис. 7)

$$U_X(j/i) = \ln \left[ R(i/j) \prod_{i=1}^A R^{-1}(i/j) \right]^{1/\sigma[\ln R(i/j)]\sigma[U(i/j)]}$$

Установлено, что индексы IBEX-New  $R(j=1)$  и NNC  $R(j=2)$  чаще других играют роль основных диагностических признаков состояния рынка в момент  $i$ . Предложено избрать их за основу по следующим правилам:

- для повышения практической надежности отображения на абсциссу использовать комбинацию  $U_X(i/j=1) + U_X(i/j=2)$ ;
- для уменьшения вероятности пропуска особенностей (целей) использовать комбинацию  $U_X(i/j=1) - U_X(i/j=2)$ .

Наиболее полный (для данной выборки) портрет поведения на бирже (рис. 8) образуется при комбинированной ординате

$$U_z(i/k=1, \dots, 7) \approx 14,48 \frac{10162,459}{FTSE(i)} \frac{11692,90}{IGBM(i)} - \frac{95599,941}{DAX(i)} \frac{14770,60}{CAC(i)} \frac{6997,897}{MIB(i)} \frac{16862,694}{SMI(i)} \frac{5618,789}{BEL(i)}$$

Таким образом, с высокой степенью достоверности выделены:

- цикл биржевой "игры" на индексах IBEX-New и NNC в течение 1–14 нед., содержащий два месячных этапа обмена ролями;
- этап "замораживания" основных индексов на 6–7 нед. и резкого повышения остальных показателей;
- новый месячный цикл "игры" и др.

Выделение циклов с ортогональными фазовыми траекториями дает серьезные основания для выработки ситуационных прогнозов.

С помощью специального тестирования установлена особая роль асимптот в определении видов состояния и тем самым доказана адекватность моделей границ.

В соответствие модели абсциссы ставится частная реализация цен EUA (рис. 9). В результате образовался портрет, свойством которого оказалась ортогональность фрагментов, т.е. независимость приращений.

Поскольку достоверность поведения ординаты на первом цикле доказана портретами с обобщенной характеристикой, то можно считать установленной особенность 16–19 нед., в течение которых происходило чистое увеличение цен EUA. Затем об-

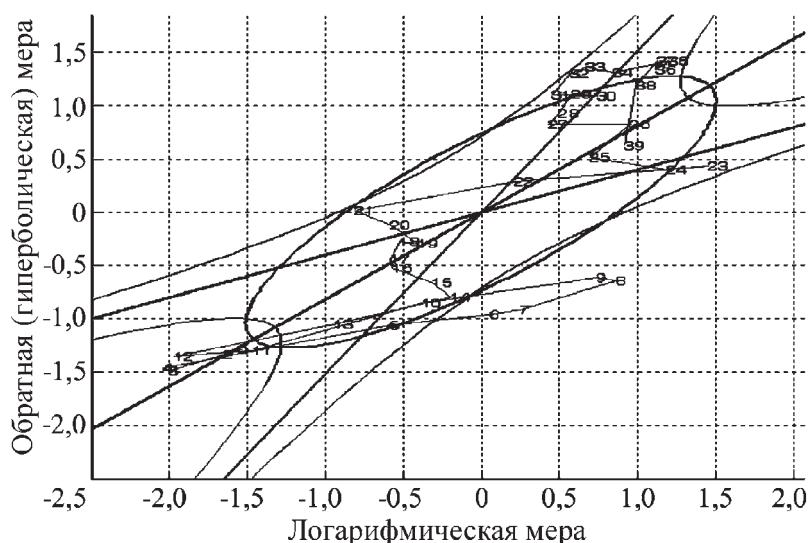


Рис. 8. Портрет функционирования биржи, обобщающий девять биржевых индексов

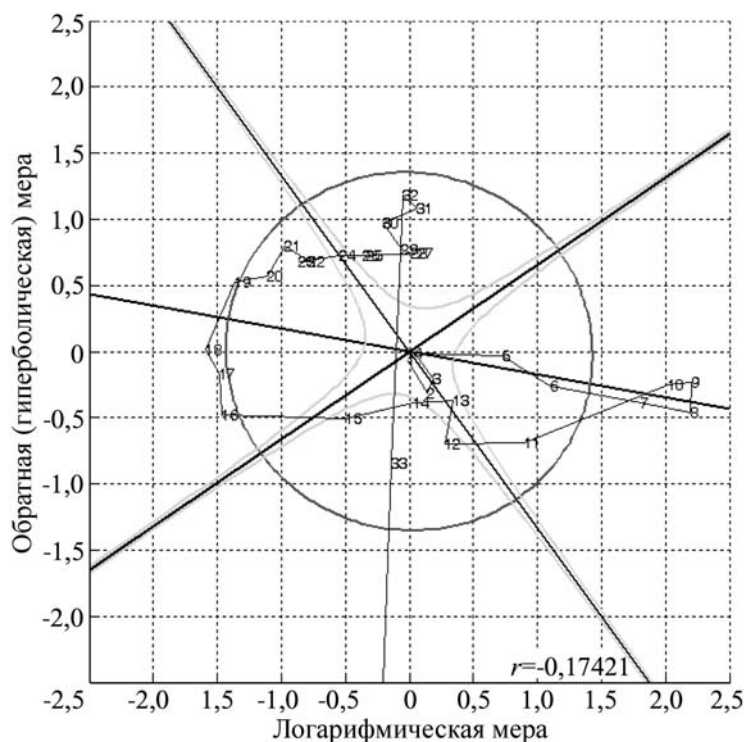


Рис. 9. Портрет изменения цен на единицы сокращенных выбросов метана EUA на фоне общих биржевых тенденций

наруживается этап 20–29 нед., когда возрастает индекс IBEX-New относительно NNC при "замороженных" ценах EUA.

Таким образом, метод позволил перейти от анализа временных рядов непосредственно к анализу состояния системы рынка.

### Применение метода

Удалось накопить некоторый позитивный опыт применения метода, позволяющий судить о его возможностях.

Проведен анализ состояния рынка труда в ходе реструктуризации угольной отрасли. Эффект стабилизации системы и перехода в устойчивое состояние вошел в основные научные результаты РАН и СО РАН в 2001 г.

Проведен анализ планов развития ОАО УК "Кузбассуголь" на 2003–2007 гг. Опасность планов заключалась в неустойчивости системы экономических показателей и в тенденции к распаду на независимые подсистемы.

Осуществлен анализ структуры затрат и состояния региональных электрических сетей Кузбасса. Обнаружены неоправданные аномальные расходы.

Проведен анализ состояния автотранспортного предприятия. Обнаружена группа водителей, занимающихся приписками.

Реализовано обследование технико-экономических показателей ОАО УК "Южкузбассуголь" с выявлением узких мест предприятий.

Изучена опасность наличия примесей в воде затопленных шахт. Установлены специфические свойства для отдельных скважин, показан сильный эффект перераспределения примесей в смежных объемах.

Проведен анализ и выбор жаростойких котельных сталей для изготовления точных механизмов. Виды состояния определены по комбинации предела текучести и относительного удлинения.

По результатам системного аудита заводов и анализа горных машин разработана "Концепция развития угольного машиностроения Кузбасса".

Методика мониторинга и оценки рейтинга промышленных предприятий утверждена Исполкомом Межрегиональной ассоциации "Сибирское соглашение" (№ 01-21 от 18.01.2005 г.).

Предложен подход к вибродиагностике агрегатов карьерных экскаваторов, установленных на единой платформе, по анализу пяти–семи гармоник.

Реализован анализ физиологических показателей развития спортсменов.

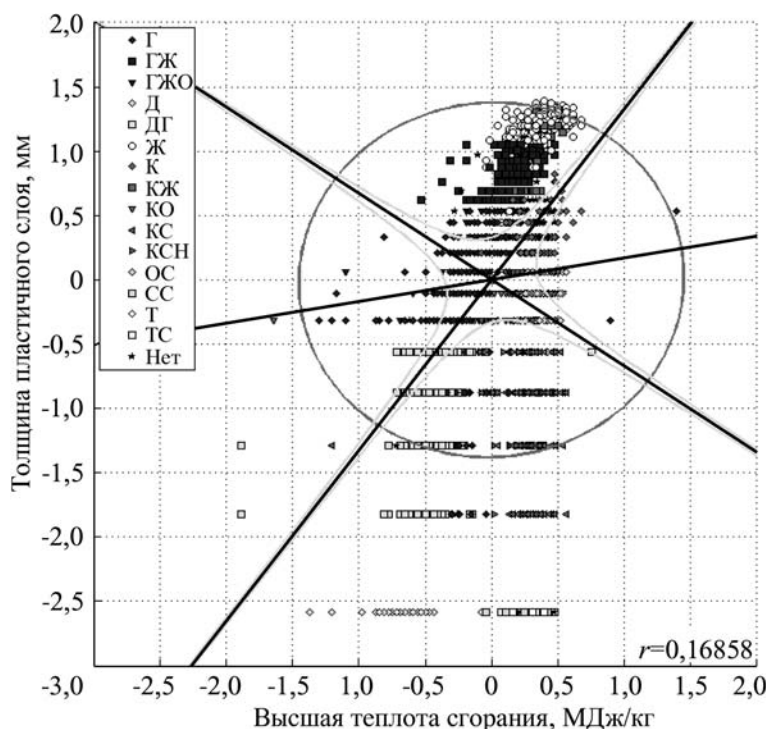


Рис. 10. Портрет базы данных углей Кузбасса

Методика анализа существенно модифицирована для приложений. С одной стороны, выбрана более простая форма представления результатов, с другой — область определения удалось расширить за счет показателей, внешних для объектов. В этом направлении реализованы следующие работы:

- участки сетей теплоснабжения г. Кемерово ранжированы по уровню риска эксплуатации и функционирования (с учетом социального фактора);
- муниципальные образования Кузбасса ранжированы по уровню инвестиционной привлекательности с учетом инвестиционной истории.

### Возможности исследования базы данных кузнецких углей

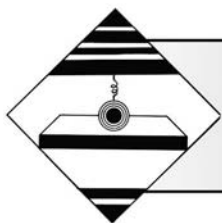
Один из интересных объектов для анализа иллюстрирует совокупность углей Кузбасса. База данных по геолого-разведочным скважинам (около 7000 проб), на которой проведено исследование, не может считаться системой и содержит главным образом сведения о нераспределенных запасах. На рис. 10 приведен портрет выборки с использованием важных для рынка характеристик — теплоты сгорания (МДж/кг) и толщины пластического слоя.

Форма фазового портрета позволяет заметить низкое качество и неоднозначность традиционных характеристик — марок угля. Более убедительно выглядит выделение марки Ж, образующей достаточно локальную область. Ряд проб отображается за эллиптическую границу и представляет другой — наилучший вид состояния. Последовательное введение в картину горно-геологических, технологических и экономических показателей моделирует выбор перспективных участков для разработки.

Таким образом, разработан и доказан метод анализа данных и состояний элементов объектов, который позволяет снизить неопределенность выбора перспективных решений по таблицам и базам данных и найти альтернативы с учетом возможных характеристик и требований.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Логов А.Б., Кочетков В.Н., Поварницын В.И. Моделирование состояния угольного комплекса Кузбасса на стадии реструктуризации. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 1999. 104 с.
2. Логов А.Б., Кочетков В.Н., Рожков А.А. Энтропийный подход к моделированию процесса реструктуризации угольной отрасли. М.: Институт угля и углехимии СО РАН, 2001. 324 с.
3. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Анализ функционального состояния промышленных объектов в фазовом пространстве. Кемерово: Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 168 с.
4. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Анализ состояния уникальных объектов (развитие и тестирование) Кемерово: Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 107 с.
5. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Анализ состояния систем уникальных объектов // Вычислительные технологии. 2005. Т. 10. № 5. С. 49–53.
6. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Моделирование тенденций поведения элементов систем уникальных объектов // Вычислительные технологии. 2005. Т. 10. № 5. С. 54–56.
7. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Алгоритмы энтропийного метода анализа для отображения свойств объекта в фазовом пространстве // Вычислительные технологии. 2005. Т. 10. № 6. С. 75–81.
8. Логов А.Б., Замараев Р.Ю. Метод моделирования и диагностики катастроф / Современные методы математического моделирования природных и антропогенных катастроф: труды VIII Всероссийской конференции. Кемерово, 2005. С. 119–122.
9. Выявление диагностических признаков катастроф / А.Б. Логов, Р.Ю. Замараев, А.А. Логов и др. // Современные методы математического моделирования природных и антропогенных катастроф: труды VIII Всероссийской конференции. Кемерово, 2005. С. 123–127.
10. Выявление скрытых декомпозиций уникальных систем / А.Б. Логов, Р.Ю. Замараев, А.А. Логов, Н.А. Упорова // Современные методы математического моделирования природных и антропогенных катастроф: труды VIII Всероссийской конференции. Кемерово, 2005. С. 216–219.
11. Распознавание катастрофических разрывов сложных функциональных свойств уникальных объектов / А.Б. Логов, Р.Ю. Замараев, А.Р. Крумгольц, Н.А. Упорова // Современные методы математического моделирования природных и антропогенных катастроф: труды VIII Всероссийской конференции. Кемерово, 2005. С. 220–223.
12. Выявление периодических составляющих по неявно выраженным свойствам / А.Б. Логов, Р.Ю. Замараев, А.А. Логов, А.Р. Крумгольц // Современные методы математического моделирования природных и антропогенных катастроф: труды VIII Всероссийской конференции. Кемерово, 2005. С. 224–226.
13. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Тайлаков В.О. Моделирование временных рядов биржевых показателей на фазовых плоскостях // Вычислительные технологии. 2008. Т. 13. № 2. С. 91–98.



УДК 621.923

Е.С. Киселев, В.Н. Ковальногов, В.А. Коршунов (Ульяновский ГТУ)

## Технологическое обеспечение качества деталей с биметаллическими поверхностными слоями в процессе механической обработки<sup>1</sup>

*Приведены результаты экспериментальных исследований и расчетного моделирования технологического наследования остаточных напряжений в процессе изготовления вала, включающем операции точения, шлифования и алмазного выглаживания, в том числе с применением ультразвука на различных стадиях обработки.*

**Ключевые слова:** технологическое наследование, остаточные напряжения, ультразвук.

*The results of experimental research and computer-aided simulation of technological transmission of residual stress at turning, grinding, and diamond burnishing with use of ultrasonic are given and discussed.*

**Keywords:** technological transmission, residual stress, ultrasonic.

В связи с тенденциями к ресурсосбережению в современных производственных технологиях растет доля технологических процессов, включающих наплавку или нанесение на рабочие поверхности деталей слоев или металлопокрытий специального назначения [1]. В одних случаях это продиктовано соображениями инженерии поверхностей деталей, обеспечивающими особые эксплуатационные свойства (жаропрочные, антифрикционные, противозносные, противокоррозионные и др.) при экономии дорогостоящих материалов, в других — необходимостью восстановления геометрических размеров и формы отработавших свой ресурс изношенных деталей. Зачастую (за исключением декоративных покрытий) заготовки с биметаллическими поверхностными слоями для обеспечения заданной размерной точности подвергают последующей механической обработке, в основном шлифованию или поверхностному пластическому деформированию.

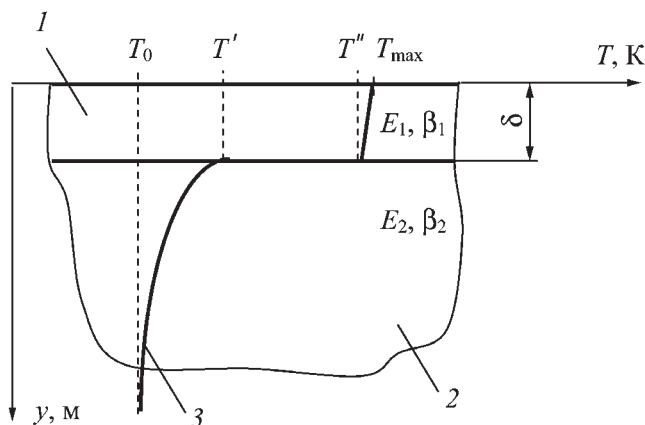
При этом особые теплофизические и механические свойства материала верхнего слоя (отличные от свойств подложки и, как правило, характеризующиеся плохой обрабатываемостью), термические сопротивления в стыках между подложкой и верхним слоем затрудняют отвод выделившейся в зоне обработки теплоты вглубь заготовки, способствуют увеличению

контактной температуры и повышают вероятность отслоения верхнего слоя. Все это требует обоснованного назначения технологических условий (включая элементы режима, состав и технику подачи смазочно-охлаждающих технологических средств) обработки заготовок с биметаллическими поверхностными слоями. С другой стороны, учитывая анизотропию физико-механических свойств биметаллической системы, в технологическом процессе целесообразно формировать ее напряженно-деформированное состояние, отвечающее условиям эксплуатации детали.

Рассмотрим модель биметаллической детали (заготовки) с верхним слоем толщиной  $\delta$ , испытывающую тепловую нагрузку в процессе механической обработки или эксплуатации (рис. 1). В результате теплового воздействия поверхностный слой разогревается неодинаково: в покрытии температура почти равномерная с максимумом  $T_{\max}$  на поверхности и минимумом  $T'$  вблизи стыка, в стыке в результате термического сопротивления наблюдается скачок температуры от  $T'$  до  $T''$ , основа же прогревается незначительно и ее температура практически равна начальной  $T_0$ .

В результате такого неравномерного разогрева покрытие расширяется интенсивнее основы (причем тем в большей степени, чем больше разность между температурами  $T_{\max}$  и  $T'$ , выше термическое сопротивление стыка, а также различие между температурными коэффициентами линейного расширения

<sup>1</sup>Исследования поддержаны грантом РФФИ по проекту № 08-08-00200-а "Теплообмен в системе механически взаимодействующих объектов в условиях дозированной подачи в контактную зону смазочно-охлаждающей среды".



**Рис. 1. Модель теплонагруженного поверхностного слоя биметаллической заготовки:**

1 – верхний слой (покрытие); 2 – основа; 3 – кривая распределения температуры по глубине  $y$

(ТКЛР) материалов покрытия  $\beta_1$  и основы  $\beta_2$ ), а в стыке возникают напряжения, приводящие к отслоению покрытия и определяемые зависимостью

$$\sigma = \frac{\beta_1 E_1}{1-\nu} \left( \frac{T_{\max} + T''}{2} - T_0 \right) - \frac{\beta_2 E_2}{1-\nu} (T' - T_0) \pm \sigma_0 \approx \frac{\beta_1 E_1 T_{\max}}{1-\nu} \pm \sigma_0, \quad (1)$$

где  $\beta_1, \beta_2$  – ТКЛР материалов верхнего слоя и основы соответственно,  $K^{-1}$ ;

$E_1, E_2$  – модуль упругости верхнего слоя и основы соответственно, Па;

$\nu$  – коэффициент Пуассона;

$T_{\max}, T', T'', T_0$  – температурные точки (рис. 1), К;

$\sigma_0$  – технологические остаточные напряжения в стыке между верхним слоем и основой, Па.

Без учета технологических остаточных напряжений в стыке при заданном критическом значении напряжений  $\sigma_{кр}$ , приводящих к отслоению покрытия, из зависимости (1) нетрудно рассчитать значение соответствующей критической температуры  $T_{кр}$ :

$$T_{кр} = \frac{\sigma_{кр} (1-\nu)}{\beta_1 E_1}. \quad (2)$$

Таким образом, в процессе механической обработки биметаллической заготовки необходимо обеспечивать тепловую защиту ее поверхностного слоя, не допускающую разогрева сверх температуры  $T_{кр}$ . Реализовать такую защиту на практике можно, например, путем рационального назначения элементов режима обработки, подбора состава применяемых смазочно-охлаждающих технологических средств и параметров техники их подачи в зону обработки,

иных технологических методов и приемов, обеспечивающих снижение тепловой напряженности обработки. При этом наибольшая производительность обработки при прочих равных условиях будет обеспечиваться при температурном режиме, близком к  $T_{кр}$ .

С другой стороны, уровень критических напряжений  $\sigma_{кр}$ , приводящих к расслоению биметаллической системы, может быть увеличен, если технологические остаточные напряжения в стыке компенсируют напряжения, возникающие в результате нагрузок в процессе обработки или эксплуатации, или, напротив, уменьшен, если остаточные и нагрузочные напряжения имеют одинаковый знак.

Данная работа посвящена экспериментальному исследованию и расчетному моделированию технологического наследования остаточных напряжений в процессе изготовления вала, включающем операции точения, шлифования и алмазного выглаживания, в том числе с применением ультразвука на различных его стадиях, как для снижения теплосилового напряженности обработки [2], так и для релаксации (снятия) остаточных напряжений [3].

Расчетное моделирование проводили в следующей последовательности. Сначала моделировали тепловое состояние инструмента и заготовки на каждой из операций по методике, изложенной в работе [4], с учетом актуальной силовой напряженности. По его результатам определяли механические свойства заготовки и по методике работы [5] путем последовательного численного (с использованием программно-вычислительного комплекса ANSYS) решения задач теории упругости и теории пластичности рассчитывали поле технологических остаточных напряжений.

В процессе экспериментальных исследований измеряли составляющие силы обработки (необходимые для расчета теплового состояния контактирующих объектов и задания силовых нагрузок на поверхностный слой при расчете остаточных напряжений), контактные температуры в зонах точения, шлифования и алмазного выглаживания (для контроля адекватности расчетного теплового состояния реальным условиям обработки), а также технологические остаточные напряжения в поверхностном слое образцов. Режимы и условия выполнения операций приведены в табл. 1.

Образцами при исследованиях и моделировании служили валики диаметром 60 мм и длиной 150 мм. Некоторые результаты исследований, полученные на образцах из стали 95X18, приведены на рис. 2–4.

При точении образцов из стали 95X18 при обработке формируется стружка надлома, а в поверхностном слое – сжимающие осевые остаточные напряжения и растягивающие касательные (рис. 3 и 4, кривые 1). Резец, снимающий с обрабатываемой поверхности элементную стружку, вытягивает кристаллические

Таблица 1

Технологические условия обработки образцов

Технологическая операция, инструмент	Режим обработки	СОЖ и техника ее подачи
Точение, резец Т15К6	Скорость резания 0,15 м/мин, продольная подача 0,09 мм/об, глубина резания 0,5 мм, один проход	Без СОЖ
Шлифование, круг 1–600×40×305, 14A25НСМ17К26	Рабочая скорость круга 35 м/с, окружная скорость заготовки 35 м/мин, скорость продольной подачи 20 мм/мин, подача 0,025 мм/дв. ход, 10 дв. ходов	2 %-й водный раствор эмульсола Аквол-6, подача поливом с объемным расходом 10 л/мин
Ультразвуковая релаксация, волновод из стали 45	Окружная скорость заготовки 80 м/мин, продольная подача 0,012 мм/об, усилие вдавливания 10 Н, один проход	Индустриальное масло И-20А, нанесение на заготовку перед обработкой
Алмазное выглаживание, выглаживатель с радиусом 2,5 мм	Окружная скорость заготовки 25 м/мин, продольная подача 0,036 мм/об, усилие вдавливания 60 Н, один проход	
Ультразвуковая релаксация, волновод из стали 45	Окружная скорость заготовки 80 м/мин, продольная подача 0,012 мм/об, усилие вдавливания 10 Н, один проход	
Алмазное выглаживание, выглаживатель с радиусом 2,5 мм	Окружная скорость заготовки 25 м/мин, продольная подача 0,036 мм/об, усилие вдавливания 60 Н, один проход	

свою очередь способствует растяжению кристаллических зерен металла поверхностного слоя. После удаления режущего инструмента пластически растянутые верхние слои металла, связанные как единое целое с нижележащими слоями металла, приобретают остаточные напряжения сжатия, ориентированные по направлению резания.

Из данных на рис. 3 и 4 следует, что напряжения, сформированные в поверхностном слое точением, не влияют на напряжения, возникающие при шлифовании, поскольку напряженный слой (толщиной до 150 мкм) полностью снимается вместе с припуском на шлифование. В результате шлифования (рис. 3 и 4, кривые 2) в поверхностном слое образцов формируются растягивающие остаточные напряжения, причем касательные остаточные напряжения больше осевых по величине почти в 3 раза.

Включение в технологический процесс изготовления вала вслед за шлифованием операции ультразвуковой релаксации (рис. 3 и 4, кривые 3) уменьшает уровень растягивающих напряжений в 3...4 раза, который после релаксации не превышает 100 МПа. Эффект ультразвуковой релаксации связан с дислокационным поглощением ультразвука в поверхностном слое заготовки: при воздействии ультразвуком на металл энергия ультразвуковой волны поглощается дислокациями и преобра-

зерна металла подрезцового слоя, которые при этом претерпевают упругую и пластическую деформации растяжения в направлении резания. Трение задней поверхности резца об обрабатываемую поверхность в

лаксации связан с дислокационным поглощением ультразвука в поверхностном слое заготовки: при воздействии ультразвуком на металл энергия ультразвуковой волны поглощается дислокациями и преобра-

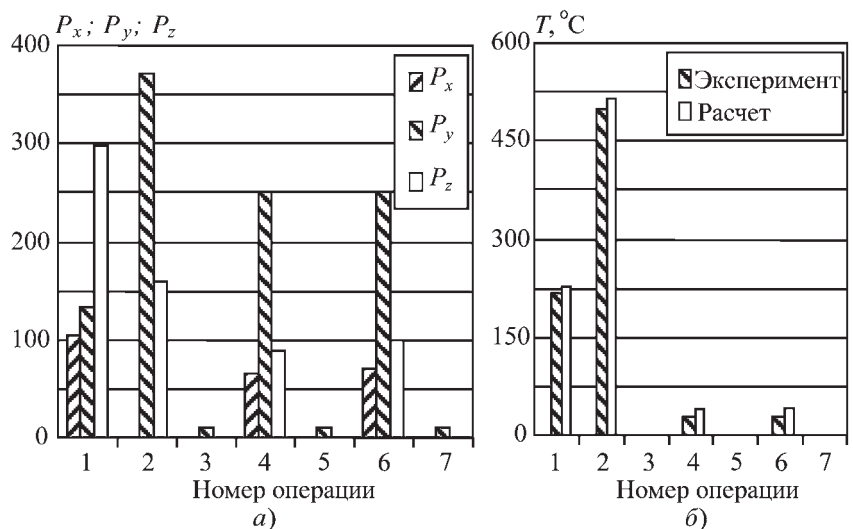


Рис. 2. Силовая (а) и тепловая (б) напряженность обработки заготовок из стали 95Х18 на различных технологических операциях при различных технологических маршрутах обработки: 1 – точение; 2 – шлифование; 3 – УЗ-релаксация после шлифования; 4 – выглаживание после шлифования и УЗ-релаксации; 5 – УЗ-релаксация после шлифования; 6 – выглаживание; 7 – УЗ-релаксация и после шлифования выглаживания

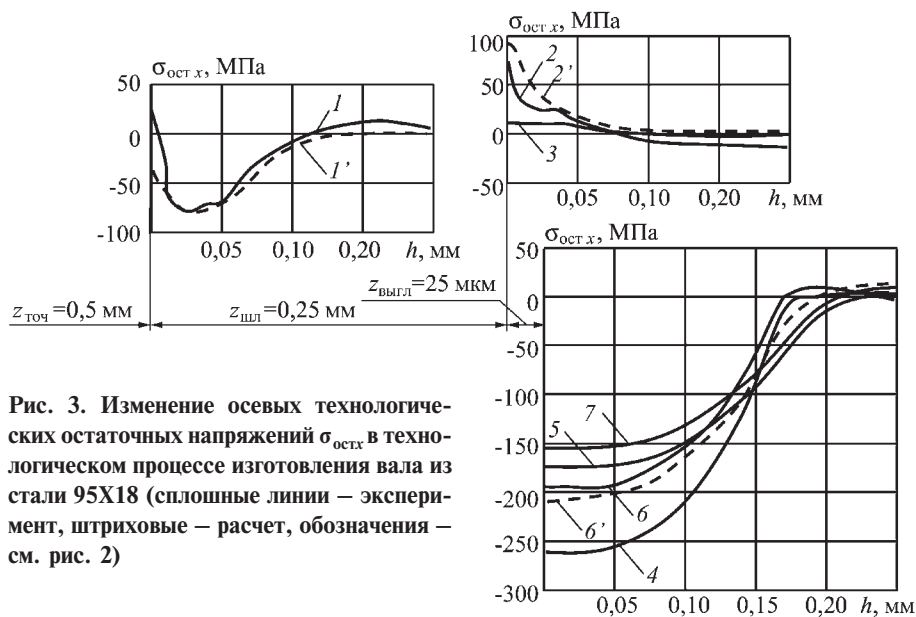


Рис. 3. Изменение осевых технологических остаточных напряжений  $\sigma_{ост.х}$  в технологическом процессе изготовления вала из стали 95X18 (сплошные линии – эксперимент, штриховые – расчет, обозначения – см. рис. 2)

зается в энергию перемещения этих дислокаций [6], вызывая развитие внутризерновых деформаций, что способствует пластическим сдвигам, уменьшающим остаточные напряжения. При этом установлено, что частотная зависимость дислокационного поглощения ультразвука имеет резонансный характер, а собственная резонансная частота дислокации определяется

При этом у образцов после УЗ релаксации шлифовочных остаточных напряжений (рис. 3 и 4, кривые 4), по сравнению с образцами, не подвергавшимися такой обработке (рис. 3 и 4, кривые 6), при выглаживании формируются до 1,5 раз большие по величине сжимающие напряжения.

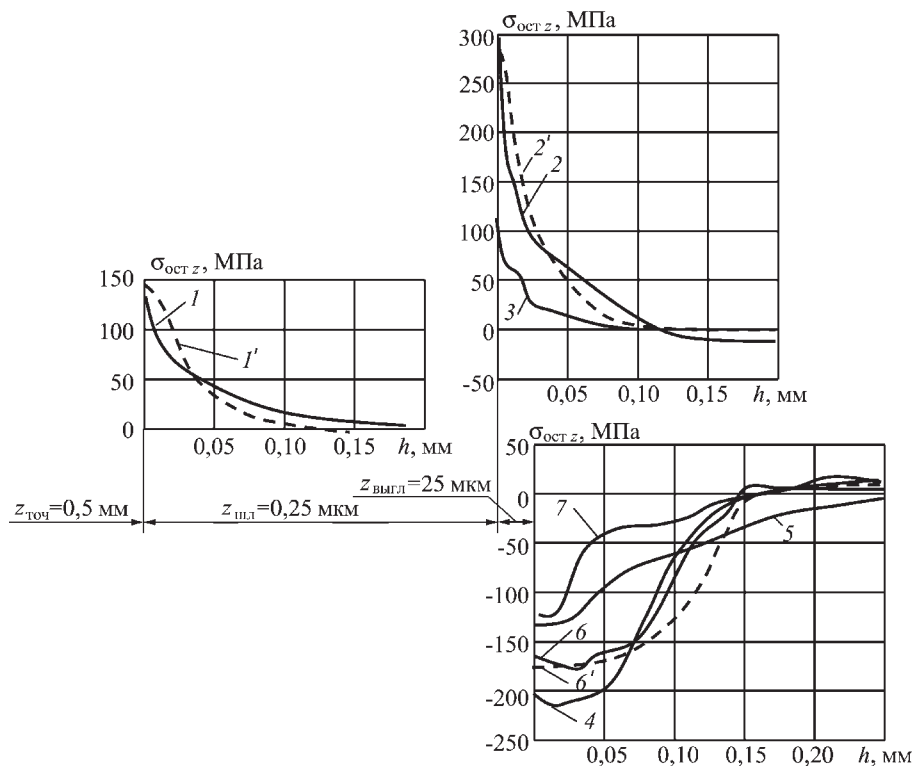


Рис. 4. Изменение касательных технологических остаточных напряжений  $\sigma_{ост.з}$  в технологическом процессе изготовления вала из стали 95X18 (обозначения – см. рис. 3)

длиной дислокационного отрезка, т.е. расстоянием между точечными дефектами [6]. Последнее свидетельствует о том, что ультразвуковые колебания фиксированной частоты воздействуют лишь на дислокационные отрезки определенной длины, а для вовлечения в процессы дислокационного поглощения и перемещения дислокационных отрезков разной длины необходимо изменять частоту ультразвуковых колебаний, применяя модулированные колебания [3].

После алмазного выглаживания в поверхностном слое образцов на глубину до 150...200 мкм формируются сжимающие остаточные напряжения (рис. 2 и 3, кривые 4 и 6).

Ультразвуковая релаксация остаточных напряжений в выглаженных образцах способствовала снижению в 1,5...2 раза остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое при одновременном увеличении глубины напряженного слоя (рис. 3 и 4, кривые 5 и 7).

Таким образом, ультразвуковая релаксация является своеобразным "барьером", препятствующим наследованию растягивающих напряжений, сформированных в поверхностном слое при выполнении теплонапряженных операций механической обработки. Применение промежуточной ультразвуковой релаксации в технологическом маршруте "шлифование – алмазное выглаживание" обеспечивает формированием сжимающих остаточных напряжений, больших по абсолютной величине, даже при меньшем (на 15...20 %) усилии прижима вы-



глаживателя, что особенно важно при обработке нежестких и тонкостенных заготовок.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хасуй А., Морикаги О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
2. Киселев Е.С. Интенсификация процессов механической обработки рациональным использованием энергии ультразвукового поля. Ульяновск: УлГТУ, 2003. 186 с.
3. Киселев Е.С., Ковальногов В.Н., Яшин А.А. Ультразвуковая релаксация технологических остаточных напряжений в шлифованных деталях // СТИН. 2006. № 1. С. 18–21.

4. Киселев Е.С., Ковальногов В.Н. Теплофизический анализ технологических процессов механической обработки как основа обеспечения производительности и качества выпускаемой продукции // Теплофизические и технологические аспекты управления качеством в машиностроении: труды всероссийской научно-технической конференции. Тольятти: ТГУ, 2005. С. 108–110.

5. Хилл Р. Математическая теория пластичности. М.: Физматгиз, 1965. 408 с.

6. Ультразвук. Маленькая энциклопедия / под ред. И.П. Голяминой. М.: Советская энциклопедия, 1979. 400 с.

УДК 621.787:621.91

В.Ю. Блюменштейн, М.С. Махалов (Кузбасский государственный технический университет, Кемерово)

## Расчетно-аналитическая модель механического состояния поверхностного слоя упрочненной детали на стадии циклического нагружения после обработки размерным совмещенным обкатыванием

*Приведены методика и результаты моделирования трансформации состояния поверхностного слоя упрочненной размерным совмещенным обкатыванием детали при эксплуатационном усталостном нагружении. Трансформация состояния поверхностного слоя рассматривается как единый непрерывный процесс, охватывающий все стадии жизненного цикла детали. Приведены результаты расчетов циклической долговечности и параметров механического состояния поверхностного слоя.*

**Ключевые слова:** *поверхностный слой, остаточные напряжения, упрочняющая обработка, размерное совмещенное обкатывание, жизненный цикл, долговечность.*

*The technique and results of simulation of transformation of a condition of surface layer hardened dimensional joint running-in (DJR) of a part at operational fatigue loading is proved as being topical. The transformation of a condition of surface layer is esteemed as unified continuous process encompassing all stages of a life cycle of a part. The calculation results of a cycle life and parameters of a mechanical condition of surface layer is shown.*

**Keywords:** *surface layer, residual stresses, hardening processing, dimensional joint running-in, life cycle, durability.*

### Постановка задач моделирования эксплуатационного нагружения детали

Известно, что механическое состояние, параметры качества поверхностного слоя и, в частности, остаточные напряжения играют ключевую роль в обеспечении долговечности детали при различных видах циклических знакопеременных эксплуатационных нагрузок.

Широкими возможностями по обеспечению параметров качества поверхностного слоя обладают методы упрочняющей обработки, основанные на *поверхностном пластическом деформировании* (ППД), и, в частности, способ *размерного совмещенного обкатывания* (РСО). Данный способ обеспечивает значитель-

ный диапазон регулирования таких параметров качества, как параметр шероховатости поверхности  $Ra$  от 0,04 до 0,8 мкм, глубина упрочнения  $h$  в пределах от 0,9 до 10 мм, степень упрочнения  $\delta$  от 17 до 50 % при получении благоприятных эпюр сжимающих остаточных напряжений [1].

Для раскрытия возможностей способа по обеспечению долговечности деталей машин необходимо знание физических закономерностей формирования и трансформации механического состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла детали.

В соответствии с используемым в работе аппаратом механики технологического наследования в структуру жизненного цикла входят как механическая обработка детали при изготовлении, завершаю-

щей стадией которой является стадия чистовой упрочняющей обработки РСО, так и последующее эксплуатационное усталостное нагружение детали.

В качестве накопленных параметров наряду с традиционными параметрами качества поверхностного слоя (параметрами упрочнения, микроструктурой, волнистостью, параметрами шероховатости и др.) используют принятые в механике технологического наследования степень деформации сдвига  $\Lambda$ , *степень истощения запаса пластичности* (СИЗП)  $\Psi$ , компоненты тензора остаточных напряжений  $[T\sigma_{ост}]$  и др. Расчет накопленной степени истощения запаса пластичности проводят с использованием критерия Калпина-Филиппова, позволяющего учитывать частичное восстановление запаса пластичности ("залечивание" дефектов) металла в зоне смены знака деформации.

Исходное состояние поверхностного слоя детали, поступающей на стадию упрочняющей обработки РСО, характеризуется совокупностью параметров, наследуемых от предыдущей стадии механической обработки (в большинстве случаев предыдущей стадией является резание):

$$\begin{cases} \Lambda_{\Sigma} = \Lambda_{мех} = \Lambda_{рез}; \\ \Psi_{\Sigma} = \Psi_{мех} = \Psi_{рез}; \\ \Lambda_p = \Lambda_p(\Pi); \\ \Psi_{рез} = \int_0^{\Lambda_{рез}} \left[ n\varphi_0 \Lambda_j^{n-1} + (1-\varphi_0 \Lambda_p^n) \frac{1}{\Lambda_p} \right] d\Lambda; \\ [T\sigma_{ост}] = [T\sigma_{ост}]_{рез}, \end{cases}$$

где  $\Lambda_{\Sigma}$  – суммарная накопленная степень деформации сдвига;  $\Lambda_{мех}$  – степень деформации сдвига, накопленная на стадиях механической обработки;  $\Lambda_{рез}$  – степень деформации сдвига, накопленная на стадии резания;  $\Psi_{\Sigma}$  – суммарная степень истощения запаса пластичности;  $\Psi_{мех}$  – степень истощения запаса пластичности, достигнутая на стадиях механической обработки;  $\Psi_{рез}$  – степень истощения запаса пластичности на стадии резания;  $\Lambda_p(\Pi)$  – диаграмма пластичности металла;  $\Lambda_p$  – предельная степень деформации сдвига, соответствующая моменту зарождения усталостной трещины;  $\Pi$  – показатель схемы напряженного состояния;  $\varphi_0, n$  – коэффициенты степенной аппроксимации кривой течения, определяемые на основе испытаний на пластичность;  $\Lambda_j$  – степень деформации сдвига, накопленная на  $j$ -м этапе нагружения;  $[T\sigma_{ост}]_{рез}$  – тензор остаточных напряжений первого рода, сформированный в результате обработки резанием.

В случае, если РСО применяют для необработанной заготовки, исходное состояние поверхностного слоя представляет совокупность параметров, характеризующих нулевыми значениями накопленной степени деформации сдвига, СИЗП и нулевым значением тензора остаточных напряжений:

$$\begin{cases} \Lambda_{\Sigma} = 0; \\ \Psi_{\Sigma} = 0; \\ \Lambda_p = \Lambda_p(\Pi); \\ [T\sigma_{ост}] = 0. \end{cases}$$

Поверхностный слой заготовки в этом случае не упрочнен, остаточные напряжения в нем отсутствуют.

На стадии упрочняющей обработки РСО, как и в процессе любой другой механической обработки, происходит накопление деформации, частичное истощение запаса пластичности и формирование тензора остаточных напряжений. Состояние поверхностного слоя после РСО описывается следующей совокупностью накопленных параметров:

$$\begin{cases} \Lambda_{\Sigma} = \Lambda_{мех} = \Lambda_{рез} + \Lambda_{РСО}; \\ \Psi_{\Sigma} = \Psi_{мех} = \Psi_{рез} + \Psi_{РСО}; \\ \Lambda_p = \Lambda_p(\Pi); \\ \Psi_{РСО} = \int_{\Lambda_{рез}}^{\Lambda_{РСО}} \left[ n\varphi_0 \Lambda_j^{n-1} + (1-\varphi_0 \Lambda_p^n) \frac{1}{\Lambda_p} \right] d\Lambda; \\ [T\sigma_{ост}] = [T\sigma_{ост}]_{РСО}, \end{cases} \quad (1)$$

где  $\Lambda_{РСО}$  – степень деформации сдвига, накопленная на стадии РСО;  $\Psi_{РСО}$  – степень истощения запаса пластичности, достигнутая на стадии РСО;  $[T\sigma_{ост}]_{РСО}$  – тензор остаточных напряжений, сформированный в результате обработки РСО.

В соответствии с научными положениями механики технологического наследования, эксплуатационное нагружение детали включает стадию циклической долговечности, окончанию которой соответствует зарождение в поверхностном слое усталостной трещины, и стадию циклической трещиностойкости, на которой происходит развитие трещины и окончательное разрушение детали.

Таким образом, на стадии циклической долговечности продолжается процесс накопления деформации и истощения запаса пластичности, описываемый выражениями (1) и протекающий в условиях непрерывной релаксации тензора остаточных напряжений [1]:

$$\Lambda_{\Sigma} = \Lambda_{мех} + \Lambda_{ид}; \quad \Psi_{\Sigma} = \Psi_{мех} + \Psi_{ид};$$

$$\Lambda_{\text{цид}} = \sum_{i=0}^N \left( \sum_{j=0}^n \Lambda_j \right); \Psi_{\text{цид}} = \sum_{i=0}^N \left( \sum_{j=0}^n \Psi_j \right);$$

$$[T\sigma_{\text{ост}}] = f([T\sigma_{\text{ост}}]_{\text{мех}}, i).$$

Здесь  $i$  – номер цикла усталостного нагружения;  $j$  – номер точки дискретизации цикла;  $N_{\text{цид}}$  – число циклов нагружения на стадии циклической долговечности (длительность стадии);  $n$  – число точек дискретизации цикла;  $\Lambda_{\text{цид}}$  – степень деформации сдвига, накопленная на стадии циклической долговечности;  $\Psi_{\text{цид}}$  – степень исчерпания запаса пластичности, достигнутая на стадии циклической долговечности;  $\Lambda_j$  – мгновенное значение степени деформации сдвига в точке дискретизации цикла;  $\Psi_j$  – мгновенное значение СИЗП в точке дискретизации цикла.

Применение разработанной методики при расчете накопления  $\Lambda$ ,  $\Psi$  и  $N_{\text{цид}}$  на стадии циклической долговечности после РСО требует развития теории вследствие особой схемы взаимодействия и связанных с ней больших значений натягов деформирующих инструментов при обработке.

Особенностью разработанной модели является учет технологического наследования на основе степени деформации сдвига и СИЗП, накопленных при обработке РСО.

Для проведения расчетов разработана методика оценки накопления деформаций, в основу которой положены представления о продолжающемся упрочнении металла в процессе циклического нагружения на стадии циклической долговечности.

При моделировании механического состояния поверхностного слоя на стадии циклической долговечности были приняты следующие положения.

1. Состояние поверхностного слоя после обработки РСО является исходным для стадии циклической долговечности.

2. При эксплуатации деталь подвергается многоциклового усталостному знакопеременному нагружению по схеме консольного изгиба с вращением в условиях симметричного цикла.

3. Остаточные напряжения, сформированные на стадиях механической обработки, на протяжении всей стадии циклической долговечности постепенно релаксируют независимо от их знака.

4. Накопление параметров механического состояния происходит в условиях непрерывной релаксации остаточных напряжений и трансформации показателя схемы напряженного состояния П.

5. Тензоры усталостных (эксплуатационных) и остаточных напряжений заданы в декартовой системе координат.

6. Окончанию стадии циклической долговечности соответствует момент накопления предельных дефор-

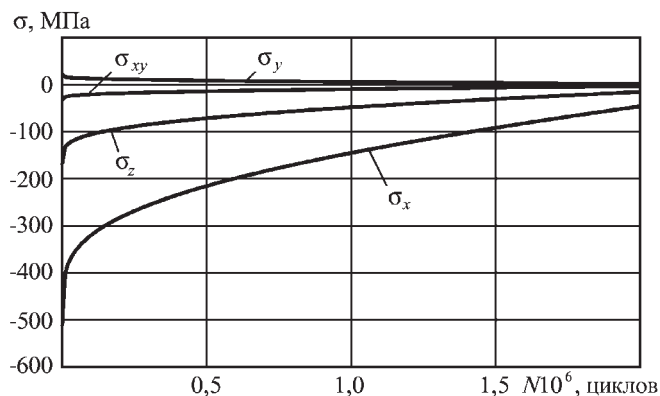


Рис. 1. Эпюры релаксации компонентов остаточных напряжений в зависимости от числа циклов усталостного нагружения

маций (до уровня  $\Lambda_p$ ), полного исчерпания запаса пластичности ( $\Psi = 1$ ) и полной релаксации тензора остаточных напряжений ( $[T\sigma_{\text{ост}}] = 0$ ).

7. Данному состоянию соответствует зарождение начальной усталостной трещины, происходящее в некоторой точке, которая может быть расположена как на поверхности детали, так и на некотором удалении от нее.

Для оценки напряженного состояния детали в любой момент времени на стадии циклического нагружения наряду с тензором напряжений от эксплуатационной нагрузки необходимо знать закон релаксации остаточных напряжений, который был принят по результатам работы [1] (рис. 1):

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{a}{\ln(bN^c)},$$

где  $\sigma_0$  – начальное значение соответствующего компонента остаточных напряжений в опасной точке;  $a$ ,  $b$ ,  $c$  – коэффициенты;  $N$  – текущее значение числа циклов.

Возникновение усталостных напряжений по принятой схеме нагружения обусловлено действием поперечной силы, которая лежит в плоскости симметрии образца (рис. 2). Поэтому можно считать, что напряжения кручения не возникают, а в рабочем сечении образца действуют касательные и нормальные (осевые) напряжения. При достаточно большом соотношении длины и диаметра образца касательные напряжения уменьшаются и составляют сравнительно небольшую часть от нормальных [2].

Это позволяет принять, что в рабочем сечении образца действуют только осевые усталостные напряжения  $\sigma_x$ , знак которых в соответствии с принятой схемой нагружения дважды изменяется в каждом цикле нагружения. Распределение этих напряжений по глу-

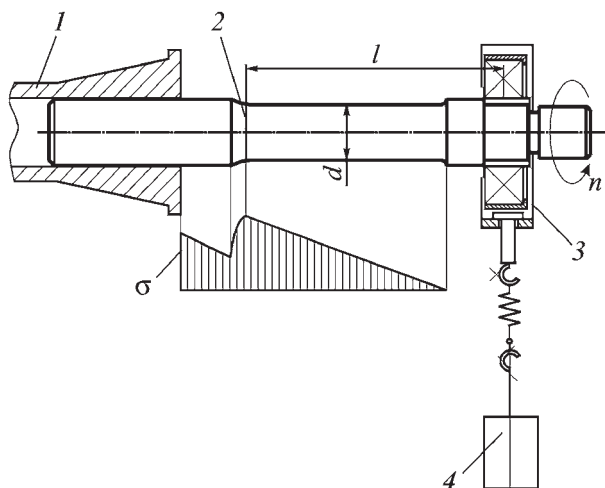


Рис. 2. Нагружение образца по схеме консольного изгиба с вращением:

1 – зажимная цапга; 2 – рабочее сечение образца; 3 – нагружающий угол; 4 – груз

бине поверхностного слоя подчиняется линейному закону

$$(\sigma_x)_y = \sigma_x - \frac{2}{D_d} y \sigma_x,$$

где  $y$  – глубина, на которой определяются напряжения;  $D_d$  – диаметр детали (образца).

Изменение амплитуды напряжений цикла происходит по синусоидальному закону

$$\sigma_a = (\sigma_a)_i \sin \varphi,$$

где  $\varphi$  – угол поворота образца.

Результирующее напряженное состояние определяется суперпозицией остаточных и усталостных напряжений. При совпадении направлений векторов главных напряжений для обеих составляющих и симметричном цикле усталостных напряжений поверхностный слой изделия работает в условиях асимметрии цикла тем большей, чем больше абсолютное значение остаточных напряжений. Среднее напряжение цикла при этом равно величине остаточных напряжений, а амплитуда равна напряжению от внешней нагрузки. В условиях циклического нагружения сжимающие остаточные напряжения повышают, а растягивающие – снижают усталостную долговечность. При этом, чем ближе значение результирующих напряжений к пределу текучести, тем с большей скоростью происходит полная релаксация остаточных напряжений [1].

Исходя из сказанного, тензор действующих напряжений может быть представлен в виде суммы тензоров остаточных и усталостных напряжений:

$$[T\sigma_d] = [T\sigma_{ост}] + [T\sigma_{уст}] = \begin{pmatrix} (\sigma_x)_{ост} & (\sigma_{xy})_{ост} & 0 \\ (\sigma_{xy})_{ост} & (\sigma_y)_{ост} & 0 \\ 0 & 0 & (\sigma_z)_{ост} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} (\sigma_x)_{уст} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} (\sigma_x)_{ост} + (\sigma_x)_{уст} & (\sigma_{xy})_{ост} & 0 \\ (\sigma_{xy})_{ост} & (\sigma_y)_{ост} & 0 \\ 0 & 0 & (\sigma_z)_{ост} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} (\sigma_x)_d & (\sigma_{xy})_d & 0 \\ (\sigma_{xy})_d & (\sigma_y)_d & 0 \\ 0 & 0 & (\sigma_z)_d \end{pmatrix}.$$

Для оценки накопления деформации и исчерпания запаса пластичности на стадии циклической долговечности по аналогии со стадиями механической обработки использован показатель схемы напряженного состояния, являющийся аналогом показателя схемы на стадиях механической обработки [1]:

$$P_d = \frac{\sigma_d}{T_d},$$

где  $\sigma_d$  – среднее нормальное действующее напряжение;  $T_d$  – интенсивность действующих касательных напряжений.

Непрерывная релаксация остаточных напряжений и соответствующее ей изменение тензора действующих напряжений в процессе циклического нагружения вызывают трансформацию показателя схемы напряженного состояния.

На старте стадии циклической долговечности усталостные напряжения отсутствуют, и показатель схемы определяется через компоненты остаточных напряжений

$$P_d = \frac{\sqrt{6}((\sigma_1)_{ост} + (\sigma_2)_{ост} + (\sigma_3)_{ост})}{3\sqrt{((\sigma_1)_{ост} - (\sigma_2)_{ост})^2 + ((\sigma_2)_{ост} - (\sigma_3)_{ост})^2 + ((\sigma_3)_{ост} - (\sigma_1)_{ост})^2}}.$$

В процессе циклического нагружения показатель схемы определяется через компоненты действующих напряжений

$$P_d = \frac{\sqrt{6}((\sigma_1)_d + (\sigma_2)_d + (\sigma_3)_d)}{3\sqrt{((\sigma_1)_d - (\sigma_2)_d)^2 + ((\sigma_2)_d - (\sigma_3)_d)^2 + ((\sigma_3)_d - (\sigma_1)_d)^2}}.$$

Как было отмечено, окончанию стадии циклической долговечности соответствует момент образования в поверхностном слое усталостной трещины, полностью релаксирует тензор остаточных напряжений

ний и в рабочем сечении детали действуют только усталостные напряжения. Показатель схемы для этого момента времени при  $[T\sigma_{ост}] = 0$

$$P_d = \frac{(\sigma_x)_{уст} / 3}{\sqrt{1/6[(\sigma_x)_{уст}^2 + (\sigma_x)_{уст}^2]}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \approx \pm 0,577. \quad (2)$$

Глубину зарождения усталостной трещины рассчитывали на основе анализа распределения показателя схемы напряженного состояния по глубине поверхностного слоя для первого цикла нагружения. Согласно данным работы [1], с наибольшей вероятностью зарождение усталостной трещины происходит в точке, где показатель схемы принимает минимальные значения.

Для выявленной глубины зарождения трещины с учетом изменения тензора действующих остаточных напряжений рассчитывали трансформацию показателя схемы, а затем накопление деформации и исчерпание запаса пластичности на протяжении стадии циклической долговечности:

$$\Lambda = \Lambda_{PCO} + \frac{a}{(\exp(-b\bar{\Pi}^c))^d},$$

где  $a, b, c, d$  – наследственные коэффициенты;  $\bar{\Pi}$  – среднее значение показателя схемы напряженного состояния в процессе усталостного нагружения. Второе слагаемое выражения (2) представляет программу нагружения на стадии циклической долговечности.

При проведении дальнейших расчетов циклической долговечности принимали следующие допущения:

- уменьшение численных значений компонентов остаточных напряжений происходит пропорционально числу циклов в соответствии с выбранным законом релаксации;
- отсутствует дрейф точки зарождения усталостной трещины.

Расчет исчерпания запаса пластичности позволил определить предельное значение степени деформации сдвига  $\Lambda_p$ , соответствующее окончанию стадии циклической долговечности. Величина  $\Lambda_p$  определяется как режимами предшествующей механической обработки, в том числе и PCO, так и режимами циклического усталостного нагружения.

Для определения зависимости накопленной степени деформации сдвига от числа циклов нагружения использовали нормирование относительно максимального значения:

$$[N] = 2,1 \exp\left(-\frac{(\bar{\Pi} - 0,62)^2}{0,4967}\right).$$

Известно, что металлы с соотношением  $\sigma_b/\sigma_{0,2} = 1,4$  и выше относятся к циклически упрочняющимся ( $\sigma_b$  – временное сопротивление разрыву;  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести) [3]. Для исследуемых сталей (сталь 45, сталь 20, стали 40X, 18ХГТ и 12Х18Н10Т) соотношение  $\sigma_b/\sigma_{0,2} > 1,4$ , что позволяет отнести их к указанной категории.

На стадии циклического нагружения происходят повышение плотности дислокаций и рост деформационного упрочнения металла детали [3–7]. Поэтому принимали, что рост упрочнения происходит до некоторого предельного значения ( $\delta_{уд}$ ), соответствующего окончанию стадии циклической долговечности. Таким образом, к моменту окончания данной стадии микротвердость упрочненного поверхностного слоя в точке зарождения усталостной трещины достигает предельных значений ( $HV_{уд}$ ), характерных для данного материала, режимов обработки и условий нагружения.

Зависимость интенсивности напряжений от степени деформации сдвига для стали 45 по результатам испытаний имеет [1]

$$\sigma_i = 36 + 58,41\Lambda^{0,43}.$$

Испытания позволили также определить зависимости между твердостью (микротвердостью) и параметрами напряжений и деформаций [1]:

$$\begin{cases} HV = 170 + 170e - 109e^2; \\ HV = 135 + \sigma_i, \end{cases}$$

где  $e$  – логарифмическая степень деформации;  $\sigma_i$  – интенсивность напряжений.

Пересчет в категориях накопленной степени деформации сдвига позволил получить взаимосвязь с твердостью (микротвердостью) поверхностного слоя:

$$HV = 171 + 58,41\Lambda^{0,43}.$$

Предложенный подход к расчету циклической долговечности требует проведения дополнительных экспериментальных исследований, суть которых заключается в фиксации изменения твердости (микротвердости) в процессе циклического нагружения упрочненной PCO детали в соответствующем рабочем сечении.

### Анализ результатов

Экспериментальные исследования позволили установить взаимосвязь микротвердости поверхностного слоя с числом циклов усталостного нагружения и рассчитать циклическую долговечность детали.

Таблица 1

Режимы обработки при PCO для образца №107<sub>1</sub>

Параметры режима										Параметры упрочнения	
$S$ , мм/об	$R_{пр}$ , мм	$HV_0$	$D_d$ , мм	$D_p$ , мм	$n$ , об/мин	$v$ , м/мин	$h_d$ , мм	$a_d$ , мм	$h_p$ , мм	$h$ , мм	$\delta$
0,22	3	170	45	100	1275	180	0,08	0,2	0,28	2,85	0,43

Обозначения:  $S$  – подача;  $R_{пр}$  – профильный радиус ролика;  $HV_0$  – исходная твердость металла детали по Виккерсу;  $D_d$  – диаметр детали;  $D_p$  – диаметр обкатных роликов;  $n$  – частота вращения детали;  $v$  – скорость обработки;  $h_d$  – действительный натяг роликов;  $a_d$  – действительный зазор резца;  $h_p$  – расчетный натяг ролика;  $h$  – глубина упрочнения;  $\delta$  – степень упрочнения поверхностного слоя.

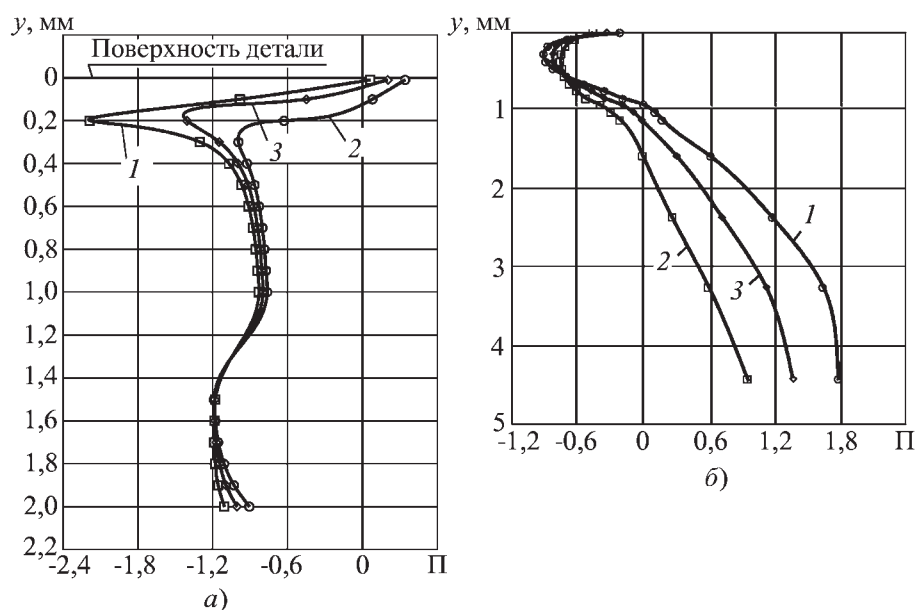


Рис. 3. Распределение показателя схемы напряженного состояния по глубине упрочненного поверхностного слоя в процессе циклического нагружения: 1, 2 – при максимальном и минимальном значении амплитуды цикла; 3 – среднее значение

Ниже приведен пример расчета циклической долговечности для образца № 107<sub>1</sub> (сталь 45) (табл. 1). Исходя из распределения показателя схемы по глубине поверхностного слоя (рис. 3, а), определили, что для данного образца зарождение трещины наиболее вероятно в точке, расположенной на расстоянии 0,15...0,3 мм от поверхности детали. Для сравнения после обработки ППД (распределение показателя схемы приведено на рис. 3, б) определили глубину зарождения трещины 0,2...0,25 мм.

Для этих значений определили начальные и предельные значения степени деформации сдвига и микротвердости поверхностного слоя. Начальные значения данных параметров соответствуют началу стадии циклической долговечности, а предельные – окончанию этой стадии (табл. 2). Значения этих же

Таблица 2

Значения  $\Lambda$ ,  $\Psi$ ,  $N_{цд}$  для образца № 107<sub>1</sub> на стадии циклической долговечности

Глубина расположения точки $y$ , мм	Начальные значения (после обработки PCO)				Предельные значения на финише стадии ЦД ( $\Psi = 1$ )			Экспериментальные значения (после $N = 1,25$ млн циклов нагружения)			$N_{цд}$ , млн циклов
	$\Lambda_{PCO}$	$\Psi_{PCO}$	$HV_{PCO}$	$\delta_{PCO}$	$\Lambda_{цд}$	$HV_{цд}$	$\delta_{цд}$	$HV_{1,25}$	$\Lambda_{1,25}$	$\delta_{1,25}$	
0	3,00	0,650	243	1,429	3,80	274,7	1,616	260	2,66	1,529	2,33
0,2	2,88	0,620	242	1,424	3,78	274,5	1,615	260	2,66	1,529	2,25
0,3	2,82	0,610	241	1,418	3,71	273,6	1,610	259	2,59	1,524	2,27
0,4	2,76	0,598	238	1,400	3,72	273,8	1,610	257	2,46	1,512	2,35

Обозначение. ЦД – циклическая долговечность.

параметров, полученные экспериментально после нагружения образцов до  $N = 1,25$  млн циклов, позволили с использованием разработанного аналитического аппарата рассчитать циклическую долговечность для образца № 107<sub>1</sub> на поверхности и предполагаемой глубине зарождения трещины.

Как показал анализ, наименьшее значение циклической долговечности наблюдается на глубине  $y = 0,2$  мм. Таким образом, для образца № 107<sub>1</sub> зарождение усталостной трещины происходит на указанной глубине  $h_{тр} = 0,2$  мм, а значение циклической долговечности на этой глубине является искомым длительностью стадии циклической долговечности:  $N_{цид} = 2,25$  млн циклов.

### Выводы

1. На базе основных положений механики технологического наследования разработана модель трансформации механического состояния металла поверхностного слоя упрочненной РСО детали на стадии циклического нагружения.

2. Разработанная расчетно-аналитическая модель позволила оценить продолжающееся накопление деформаций и исчерпание запаса пластичности по распределению микротвердости упрочненного поверхностного слоя детали.

3. Установлены взаимосвязи циклической долговечности  $N_{цид}$  с параметрами режима и накопленными значениями  $\Lambda$  и  $\Psi$  при обработке РСО и выполнен расчет циклической долговечности обработанных образцов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение, 2007. 400 с.
2. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела : учеб. пособие для вузов. 2-е изд., испр. М.: Наука, 1988. 712 с.
3. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2003. 254 с.
4. Кудрявцев И.В. Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении. М.: Машгиз, 1951. 280 с.
5. Кудрявцев И.В., Наумченко Н.Е., Саввина Н.М. Усталость крупных деталей машин. М.: Машиностроение, 1981. 238 с.
6. Дель Г.Д. Определение напряжений в пластической области по распределению твердости. М.: Машиностроение, 1971. 200 с.
7. Кроха В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации: справочник. М.: Машиностроение, 1980. 157 с.



**Справочник токаря-универсала.** Безъязычный В.Ф., Моисеев В.Г. и др. / под ред. М.Г. Шеметова и В.Ф. Безъязычного. – 2-е изд., перераб. и доп. 576 с., тв. пер., 70×100 1/16

ISBN 978-5-217-03393-5

Цена с НДС 440 руб.

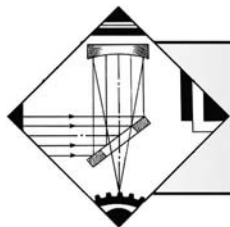
Изложены сведения о процессах и режимах резания, нормировании токарных работ. Приведены методы повышения производительности труда, технические характеристики оборудования, описание технологической оснастки, приспособлений и инструмента, данные по обработке особо сложных деталей. Приведены сведения из опыта работы отечественных и зарубежных промышленных предприятий.

Второе издание (1-е изд. 1987 г.) переработано в соответствии с современной научно-технической документацией и дополнено сведениями об обеспечении точности и управлении качеством при токарной обработке, эксплуатации и ремонте токарных станков. В приложении представлена типовая инструкция по охране труда.

Для токарей всех отраслей промышленности, может быть полезен преподавателям и учащимся учреждений среднего профессионального образования.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел подписки, маркетинга и рекламы по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru); по почте: 107076, Москва, Стромьинский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение".

Справки по тел. (499) 269-66-00.  
<http://www.mashin.ru>



## Особенности износа режущего инструмента после лазерного упрочнения на воздухе и в среде инертного газа

Приведены результаты испытаний стойкости проходных токарных резцов, упрочненных лазерным излучением на воздухе и в среде инертного газа. Определены режимы резания, при которых достигается наибольшая эффективность лазерной обработки. Установлено, что в результате лазерной обработки на воздухе повышается стабильность изнашивания инструмента в широком диапазоне скоростей резания, существенно расширяется диапазон режимов резания, при котором достигается интенсивность износа упрочненного инструмента.

**Ключевые слова:** режущий инструмент, токарный резец, быстрорежущая сталь, лазерное упрочнение, износ, стабильность изнашивания, интенсивность износа.

Results of wear resistance tests of the straight turning lathe tools hardened by laser radiation on air and in the environment of inert gas are presented. Regimes of cutting at which the greatest efficiency of application of laser treatment is reached are determined. It is established, that laser treatment on air provides increase of stability of wear-out of the tool in a wide range of cutting speeds, leads to significant expansion of a range of cutting regimes at which decrease of the wear of the hardened tool is reached, minimizes wear intensity of the hardened tool.

**Keywords:** cutting tool, lathe tool, high-speed steel, laser hardening, wear, stability of wear-out, wear intensity.

### Введение

Для современного машиностроительного производства принципиально важным является повышение уровня режимов металлообработки, которое зависит в первую очередь от совершенствования свойств инструментальных материалов. Эта задача носит комплексный характер, и ее решение предусматривает проведение большого числа организационно-технических мероприятий — от изготовления инструментальных материалов до совершенствования и оптимизации условий эксплуатации инструмента. Применение высокотехнологичных методов упрочняющей обработки также направлено на обеспечение необходимого уровня эксплуатационных показателей работоспособности металлорежущего инструмента. В мелкосерийном инструментальном производстве наиболее рационально применение метода импульсного лазерного упрочнения, позволяющего проводить локальную бездеформационную обработку наиболее изнашиваемых участков режущего лезвия инструмента [1], что подтверждают положительные результаты испытаний [2, 3].

В работах [3, 4], посвященных вопросам лазерной обработки инструментальных материалов, исследова-

ны закономерности изменения структурно-фазового состава зоны лазерного воздействия (ЗЛВ), определяющие повышение эффективности процесса резания упрочненным инструментом и обеспечивающие повышение его стойкости. Положительные результаты достигнуты при импульсной лазерной обработке как на воздухе, так и в среде инертного газа, однако при этом не было уделено должного внимания выбору рациональных режимов резания упрочненным инструментом, что является одним из резервов повышения стойкости упрочненного инструмента [5].

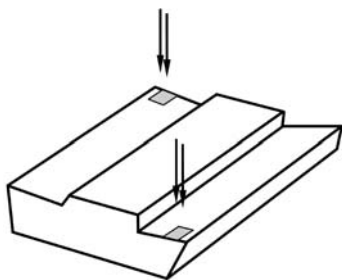
Цель данной работы — исследование закономерностей изнашивания упрочненного лазерным облучением на воздухе и в среде инертного газа инструмента и определении режимов резания, при которых достигается наибольшая эффективность применения лазерной обработки.

### Методика эксперимента

Для решения поставленной задачи проведен комплекс испытаний стойкости проходных токарных резцов, упрочненных импульсным лазерным излучением, при точении конструкционной легированной стали 12Х2Н4А. Облучение инструмента осуществля-



Рис. 1. Схема лазерной обработки резцов (удаление от режущей кромки 1 мм, вплотную к вспомогательной режущей кромке)



ли на лазерной технологической установке, собранной на основе твердотельного импульсного лазера с активным элементом из стекла с Nd, обеспечивающей энергию в импульсе до 70 Дж при неравномерности распределения плотности энергии лазерного излучения на участке 4,5×4,5 мм не ниже ±5 %. Упрочнение модельных резцов (передний угол  $\gamma = 8^\circ$ , задний  $\alpha = 8^\circ$ , главный угол в плане  $\varphi = 45^\circ$ , вспомогательный угол в плане  $\varphi_1 = 45^\circ$ , радиус закругления вершины резца  $r = 0,8$  мм) из быстрорежущей стали Р9К5 после стандартной термической обработки проводили согласно рекомендациям работы [5] однократно по передней режущей грани (рис. 1) либо на воздухе, либо в среде Ar при плотности энергии излучения 2,7 Дж/мм<sup>2</sup> и 3,4 Дж/мм<sup>2</sup> соответственно. В обоих случаях в указанных условиях облучения в ЗЛВ на обрабатываемой рабочей поверхности инструмента обеспечивалась температура, близкая к температуре ликвидуса стали Р9К5. Таким образом, в ЗЛВ достигались одинаковые структурно-фазовые изменения, и по результатам экспериментов можно проследить влияние образующейся при лазерной обработке на воздухе оксидной пленки на интенсивность изнашивания упрочненных резцов. Учитывая, что толщина пленки на поверхности ЗЛВ инструментальных сталей не превышает 200 нм [6], а также то, что наличие пленки позволяет регулировать скорость изнашивания резцов на участке приработки [5], для повышения эффективности упрочненного инструмента особенно важно определить режимы резания, при которых данные особенности проявляются наиболее отчетливо.

Инструмент испытывали на токарно-винторезном станке модели 1К62 с вариатором скорости. При этом один и тот же резец испытывали при разных скоростях резания ( $v_1, v_2, \dots, v_n$ ). Как и в работе [7], для каждой скорости резания фиксировали прирост износа  $\delta_i$  на задней грани и соответствующий прирост времени работы  $\Delta T_i$  и определяли интенсивность износа  $U_i = \frac{\delta_i}{\Delta T_i}$ , ошибка измерения не превышала 5...8 %.

Износ измеряли по канавке, образующейся на задней грани у края фаски износа (рис. 2), на большом инст-

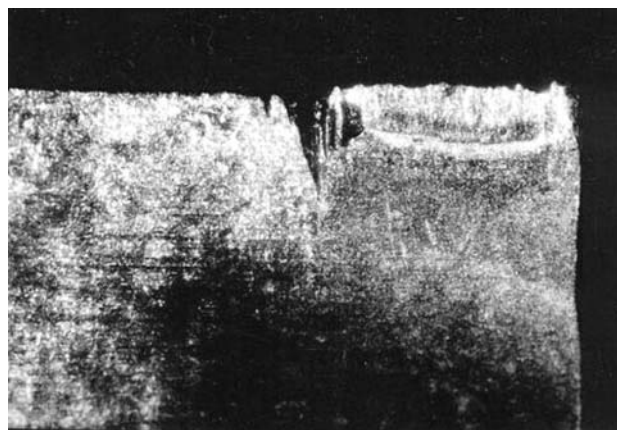


Рис. 2. Типичный вид поверхности износа на задней грани. ×25

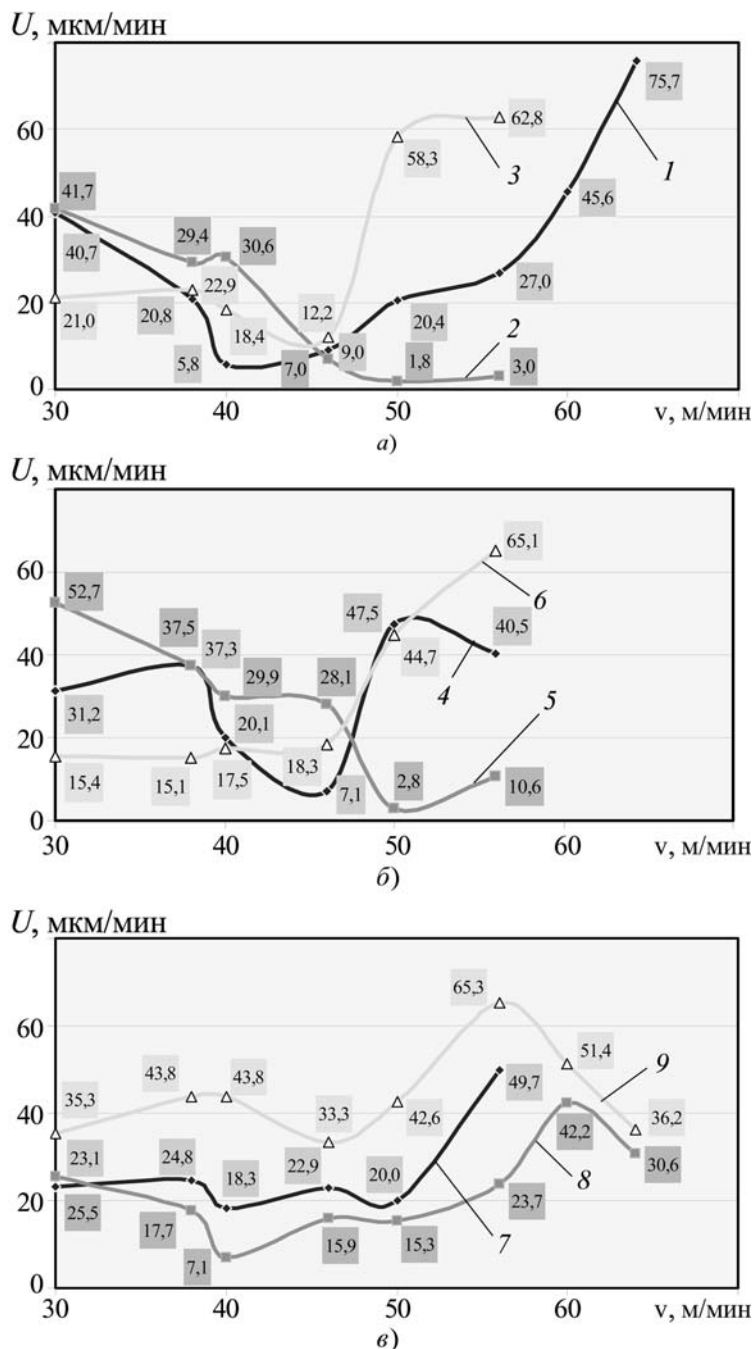
рументальном микроскопе БМИ-1Ц с точностью ±7 мкм. Для данной пары инструмент–обрабатываемый металл скорость резания  $v$  варьировали от 30 до 60 м/мин, глубина резания  $t$  составляла 1,5 и 2,0 мм, подача  $S$  – 0,2 и 0,26 мм/об.

### Результаты и их обсуждение<sup>1</sup>

Результаты экспериментов представлены в виде графиков, характеризующих зависимость интенсивности износа инструмента  $U_i$  от скорости резания  $v$  (рис. 3). При анализе результатов измерений не принимали во внимание режимы резания, при которых наблюдалось наростообразование, приводящее к немонотонной зависимости стойкости инструмента от скорости резания.

Практически при всех исследуемых режимах точения лазерная обработка на воздухе обеспечивает стабильное изнашивание в широком диапазоне скоростей резания (см. рис. 3, в, кривые 7 и 8): от 30 до 50 м/мин при глубине резания  $t = 1,5$  мм и от 30 до 56 м/мин при  $t = 2,0$  мм в отличие от лазерной обработки в среде Ar (см. рис. 3, а, кривые 1, 2 и 3). Для контрольного инструмента и инструмента, упрочненного в среде Ar ( $S = 0,2$  мм/об,  $t = 2,0$  мм), интенсивность износа практически монотонно убывает до скорости  $v = 50$  м/мин (см. рис. 3, а, б, кривые 5 и 2 соответственно). Выше этого значения скорости на передней грани инструмента образуется нарост, изменяется характер схода стружки и протекания деформационных процессов в зоне контакта на передней грани. Как следствие, наблюдается снижение интенсивности износа на задней режущей поверхности. В то же время для упрочненного на воздухе инструмента на-

<sup>1</sup>Автор выражает благодарность С.В. Каюкову за полезное обсуждение результатов работы.



**Рис. 3. Зависимость интенсивности износа резцов от скорости резания:**  
 а – упрочнение в среде Ar; б – без упрочнения; в – упрочнение на воздухе;  
 1, 4, 7 –  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 1,5$  мм; 2, 5, 8 –  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 2,0$  мм;  
 3, 6, 9 –  $S = 0,26$  мм/об,  $t = 1,5$  мм

рост появляется только при скорости резания  $v = 64$  м/мин (см. рис. 3, в, кривая 8) и во всем исследуемом диапазоне скоростей точения  $U_i$  не претерпевает значительных отклонений от среднего значения, равного  $(17,5 \pm 6,6)$  мкм/мин.

Изменение режимов резания обуславливает изменение интенсивности износа. С уменьшением глубины резания до  $t = 1,5$  мм для контрольного инструмента и инструмента, упрочненного в среде Ar, нарушение характера изнашивания начинается со скорости резания  $v = 56$  м/мин. Для инструмента, упрочненного на воздухе, нарост отсутствует во всем исследуемом диапазоне скоростей резания, что свидетельствует об определяющей роли оксидной пленки на изнашивание упрочненного инструмента.

Аналогичное влияние упрочнения на воздухе на износ инструмента наблюдается и при увеличении подачи. При  $S = 0,26$  мм/об применение контрольного инструмента и инструмента, упрочненного в среде Ar, ограничено верхним пределом скорости резания 46 м/мин, выше которого наблюдается его катастрофический износ. После упрочнения на воздухе наличие компактной оксидной пленки на поверхности ЗЛВ определяет стабильное протекание процесса резания и устойчивую работу инструмента вплоть до скорости резания  $v = 60$  м/мин.

Для резцов, упрочненных на воздухе, наиболее широкий интервал скоростей резания, при которых инструмент имеет наименьшую интенсивность износа, наблюдается в условиях точения, когда подача  $S = 0,2$  мм/об и  $t = 2,0$  мм (см. рис. 3, в, кривая 8). Для инструмента, работавшего при  $S = 0,26$  мм/об и  $t = 1,5$  мм (см. рис. 3, в, кривая 9) и при  $S = 0,2$  мм/об и  $t = 1,5$  мм (см. рис. 3, в, кривая 7), начиная со скорости резания  $v = 50$  м/мин, интенсивность износа резко возрастает, в первом случае в  $\sim 1,5$ , а во втором – в  $\sim 2,5$  раза. При точении с подачей 0,26 мм/об, как и в работе [8], высокая интенсивность износа обусловлена ростом термодинамической напряженности в зоне контакта инструмент – деталь. Уменьшение интенсивности износа в среднем на 25...30 % при точении с большей глубиной резания ( $t = 2,0$  мм) связано с появлением мартенсита деформации в ЗЛВ при трении. В связи с этим с увеличением глубины резания отпускные явления, протекающие в поверхностном слое инструмента при резании и определяющие интенсивность износа [9], начинаются позже по сравнению с точением при меньшем значении глубины резания ( $t = 1,5$  мм).

Для неупрочненного инструмента и резцов после лазерной обработки в инертной среде ярко выражены границы диапазонов скоростей точения, в которых интенсивность износа наименьшая (см. рис. 3, а, б, кривые 1 и 4). Для неупрочненного инструмента этот

интервал более узкий, с большими значениями интенсивности износа. Лазерная обработка инструмента в среде Ag приводит к расширению диапазона скоростей резания, при котором обеспечивается его наименьший износ. Упрочнение на воздухе стабилизирует последующий процесс резания, минимизирует интенсивность износа инструмента в широком диапазоне скоростей резания. При увеличении подачи (до  $S = 0,26$  мм/об) и глубины резания (до  $t = 2,0$  мм) качественного изменения изнашивания инструмента не наблюдается, минимальная интенсивность износа достигается в узком интервале скоростей резания, величина которого не превышает 10 м/мин. Причем увеличение подачи более существенно отражается на изменении интенсивности изнашивания инструмента, чем увеличение глубины резания.

Таким образом, учитывая условия проведения испытаний и подготовки инструмента, можно заключить, что наличие оксидной пленки на поверхности ЗЛВ существенным образом изменяет условия взаимодействия в зоне контакта инструмент — деталь и протекание процесса изнашивания при резании упрочненным инструментом.

### Выводы

1. Установлено существенное влияние оксидной пленки, образующейся на поверхности ЗЛВ при импульсной лазерной обработке, на интенсивность изнашивания упрочненного инструмента.

2. Лазерная обработка инструмента, изготовленного из быстрорежущих сталей, приводит к расширению диапазона режимов резания, при котором достигается его наименьший износ. Упрочнение на воздухе обеспечивает стабильное изнашивание инструмента в

широком диапазоне скоростей резания, минимизирует интенсивность износа упрочненного инструмента.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лазерные** технологии на машиностроительном заводе / Н.Г. Терегулов, Б.К. Соколов, Г. Варбанов и др. Уфа: АН Республики Башкортостан, 1993. 263 с.
2. **Тарасов А.Н.** Опыт лазерного упрочнения мелкоразмерного инструмента из быстрорежущей стали // Электронная обработка материалов. 1993. № 3. С. 71–73.
3. **Коваленко В.С., Головкин В.Ф., Черненко В.С.** Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. Киев: Техника, 1990. 192 с.
4. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрин А.И.** Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
5. **Ярьско С.И., Нерубай М.С.** Физико-технологические особенности процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением // Металлообработка. 2001. № 1. С. 22–27.
6. **Ярьско С.И., Бережная А.Г.** Электрохимическое определение характеристик оксидной пленки, сформированной на инструментальных сталях при лазерном импульсном нагреве // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 6. С. 51–56.
7. **Кондратов А.С.** Методика экспериментального установления режимов скоростного точения в производственных условиях // Вестник машиностроения. 1963. № 4. С. 59–60.
8. **Нерубай М.С., Ярьско С.И.** Моделирование процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением // Справочник. Инженерный журнал. 2004. № 5. С. 6–10.
9. **Ярьско С.И., Каковкина Н.Г.** Структура и фазовый состав зоны трения инструментальных сталей после лазерной обработки // Высокие технологии в машиностроении: материалы междунар. науч.-техн. конф., Самара, 20–22 нояб. 2004. Самара: СамГТУ, 2004. С. 16–17.

### Уважаемые читатели!

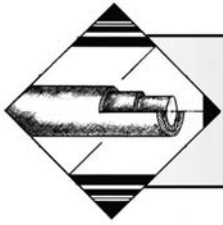
Продолжается подписка  
на научно-технический и производственный журнал  
**"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"**

Подписные индексы по каталогам:

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

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

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



# ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 669.14:621.373.826

А.В. Бровер (Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону)

## Обработка металлических материалов комбинированным лазерно-ультразвуковым способом

*Приведены результаты исследований структуры и свойств поверхностных слоев сталей различного состава после лазерной закалки и ультразвуковой обработки в различной их комбинации. Показано влияние ультразвука на формирование и распределение основных фаз обработанных материалов и специфичное распределение дефектов кристаллического строения. Это способствует созданию высокопрочного состояния поверхности сталей после лазерно-акустической обработки.*

**Ключевые слова:** поверхностное упрочнение металлов, лазерная закалка, ультразвуковая обработка, комбинированное воздействие.

*Results of researches of structure and properties of blankets of steels of various structure after laser training and ultrasound processing in their various combination are described. Influence of ultrasound on formation and distribution of the basic phases of the processed materials and specific distribution of defects of a crystal structure is shown. It promotes creation of a high-strength condition of a surface of steels after laser-acoustic processing.*

**Keywords:** surface hardening of metals, laser training, the ultrasonic processing, the combined influence.

### Введение

Ультразвуковые колебания (УЗК) способны вызывать пластическую деформацию металлических материалов и в определенных случаях имеет смысл сопоставлять полученные эффекты с результатами, подобными механической упрочняющей обработке. При этом важным является отсутствие изменения размеров и формы обрабатываемого изделия в отличие от поверхностного пластического деформирования. Это позволяет использовать ультразвуковое (акустическое) воздействие при обработке сложнопрофильного инструмента и конструкций.

При лазерно-акустическом упрочнении ввод УЗК в материал изменяет кинетику фазовых превращений и диффузии, а также влияет на степень их завершенности в условиях высоких скоростей лазерного нагрева и охлаждения [1].

В данной работе исследовали проявление наследования дефектов кристаллического строения структурами, формируемыми в результате *ультразвуковой обработки* (УЗО), при скоростном лазерном облучении, а также устойчивости фрагментированных структур после лазерной обработки к ультразвуковому динамическому воздействию.

При проведении экспериментальных исследований УЗК вводили в материал до и после лазерного об-

лучения. В первом случае достигалось деформационное упрочнение поверхностных слоев образцов, во втором – УЗО проводили с целью снижения шероховатости и некоторого дополнительного упрочнения поверхностных слоев сталей, а также при определенных режимах лазерной обработки для формирования так называемых масляных "карманов", удерживающих смазку при работе пар трения.

### Методика проведения эксперимента

Эксперименты проводили на образцах из сталей различных классов размером 10×10×15 мм после нормализации. Для получения достоверных результатов комбинированной обработке подвергали не менее семи образцов для каждого варианта упрочнения.

Ультразвуковые колебания частотой 21,2 кГц и амплитудой 10 мкм непрерывно подводили к образцу перпендикулярно исследуемой поверхности. Обработку проводили через тонкую прослойку минерального масла, исполняющего роль кавитационной области в местах, где отсутствует механический контакт волновода с поверхностью образца вследствие ее шероховатости.

Параметры ультразвуковых колебаний задавались ультразвуковым генератором УЗГ 1-1, магнитострик-

ционным преобразователем ПМС 1-1 и продольным ультразвуковым волноводом, на конце которого закрепляли образец. Следует отметить, что подобная конструкция волновода, выполненная на основе титанового сплава, обеспечивает интенсификацию взаимодействия УЗК вследствие хороших свойств акустической прозрачности материала и способствует более явному проявлению эффектов воздействия.

Импульсную лазерную поверхностную обработку проводили на технологической установке "Квант-16" при изменении плотности мощности излучения в пределах 80...100 МВт/м<sup>2</sup>. Степень дефокусировки луча (3...6 мм) и длительность излучения ( $3 \cdot 10^{-3}$ ... $6 \cdot 10^{-3}$  с) позволяли варьировать плотность мощности излучения в широких пределах.

Микроструктуры посматривали на поперечных и продольных шлифах на микроскопах МИМ-7 и "Neophot-21". Исследования тонкой структуры обработанных слоев проводили на электронном микроскопе ЭММА-4 при увеличениях 15 000...20 000 по методу фольг, в основе которого лежит формирование изображения по дифракционному контрасту.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н. При этом придерживались стандартных правил размещения отпечатков, согласно которым минимально допустимое расстояние между центрами соседних отпечатков составляло 30 мкм, от центра отпечатка до края образца – 20 мкм.

Идентификацию фазового состава в зонах термического влияния проводили методом дифракционного рентгеновского анализа по глубине, после электролитического полирования образцов и металлографического контроля структуры исследуемой поверхности, на дифрактометре ДРОН-0,5 в фильтрованном  $\text{FeK}_\alpha$ -излучении с регистрацией интенсивности сцинтилляционными счетчиками. Съемка профилей рентгеновских линий осуществлялась в режиме непрерывной записи со скоростью 1 °С/мин.

### Результаты экспериментов

УЗК интенсифицируют возрастание концентрации точечных дефектов кристаллического строения и способствуют увеличению плотности дислокаций в среднем на один-два

порядка [2, 3]. Это проявляется в изменении ширины рентгеновских линий основных фаз материалов [4]. На этот фактор влияет также возможная фрагментация структуры материалов при внешнем силовом воздействии (УЗО). Возникшие несовершенства кристаллического строения и фрагментация структуры во многом определяют механизм и кинетику фазовых и структурных превращений при проведении после УЗО лазерной тепловой обработки.

Перечисленные эффекты наиболее отчетливо проявляются на пластичных материалах с ГЦК-кристаллической решеткой, для которых характерно образование при динамическом воздействии (УЗО) дефектов упаковки. Результаты рентгеноструктурных исследований аустенитной стали 12Х18Н9Т приведены на рис. 1.

Хорошо заметно размытие и смещение в сторону меньших углов отражения рефлексов аустенита (см. рис. 1, кривая 2). Таким образом, можно высказать предположение о том, что внешнее силовое воздействие, в частности УЗО, способствует формированию в

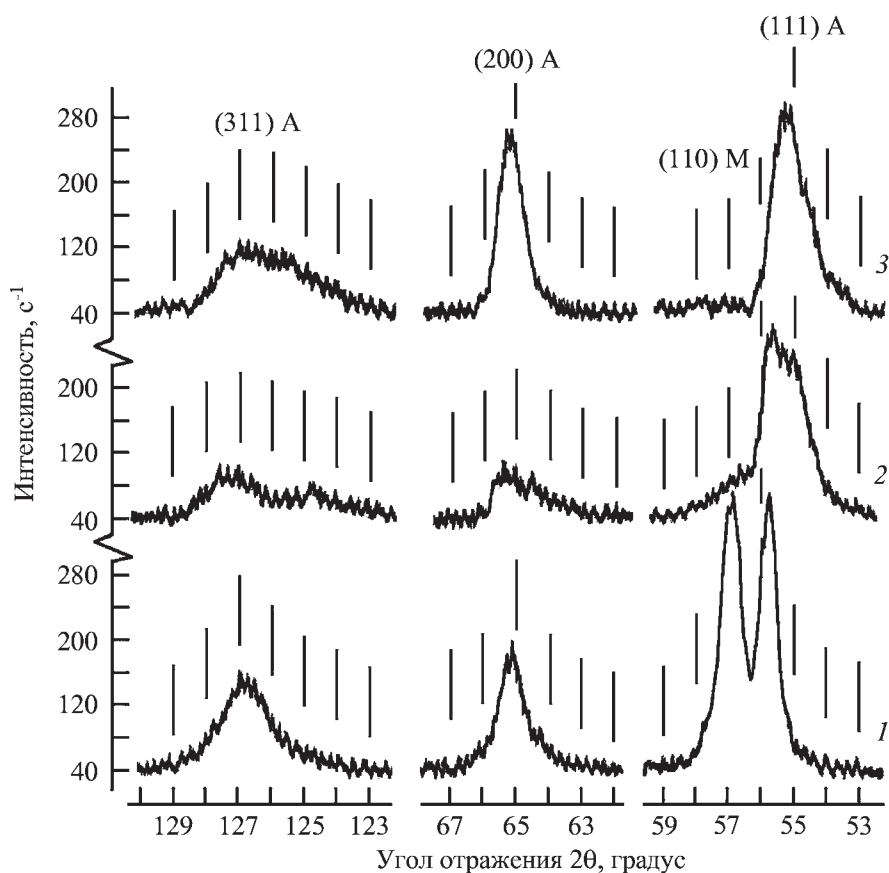


Рис. 1. Фрагменты рентгенограмм поверхностных слоев образцов из стали 12Х18Н9Т в исходном состоянии (1), после УЗО (2), после УЗО с последующей лазерной обработкой (3)

материалах фрагментированной структуры с большим количеством дефектов упаковки.

Подобные эффекты также подтверждены экспериментальными исследованиями образцов из сталей, на которых наблюдается уширение рентгеновских рефлексов мартенсита после проведения УЗО. Таким образом, формирование окончательной структуры сплава, а следовательно, и его свойств при проведении лазерной обработки после акустического воздействия происходит в условиях фрагментированной структуры и повышенной плотности несовершенств кристаллического строения основных фаз металла.

Следует отметить, что одним из важных последствий проведения УЗО перед лазерной обработкой является то, что при такой схеме упрочнения, в случае совпадения направлений деформации при УЗО и теплоотвода при скоростной лазерной закалке, создается ориентированное расположение основных фаз и несовершенств строения, т.е. формируется своеобразная текстура [5]. Данный эффект проявляется в аномальном соотношении интенсивностей рефлексов (200) и (111) аустенита стали У8 на рентгенограммах, что иллюстрирует рис. 2.

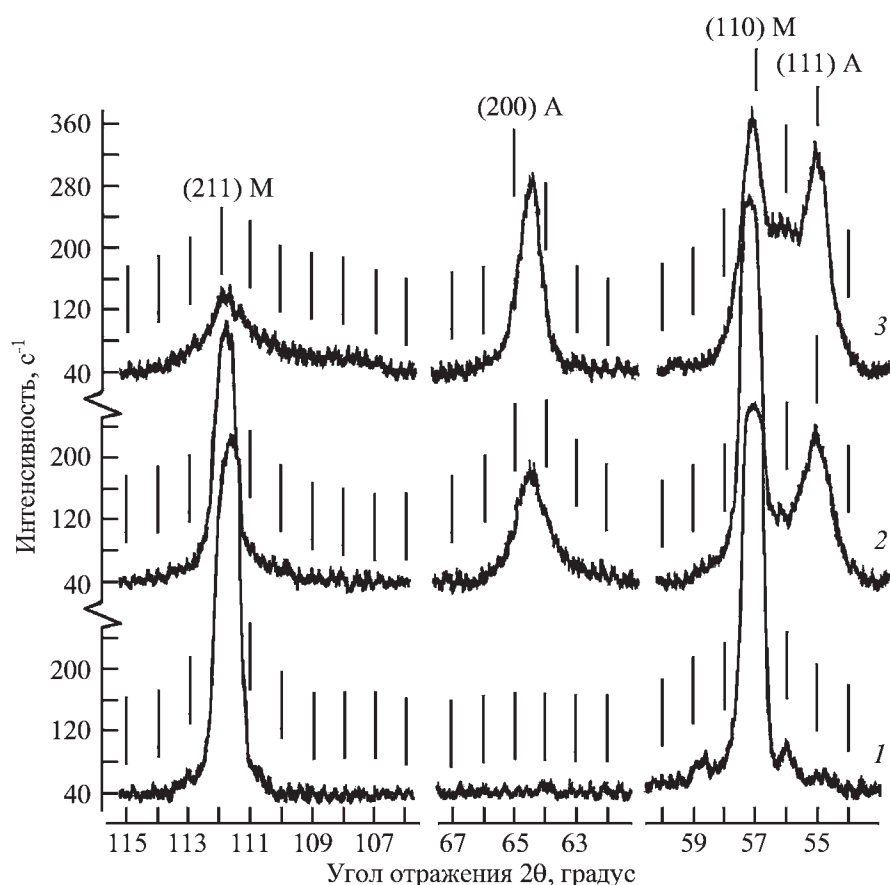


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм поверхностных слоев стали У8 до обработки (1), после УЗО (2), после УЗО перед лазерной закалкой (3)

Следует отметить, если тип формируемой текстуры в поверхностных слоях материалов согласуется с характером напряженного состояния обработанных изделий, подобная комбинированная обработка приводит к понижению коэффициента трения и повышению износостойкости.

Положительным моментом сочетания УЗО с лазерным воздействием является то, что такая комбинированная обработка должна положительно влиять на показатели прочности материалов, так как при этом он подвергается низкотемпературному (при УЗО) и высокотемпературному (при лазерной обработке) динамическому воздействию, приводящему к динамической полигонизации с формированием дисперсной субструктуры, характеризующейся малоугловыми полупроницаемыми границами между отдельными структурными составляющими [6].

Как показали результаты металлографического анализа образцов различных металлов и сплавов, проведение УЗО перед лазерной термической обработкой позволяет увеличить глубину упрочненного слоя на 15...25 % как на отожженной, так и закаленной стали. Такой эффект обусловлен подготовленностью структуры металла к высокотемпературной термической обработке.

Кроме того, установлено, что подобная комбинированная обработка повышает твердость поверхностных слоев на 25...30 %, а конструкционную прочность и износостойкость — на 10...15 % по сравнению с упрочненными слоями на неподготовленной поверхности.

Это связано с повышением степени дисперсности мартенситных кристаллов в связи с наследованием аустенитом субструктуры, сформированной при динамическом УЗО; усилением эффекта динамической полигонизации структур в процессе лазерной обработки; повышением вероятности процесса выделения мелкодисперсных карбидов из мартенсита при закалочном охлаждении после лазерного нагрева.

Следует отметить, что применение ультразвуковой обработки в процессе технологического цикла до лазерного упрочнения деталей машин и инструмента позволяет отказаться от предварительной подготовки облучаемой поверхности (очистки от технологических загрязнений), что повышает производительность процесса вслед-

стве сокращения времени вспомогательных операций перед лазерной обработкой.

Установлено также, что использование предлагаемого комбинированного способа упрочняющей обработки материалов обеспечивает следующие преимущества по сравнению с существующими:

- возможность повышения надежности и ужесточения режимов эксплуатации деталей машин и инструмента вследствие достижения более высоких значений основных свойств на их рабочих поверхностях;
- сокращение времени обработки вследствие совмещения операций очистки от технологических загрязнений, снятия заусенцев и др. и дополнительного деформационного упрочнения.

Исследовали также вариант комбинированной поверхностной обработки, при которой ультразвуковые колебания вводили в материал после лазерного упрочнения.

Установлено, что в результате интенсивного динамического воздействия УЗК происходят дополнительная динамическая фрагментация игл мартенсита лазерной закалки, уменьшение размера блоков когерентного рассеивания, что проявляется в увеличении ширины рефлексов  $\alpha$ -фазы (рис. 3) [1, 7]. Наблюдается также смещение рефлексов мартенсита к большим углам отражения, что подтверждает возможность выделения из  $\alpha$ -твердого раствора дисперсных  $\epsilon$ -карбидов, когерентно связанных с решеткой мартенсита и оказывающих упрочняющее воздействие. Заметно также значительное уменьшение количества остаточного аустенита вследствие его превращения в мартенсит при динамическом УЗ-воздействии, что также вносит свой вклад в увеличение твердости материалов после комбинированной обработки. Можно предположить, что наблюдаемые эффекты аналогичны наблюдаемым при низкотемпературном отпуске лазерно-закаленного металла.

Как известно, поверхностное деформирование акустическими волнами неизбежно создает в металле напряжения сжатия. Подобные эффекты положительно влияют на эксплуатационные характеристики материалов. Использование УЗО в комбинированном способе упрочнения как финишной операции обеспечивает улучшение микрогеометрических характеристик слоя.

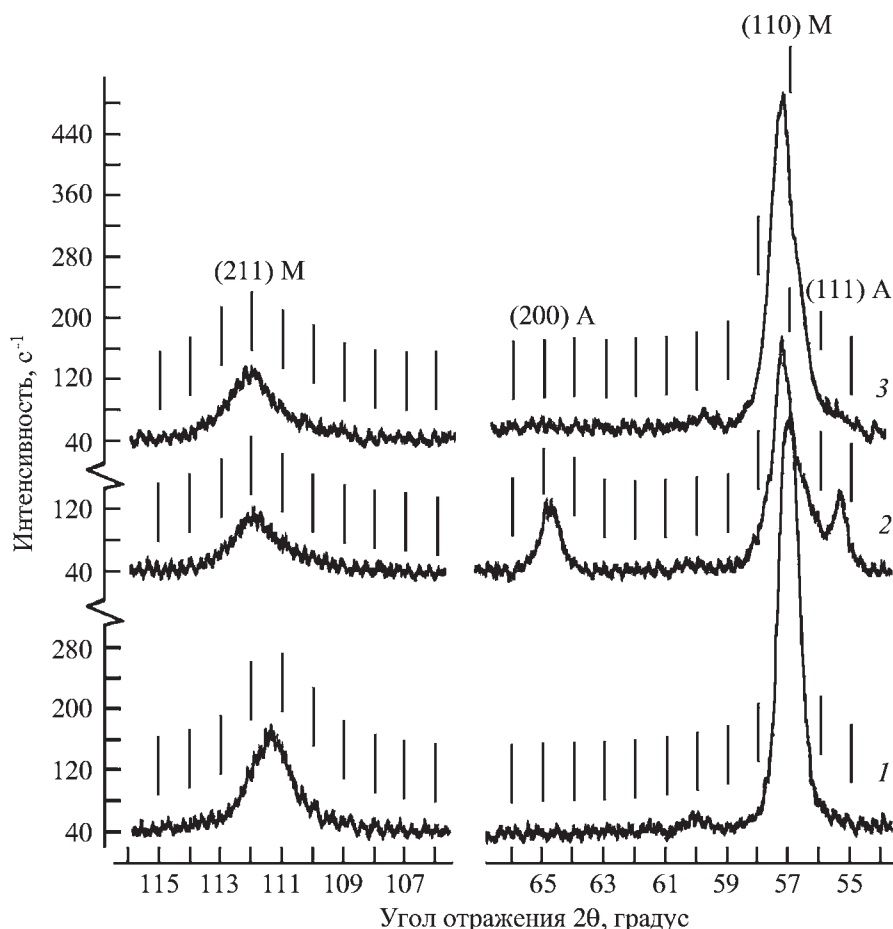
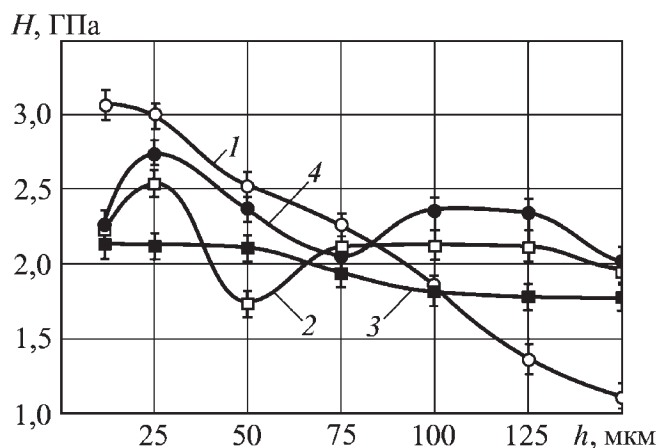


Рис. 3. Фрагменты рентгенограмм поверхностных слоев образцов из стали 45 после объемной закалки и отпуска при 200 °С (1); лазерного облучения (2) и УЗО (3)

Следует отметить, что в обоих вариантах комбинированной обработки акустическая активация приводит к увеличению скорости протекания твердофазных процессов, лимитируемых диффузией. При этом необходимо учитывать, что подобная активация вызывает значительное увеличение скорости взаимодействия на начальных стадиях процесса, а при увеличении продолжительности ультразвукового воздействия скорость процесса несколько снижается [8]. Таким образом, существует оптимальное (для каждого сплава свое) время ультразвуковой обработки материала, способствующее максимальной эффективности процесса. Экспериментально установлено, что это время следует выбирать опытным путем, несмотря на то, что существуют модели (Таммана–Вагнера, Яндера, Журавлева–Лесохина–Темпельмана), описывающие зависимость степени превращения от продолжительности воздействия.

Подробные дюрметрические исследования поверхностных слоев сталей после лазерной и ультразвуковой обработок в различной комбинации позволили выявить нетривиальный эффект в распределении



**Рис. 4.** Влияние вида обработки на твердость поверхностного слоя стали 12Х18Н9Т (по глубине):  
 1 – лазерное облучение; 2 – УЗО; 3 – УЗО перед лазерной обработкой; 4 – УЗО после лазерной обработки

твердости по глубине поверхностного слоя. Наиболее отчетливо это проявляется в поверхностных слоях материалов с ГЦК-кристаллической решеткой – сталях аустенитного и ферритного классов, а также никеля.

Следует отметить, что УЗО способствует периодическому ("волнообразному") повышению и снижению твердости по глубине обработанного металла (рис. 4, кривая 2). Установлено, что проведение лазерного облучения после ультразвуковой обработки (см. рис. 4, кривая 3) частично снижает наблюдаемые эффекты и способствует выравниванию структуры по сечению упрочненных зон.

При проведении УЗО после лазерной обработки металла наблюдается увеличение твердости, распределенной по глубине определенным образом (см. рис. 4, кривая 4). При этом в поверхностном слое формируется слоистая структура с чередующимися областями (микрослоями) с высокой и несколько пониженной твердостью.

В данном случае можно говорить об образовании своеобразного композиционного материала, имеющего наряду с достаточно высокой общей твердостью запас вязкости из-за присутствия "менее твердых" микрослоев, способствующих релаксации пиковых напряжений в процессе внешнего нагружения обработанных материалов. Таким образом, данные области тормозят зарождение и распространение трещин. Этот эффект можно использовать для создания материалов с повышенной конструкционной прочностью поверхностного слоя.

### Выводы

1. Комплексное динамическое воздействие, оказываемое лазерно-акустической обработкой на струк-

туру поверхностных слоев стали, приводит к фрагментации основных фаз материалов, распределение которых в поверхностном слое носит ориентированный характер. Кроме того, имеет место возрастание плотности дефектов кристаллического строения (дефектов упаковки) и проявление эффектов усугубления динамической полигонизации вследствие локальной пластической деформации при скоростной лазерной обработке, что способствует созданию высокопрочного состояния поверхности сталей.

2. Ультразвуковая обработка материалов после лазерного облучения формирует специфичное распределение дефектов кристаллического строения – чередование областей с низкой и высокой плотностью дислокаций и твердостью. Подобное структурное состояние позволяет целенаправленно распределять нагрузку без развития разрушения.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуреев Д.М. Лазерно-ультразвуковое упрочнение поверхности стали // Квантовая электроника. 1998. Т. 25. № 3. С. 282–286.
2. Ушаков В.И. Эффективность воздействия ультразвука на ползучесть алюминия и некоторых его сплавов // Ультразвук и термодинамические свойства вещества: сб. науч. тр. Курск: КГПИ, 1986. С. 196–201.
3. Мышляев М.М. Ползучесть и дислокационная структура кристаллов при умеренных температурах. Черноголовка: Препринт, 1977. 44 с.
4. Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Структура и субструктура аустенита, образующегося при нагреве закаленных и термомеханически упрочненных сталей // Физика металлов и металловедение. 1982. Т. 54. Вып. 6. С. 150–157.
5. Синдеев В.И., Исхакова Г.А. Особенности формирования поверхностного слоя деталей при лазерном и ультразвуковом воздействии // Физика и химия обработки материалов. 1988. № 2. С. 59–64.
6. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Волочение и отжиг стальной проволоки с наложением ультразвуковых колебаний / Применение физических и физико-химических методов в технологических процессах. Научные труды МИСиС. М.: Металлургия, 1988. С. 98–100.
7. Гуреев Д.М. Структурообразование при лазерно-ультразвуковом расплавлении поверхности быстрорежущих сталей // Физика и химия обработки материалов. 1998. № 2. С. 41–44.
8. Механизм и кинетика твердофазного синтеза ферритов цинка и никеля в ультразвуковом поле / А.Е. Баранчиков, В.К. Иванов, Н.Н. Олейников, Ю.Д. Третьяков // Тез. IV Междунар. конф. "Химия твердого тела и современные микро- и нанотехнологии". Кисловодск-Ставрополь: Сев-КавГТУ, 2004. 492 с.



## Технологии формирования слоистых покрытий из разнородных материалов

*Приведены результаты исследований процесса газопламенного напыления слоистых покрытий из полимеров и металлов. Показано, что использование технологий газопламенного напыления и последующей микроплазменной обработки позволяет формировать покрытия системы полимер – металл – оксидокерамика.*

**Ключевые слова:** покрытие, газопламенное напыление, полимер, металл.

*The article includes description of the flame – spray process of layered coatings from polymers and metals. It is shown that flame – spray technology and follow-up micro-plasma treatment to let forming the "polymer – metal – oxide-ceramics" coatings.*

**Keywords:** coating, flame – spray technology, polymer, metal.

### Введение

Эффективным путем решения задачи повышения эксплуатационных характеристик газотермических проволочных покрытий является формирование в них высокопрочных поверхностных слоев с многослойной структурой путем применения различных экономичных методов напыления, поверхностного модифицирования и химико-термической обработки. В работах [1–4] показано, что покрытия, представляющие слоистые композиты типа "металл + металл + карбид", "металл + металл + твердая смазка", "металл + оксидокерамика", "металл + полимер", "полимер + металл + оксидокерамика", могут обладать таким комплексом свойств, который не обеспечивается нанесением монослоев или возможен лишь при использовании дорогостоящих высокоэнергетических методов формирования покрытий. В данной работе представлены результаты исследований механизмов формирования многослойных композиционных покрытий триботехнического назначения, свойств формируемых покрытий и определения областей их рационального использования.

### Нанесение металлических покрытий на полимеры. Теоретическая модель

Формирование покрытий из термопластичных полимеров на изделиях из металла, керамики, дерева методами термоструйного напыления в настоящее время не вызывает особых затруднений [5]. Однако нанесение на полимерную основу металлических относительно толстых слоев (толщиной более 50 мкм) представляет серьезную проблему, а наиболее сложной технологической задачей является нанесение на полимеры керамических покрытий традиционными методами.

При анализе возможности изготовления комбинированных металлополимерных систем возникает необходимость оценки накопления теплоты в полимер-

ной подложке при контакте с расплавленными металлическими частицами. Обусловлено это прежде всего низкими температурами деструкции большинства термо- и реактопластов.

Процесс взаимодействия расплавленной частицы с полимерной подложкой можно представить в виде кратковременного воздействия точечного источника теплоты (частицы) с плоскостью (подложкой), теоретическое описание которого будет иметь вид решения линейной задачи теплопроводности [6].

Существует ряд методов определения теплофизических характеристик взаимодействующих веществ, основанных на закономерностях нестационарного температурного поля, создаваемого действием мгновенного теплового импульса. Одним из методов решения подобных задач теплопроводности является метод источников (метод функций Грина) [7], широко применяемый в теории сварочных процессов при расчете распространения теплоты при нагреве [8, 9]. Однако данный метод до настоящего времени не применяли при решении задач о контактной температуре в процессе напыления покрытий. Метод позволяет достаточно просто получать решения задач о распространении в телах теплоты от сосредоточенных, мгновенных или непрерывно действующих источников постоянной или переменной мощности.

В этом случае при расчете теплового процесса принимают следующие допущения [8, 10]:

- подложка представляет полубесконечное тело с постоянной начальной температурой  $T_0$ ;
- частица представляет точечный мгновенный источник; она расплавлена и ее начальная температура равна или больше температуры плавления материала частицы  $T_{пл}$ ;
- теплофизические коэффициенты (удельная теплоемкость  $c$ , теплопроводность  $\lambda$ , теплоотдача  $\alpha$ , температуропроводность  $a$ , плотность  $\rho$ ) материалов частицы и подложки не зависят от температуры.

Модель теплового процесса с принятыми допущениями обычно достаточно хорошо описывает распределение температуры в полуограниченном теле при нагреве его мгновенным точечным источником теплоты. В точке, где находится источник теплоты, расчетная температура может достигать бесконечно больших значений. Наибольшие погрешности в описании полей температур наблюдаются в зонах вблизи действия источника теплоты. Поэтому определение температур в этих зонах по данной методике проводить не следует.

Допустим, что теплопроводящее тело (полимерная подложка) находится при постоянной температуре  $T_0$ , которую можно принять за нулевую. В начальный момент времени в элементарный объем тела вносится определенное количество теплоты  $Q$  (расплавленной частицей), которое повышает температуру элементарного объема по сравнению с постоянной температурой тела. С течением времени теплота от элементарного объема вследствие теплопроводности распространяется по всему телу. В общем случае количество теплоты, содержащейся в частице в момент контакта с подложкой, должно быть меньше количества теплоты, необходимой для разложения полимерного слоя толщиной  $\delta$ . Рассмотрим выравнивание температуры от действия расплавленной частицы в полимерной подложке.

Приращение температуры в точке контакта капли (частицы) с полимерным слоем можно описать как ее приращение в точках полубесконечного тела в момент введения теплоты от мгновенного нормального кругового источника. Этот процесс можно представить как процесс распространения теплоты на поверхности полубесконечного тела с условием, что теплота в течение времени  $t_0$  распространяется только по поверхности тела, а затем в глубину в направлении оси  $OZ$ :

$$t_0 = 0,25ak,$$

где  $t_0$  – время распространения теплоты по поверхности подложки, с;  $a$  – коэффициент температуропроводности полимерного слоя,  $m^2/c$ ;  $k$  – коэффициент сосредоточенности теплового потока частицы [11], равный  $3,46/d_k$  ( $d_k$  – диаметр рассматриваемой частицы, м).

Если считать, что границы тела не искажают теплового потока и в начальный момент времени температура тела  $T_0$  постоянна по всему объему и равна нулю, то уравнение теплопроводности примет вид [6]

$$T(R, t) = \frac{2Qe^{-\frac{R^2}{4at}}}{c\rho\sqrt{(4\pi at)^3}},$$

где  $T(R, t)$  – температура подложки в рассматриваемой точке в рассматриваемый момент времени, К;  $Q$  – количество теплоты, внесенное в подложку час-

тицей, Дж;  $R$  – радиус частицы, м;  $c, \rho$  – удельная теплоемкость (Дж/(кг·град)) и удельная масса ( $kg/m^3$ ) полимерного слоя соответственно;  $t$  – время, прошедшее с момента контакта частицы с подложкой, с.

Пренебрегаем теплоотдачей в воздух. Убывание температуры по радиусу описывается множителем  $e^{-\frac{R^2}{4at}}$ , в то время как множитель  $\frac{2Q}{c\rho\sqrt{(4\pi at)^3}}$  отражает

изменение температуры точки  $R = 0$  во времени. Данный процесс описывается следующим уравнением [8, 11]:

$$\Delta T = \frac{2Q}{c\rho} \frac{e^{-\frac{R^2}{4a(t+t_0)}} e^{-\frac{Z^2}{4at}}}{4\pi a(t+t_0)2\sqrt{\pi at}},$$

где  $\Delta T$  – изменение температуры основы, К;  $Z$  – глубина, на которую распространяется теплота, передаваемая частицей подложке, м;  $t_0$  – время, с которого начинается распространение теплоты в подложку, с.

Из уравнения (4) получим следующее выражение:

$$Q = \frac{c\rho\Delta T 4\pi a(t+t_0)2\sqrt{\pi at}}{2e^{-\frac{R^2}{4a(t+t_0)}} e^{-\frac{Z^2}{4at}}}. \quad (1)$$

Приведенные факторы способствуют тому, что в момент контакта расплавленной частицы с подложкой происходят нагрев и расплавление последней. Следует отметить, что в данном случае происходит деформация как частицы, так и подложки вследствие кинетической энергии удара.

Предположим, что  $Z$  – толщина полимерной подложки, необходимая для предотвращения ее деструкции, т.е.  $\delta$ . Используя выражение (1), можно найти глубину  $\delta$  ( $\delta = Z$ ), на которую распространяется тепловой поток от частицы. В момент контакта расплавленной металлической частицы с полимерной подложкой происходят нагрев и расплавление подложки, затем расплавленная частица перемещается вглубь на некоторое расстояние  $L$ . Следовательно, полимерный слой должен иметь определенную допустимую толщину  $[\delta] \geq L$ . Необходимая глубина полимерного слоя, на которую распространяется тепловой поток от капли,

$$\delta = \left[ 4at \ln \left( \frac{2Q}{c\rho} \frac{e^{-\frac{R^2}{4a(t+t_0)}}}{8\pi a(t+t_0)\sqrt{2\pi at T}} \right) \right]^{0,5}. \quad (2)$$

После некоторых преобразований и допущений уравнение (2) примет следующий вид:

$$\delta \geq [\delta] = N \sqrt{at \ln \left[ K \frac{D^3 \rho_1}{6c\rho} (c_1 T + \lambda_1) \right]}, \quad (3)$$

где  $N$  – коэффициент, равный 4,2...4,5;  $t$  – время, прошедшее с момента контакта частицы с температурой  $T$  распрыленного металла с полимерным слоем до распространения теплоты вглубь него, с;  $D$  – диаметр частицы распрыленного металла, м;  $\rho_1$ ,  $c_1$ ,  $\lambda_1$  – удельная масса ( $\text{кг}/\text{м}^3$ ), удельная теплоемкость ( $\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{град})$ ) и удельная теплота плавления ( $\text{Дж}/\text{кг}$ ) металла соответственно;  $K$  – коэффициент, равный  $1,15 \cdot 10^{11} (\text{м}^3 \cdot \text{град})^{-1}$ .

### Нанесение металлических покрытий на полимеры. Экспериментальная проверка

Экспериментальную проверку полученного выражения осуществляли путем напыления на цилиндрическую стальную заготовку диаметром 32 мм слоя из порошка полиамида ПА 6-21Г с помощью установки полимерной термораспылительной "Терко-П" [1]. Толщину слоя  $\delta_n$  определяли по формуле (3), после преобразований получим  $\delta_n = 425 \text{ мкм}$ .

Слой полимера наносили равномерно вдоль всей наружной поверхности заготовки. После этого на слое полимера газопламенным напылением сформировали слой алюминия с помощью установки "Терко", распыляя алюминиевую проволоку Св-А95 диаметром 2 мм. В качестве горючего газа использовали пропан-бутан, распыляющего газа – воздух. Расход и давление горючего газа и окислителя выбирали согласно паспортным данным установки, они оставались неизменными в процессе проведения эксперимента. Соотношения расхода и давления выбирали исходя из условия обеспечения максимального теплового потока и скорости сгорания в факеле термораспылителя. Дистанция напыления 115...130 мм, скорость подачи проволоки 95 мм/с.

Изучение микрошлифов напыленных покрытий показало, что нанесенное алюминиевое покрытие не вызвало видимых разрушений полимерной основы. При минимальном расходе воздуха, составляющем около  $0,1 \text{ м}^3/\text{мин}$ , общая пористость покрытий составляла 9...12 %, а при расходе воздуха  $0,4...0,45 \text{ м}^3/\text{мин}$  не превышала 3 %. Используя алюминиевый слой как подложку, наносили последующие слои распылением проволок из сплавов на основе меди и сталей.

### Формирование покрытий системы полимер – металл – оксидокерамика

Технология микродугового (микроплазменного) оксидирования позволяет модифицировать поверхностный слой газотермического покрытия из алюминия и его сплавов в оксидокерамику [12]. Для формирования оксидокерамических покрытий методом анодно-катодной микродуговой обработки применяли специально разработанное оборудование, обеспечивающее широкий диапазон регулирования режимами обработки. Проводили исследования с целью разработки и апробирования на практике технологий

формирования многослойных композиционных систем на основе процесса газотермического нанесения покрытий с последующей микроплазменной обработкой.

Микродуговое оксидирование осуществляли на промышленной частоте при напряжении 420 В, плотности тока  $15...30 \text{ А}/\text{дм}^2$  в модифицированном электролите, основными компонентами которого являлись растворенные в дистиллированной воде жидкое стекло  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$  (4–6 г/л) с модулем 3...3,4, плотностью  $1,4...1,5 \text{ г}/\text{см}^3$  (ГОСТ 13087–81) и гидроксид калия КОН марки "ч" (ГОСТ 9285–78) (3 г/л). Из анализа полученных результатов следует, что характер протекания процессов микродугового оксидирования напыленных покрытий практически не отличается от описанных в научно-технической литературе и наблюдаемых при обработке литого и катанного алюминия. Этот вывод подтвердили исследования микротвердости покрытий по глубине оксидированного слоя и оценка их состава.

Напыленные методом микродугового оксидирования покрытия имели неоднородные по глубине строение и состав. В покрытии четко выделяются четыре зоны (рис. 1): слой напыленного алюминия (1), не изменивший состав после микродугового оксидирования; зона перехода между оксидированным слоем и алюминием (2); основной оксидированный слой (3); рыхлый поверхностный слой (4). Область с наивысшей твердостью 8,6...10,5 ГПа, косвенно свидетельствующая о наличии в ней твердофазных растворов компонентов алюминиевого сплава с оксидами  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , находилась на расстоянии 45...55 мкм от зоны перехода к неоксидированному материалу покрытия, при переходе к поверхности твердость снижалась до 3,7...5,6 ГПа.

Определенное влияние на средние значения максимальной микротвердости и пористость оксидированного слоя оказывает расход распыляющего воздуха. С увеличением расхода воздуха от  $0,1$  до  $0,4...0,5 \text{ м}^3/\text{мин}$  максимальная средняя микротвердость возрастала с 7,8 до 10,09 ГПа. Влияние расхода распыляющего воздуха на

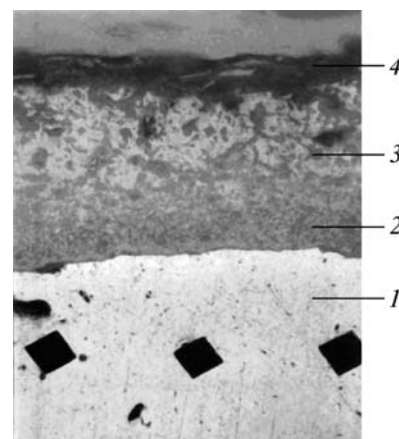


Рис. 1. Напыленное покрытие с оксидированным слоем

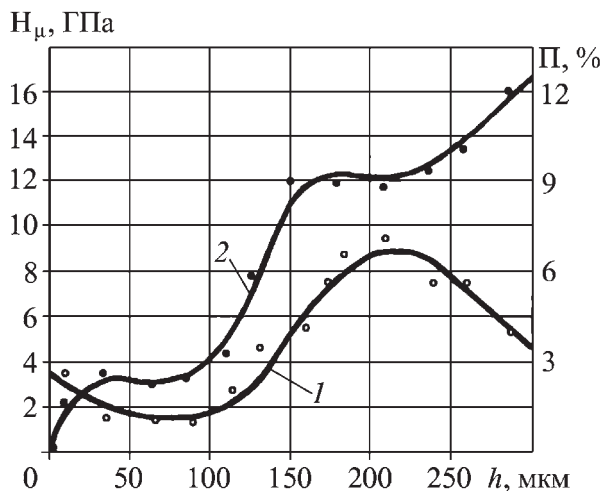


Рис. 2. Распределение микротвердости  $H_{\mu}$  (1) и пористости  $\Pi$  (2) по глубине слоя

микротвердость оксидокерамики можно объяснить повышением содержания высокотвердых модификаций  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , образующихся на поверхности распыленных частиц алюминиевой проволоки при увеличении расхода распыляющего воздуха до  $0,35...0,45 \text{ м}^3/\text{мин}$ . Пористость покрытий в результате оксидирования (пористость оксидированных слоев) увеличивалась до  $10...13 \%$  в зоне с максимальной микротвердостью и до  $20 \%$  на поверхности оксида.

В процессе исследований отмечено некоторое уменьшение времени оксидирования (на  $8...15 \%$ ) при увеличении поверхностной пористости напыленного слоя. Однако при этом снижалась максимальная твердость оксидированного покрытия.

Результаты изменения пористости и твердости покрытия по толщине оксидированного слоя (рис. 2) близки к данным, полученным другими исследователями [12], однако имеют ряд следующих особенностей:

- микротвердость напыленного и оксидированного слоев ниже микротвердости оксидированного компактного материала, что может быть связано не с составом оксидокерамики, а наличием пористости в самом газотермическом покрытии;
- верхний слой напыленного покрытия имеет ярко выраженный рыхлый поверхностный слой с открытой пористостью и трещинами на глубину  $0,2...0,3$  толщины оксидокерамического слоя.

Таким образом, сочетание газотермического напыления и микродугового оксидирования позволяет формировать многослойные покрытия на подложках из различных материалов (рис. 3).

Известно, что для эффективного звукопоглощения в заданном частотном диапазоне применяют многослойные футеровки, обмазки, обмотки лентами из разнородных материалов, а также слоистые композиты из компонентов с различными модулями упругости [13]. С целью оценки возможности применения

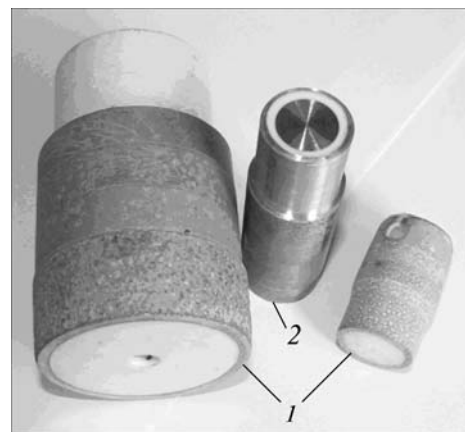


Рис. 3. Образцы со слоистыми покрытиями:

1 — цилиндры из полиамида с покрытиями из алюминия и верхним слоем из  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; 2 — латунный цилиндр, покрытый полиэтилентерефталатом, а затем алюминием

комбинированных покрытий для рассеивания колебательной энергии в подвижных сопряжениях механических систем исследовали демпфирование колебаний газопламенными покрытиями.

На стальные прямоугольные пластины ( $2 \times 20 \times 80 \text{ мм}$ ) газопламенным напылением наносили порошок полиэтилентерефталата ПЭТФ (ТУ 6-06-С199-86) с размером частиц до  $200 \text{ мкм}$ . Затем на полученное полимерное покрытие наносили слой алюминия с последующим микродуговым оксидированием. Характеристики демпфирования оценивали по ускорению измерительного стола в результате удара эталонного металлического шарика по испытываемому образцу с демпфирующим покрытием. Ускорения замеряли с помощью пьезоэлектрического датчика КД-41 с дальнейшим усилением сигнала на усилителе "Kistler — 501" и регистрацией результатов на ПЭВМ.

Испытания методом удара эталонного шарика показали (рис. 4), что величина передаваемых ускорений существенно зависит от толщины полимерного покрытия. При толщине  $2 \text{ мм}$  достигается трехкратное их снижение по сравнению с образцом без нанесенного слоя. Кроме того, отмечается, что наличие относительно небольшого слоя оксидокерамики ( $100 \text{ мкм}$ ) оказывает такое же влияние на снижение передаваемых ускорений, как и слой алюминия толщиной  $600 \text{ мкм}$ .

Несмотря на высокие вибропоглощающие свойства, покрытия системы полимер — металл — керамика имеют низкие антифрикционные характеристики, что обусловлено наличием оксида алюминия на рабочей поверхности. Обе модификации оксида алюминия ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ ), как и вообще любая керамика, имеют высокий коэффициент трения в контакте с металлами и сплавами и могут выступать в качестве трения материала. Так, широко известно при-

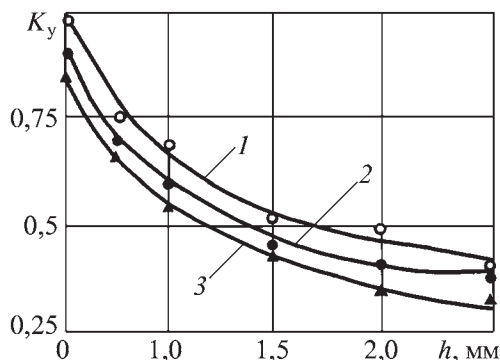


Рис. 4. Зависимость уровня максимальных ускорений  $K_y$  измерительного стола от толщины  $h$  полимерных покрытий, напыленных на стальную пластину порошком ПЭТФ (1), ПЭТФ + алюминий толщиной 0,65 мм (2) и ПЭТФ + алюминий +  $Al_2O_3$  (3)

менение оксидированного алюминия в тормозных барабанах, дисках сцепления, а также в качестве материала торцевых уплотнений. Высокий коэффициент трения обуславливает и снижение износостойкости пары, повышенный износ контртела. Кроме того, высокий момент трения является причиной быстрого разогрева поверхности скольжения и, как следствие, деформации и выдавливания термопластичного полимера. Следует отметить, что нагрев выше  $70\text{ }^\circ\text{C}$  уже недопустим для большинства термопластов, эксплуатируемых под нагрузкой. В связи с отсутствием теплоотвода из зоны трения в стальную основу (препятствием служит полимерный слой) температура в локальных участках достигает больших значений.

С целью повышения работоспособности композиционных опор скольжения, т.е. снижения коэффициента трения в трибосопряжении, снижения износа контртела, повышения надежности и долговечности опор при эксплуатации в широком диапазоне удельных нагрузок и скоростей скольжения, разработана следующая технология. Перед напылением слоя алюминия в слое термопластичного полимера выполняют равномерно чередующиеся отверстия диаметром не менее 3 мм с суммарной площадью поверхности поперечного сечения до 15 % его площади, а на поверхность алюминиевого слоя напыляют покрытие из металлического антифрикционного сплава, например, из баббита или оловянистой бронзы.

Выполнение отверстий в полимерном слое позволяет при последующем напылении алюминия заполнить их металлом с хорошей теплопроводностью и снизить теплонагруженность зоны трения в результате отвода теплоты в стальную основу. При этом также исключается термодеструкция или деструкция полимерного слоя.

Экспериментальными исследованиями с последующей обработкой данных методами математиче-

ской статистики установлено, что толщина алюминиевого слоя, наносимого на слой полимера, при нанесении свинцовистых баббитов должна быть не менее 220 мкм, цинка – не менее 410 мкм, алюминиевых антифрикционных сплавов – не менее 490 мкм, оловянистой бронзы – не менее 660 мкм, при напылении антифрикционных сталей мартенситного класса – не менее 600 мкм.

### Выводы

1. Применение комбинированной технологии газопламенного напыления слоистых покрытий из полимеров и металлов и последующей микроплазменной обработки позволяет формировать покрытия системы полимер – металл – оксидокерамика.

2. Данные покрытия можно формировать на подшипниковых опорах шпиндельных узлов, рабочих поверхностях направляющих в опорах скольжения станков, столов механизмов подачи и др., обеспечивая значительное снижение отрицательного влияния вибраций на эксплуатационные показатели оборудования и условия труда обслуживающего персонала.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Белоцерковский М.А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий. Минск: Технопринт, 2004. 200 с.
2. Нанесение активированной электродуговой металлизацией композиционных покрытий с заданной анизотропией свойств по толщине на детали автотракторной техники, работающие в условиях знакопеременных нагрузок / А.М. Яркович, А.С. Прядко, А.Е. Черепко, М.А. Белоцерковский // Сварка и родственные технологии. 2004. № 6. С. 73–79.
3. Басинюк В.Л., Белоцерковский М.А. Разработка технологии и применение многослойных комбинированных покрытий на основе оксидокерамики // Трение и износ. 2003. Т. 24. № 2. С. 203–209.
4. Витязь П.А., Азизов Р.О., Белоцерковский М.А. Упрочнение газотермических покрытий. Минск: Бестпринт, 2004. 192 с.
5. Технология вакуумной металлизации полимерных материалов / Ю.В. Липин, А.В. Рогачев, С.С. Сидорский, В.В. Харитонов // Гомель: ВИТА, 1994. 210 с.
6. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 600 с.
7. Высокотемпературные технологические процессы / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, Л.М. Анищенко / под ред. К.П. Гурова. М.: Наука, 1986. 171 с.
8. Теория сварочных процессов: учеб. для вузов / В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров и др. / под ред. В.В. Фролова. М.: Высшая школа, 1988. 559 с.
9. Федько В.Т. Дуговая сварка плавлением. Томск: Изд. ТГУ, 1994. 240 с.
10. Федько В.Т. Тепловое взаимодействие брызг (капель) расплавленного металла с поверхностью деталей при сварке в  $CO_2$  // Сварочное производство. 1993. № 11/12. С. 23–27.
11. Федько В.Т., Сапожков С.Б. Исследование температурных полей в зоне контакта капель (брызг) расплавленного металла с поверхностью свариваемого металла // Сварочное производство. 1998. № 10. С. 12–15.
12. Малышев В.Н. Особенности формирования покрытий методом анодно-катодного микродугового оксидирования // Защита металлов. 1996. Т. 32. № 6. С. 662–667.
13. Влияние неоднородностей различной природы на коэффициент звукопоглощения / З.Н. Адинцова, П.В. Сысоев, В.Я. Прушак, А.В. Протасеня // Весці НАН Б. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1996. № 1. С. 33–35.



УДК 621.787.4

В.А. Голенков, С.Ю. Радченко, Д.О. Дорохов (Орловский государственный технический университет)

## Формирование градиентных субмикро- и наноструктурных состояний комплексным локальным нагружением очага деформации

*Приведен анализ основных способов получения металлических изделий с субмикро- и наноструктурными состояниями материала. Рассмотрены основные достоинства и недостатки. Показана возможность применения метода вальковой штамповки, основанного на комплексном локальном нагружении очага деформации, для получения полых осесимметричных изделий с градиентной от наружной или внутренней поверхности субмикро- и наноструктурой.*

**Ключевые слова:** полые осесимметричные изделия, градиентное наноструктурное состояние материала, вальковая штамповка, комплексное локальное нагружение очага деформации, пластическая деформация.

*In the paper the analysis of main production techniques for metal fabrics with submicro- and nanostructural states of material is shown. Main merits and demerits are considered. The possibility of roller stamping application based on complex local loading of a deformation point for production of hollow axially symmetric products with the submicro- and nanostructure gradient from an outer or inner surface is shown.*

**Keywords:** hollow axially symmetric products, gradient nanostructural state of material, roller stamping, complex local loading of a deformation point, plastic deformation.

Одним из наиболее перспективных и практически ценных направлений применения нанотехнологий является получение полуфабрикатов из металлических материалов, макроструктура которых доведена до такого уровня, что ее составляющие – зерна – имеют один или более линейных размеров порядка нескольких сотен или даже десятков нанометров. Такие материалы обладают новым качественным уровнем механических свойств, не достижимым традиционными методами пластической, термической и химико-термической обработки: при сохранении сопоставимого резерва пластичности и вязкости прочностные характеристики увеличиваются в несколько раз по сравнению с исходным образцом. Очевидно, что изделия из подобных материалов могли бы найти широкое применение, прежде всего, в космической и авиационной технике, а при условии существенного снижения себестоимости – в автомобилестроении, машиностроении, приборостроении, радиоэлектронике и др.

В настоящее время широко применяют несколько технологий получения заготовок с наноструктурными состояниями материала. Одна из них – так называемое *равноканальное угловое* (РКУ) прессование [1] – обеспечивает получение металлических заготовок цилиндрической формы с диаметром до 60 мм и высотой до 100 мм с однородной по объему относительно равноосной макроструктурой с размерами зерен до 100...300 нм.

Другая технология известна как "наковальня Бриджмана" [2]. Суть процесса заключается в осадке цилиндрической заготовки с одновременным скручиванием вокруг вертикальной оси. В результате получается изделие также цилиндрической формы, но с малым отношением высоты к диаметру.

Существуют и другие технологии получения наноструктурированных заготовок, основанные на различных видах обработки давлением, например винтовая экструзия [3]. Все перечисленные способы имеют в основе один и тот же принцип – достижение измельчения зерен посредством больших (сотни процентов) накопленных степеней деформации без существенного общего формоизменения и, естественно, без разрушения в условиях значительного гидростатического сжатия.

Все технологии успешно апробированы и работают, однако по своей природе не свободны от ряда недостатков.

1. Высокая стоимость готового изделия, что обусловлено рядом причин. Во-первых, значительные суммарные затраты энергии на совершение операции. Так, РКУ-прессование осуществляется при напряжениях в заготовке, многократно превышающих предел текучести. А если учесть, что для достижения заданных размеров зерна необходимо до 15 и более циклов, то и энергозатраты увеличиваются соответственно. Во-вторых, себестои-

мость увеличивают и затраты на быстроизнашиваемую при таких нагрузках оснастку.

2. Существенные ограничения на форму и размеры получаемых полуфабрикатов. Как уже отмечалось, полуфабрикаты имеют простую цилиндрическую форму и ограниченные размеры, поэтому для получения из них готовых деталей требуется значительная механическая обработка.

3. Высокая степень однородности структуры по объему. Для многих несущих и статически тяжело нагруженных деталей такая однородность является достоинством, так как повышает общие эксплуатационные характеристики изделия и узла. Однако для деталей, работающих на износ, например, в узлах трения, более предпочтительной является структура неоднородная, градиентная от поверхности трения. Здесь однородность наноструктуры является уже "непозволительной роскошью".

4. Потребность в дорогостоящем оборудовании большой технологической силы. В рассматриваемых способах нагружение заготовки является глобальным, т.е. одновременно деформации подвергается либо весь объем заготовки, либо, как минимум, значительная ее часть, что с учетом высокой гидростатической составляющей схемы главных напряжений, а также значительных потерь на трение требует приложения большой силы деформирования.

Таким образом, задача разработки и освоения новых методов получения изделий с субмикро- и наноструктурными, в том числе градиентными, состояниями вещества, основанных не на глобальном, а на локальном нагружении очага деформации, является весьма актуальной.

В качестве одного из вариантов решения поставленной задачи рассмотрим разработанный в Орловском государственном техническом университете метод, получивший название "валковая штамповка" [4]. Метод основан на комплексном локальном нагружении очага деформации, что подтверждено теоретически и экспериментально, и позволяет достичь нового качественного технологического эффекта: высоких степеней деформации на одной позиции обработки при технологической силе совершения операции на порядок меньшей, чем при традиционных методах. Кроме того, в ряде экспериментов [5] даже при сравнительно незначительных суммарных степенях деформации отмечалось существенное измельчение зерна, что также подтверждает перспективность данного метода.

Способ получения полых осесимметричных изделий с градиентным субмикро- или наноструктурным состоянием материала заключается в следующем (рис. 1).

Заготовку 1 устанавливают на упор 2 и торцы фиксируют прижимом 4, создавая осевое сжимающее напряжение, не достигающее предела текучести, заготовке сообщают крутящий момент и внедряют пуансон-дорн 3. Далее внутреннюю поверхность заготовки обрабатывают многократным возвратно-поступательным осевым перемещением раздающего пуансона-дорна, имеющего участок (раздающий пояс) большего диаметра, а наружную — обкаткой с обжимом роликами 5 [6].

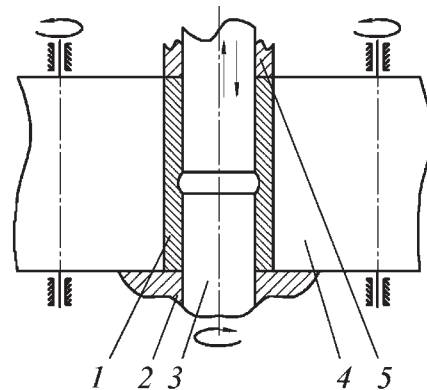


Рис. 1. Схема получения полых осесимметричных изделий с градиентным от внутренней поверхности субмикро- или наноструктурным состоянием материала:

1 – заготовка; 2 – упор; 3 – пуансон-дорн; 4 – прижим; 5 – роликовая матрица

При обработке в заготовке возникает локальная кольцевая зона деформации раздачи вблизи раздающего пояска на пуансоне-дорне, а в месте контакта наружной поверхности заготовки с роликами — ограниченные пятном контакта зоны обжима, т.е. зоны деформации противоположного знака, при этом напряженное состояние в них характеризуется существенной отрицательной гидростатической составляющей. Подобное напряженное состояние способствует существенному повышению ресурса пластичности материала, накопление знакопеременных деформаций — измельчению зерна и формированию градиентной от внутренней поверхности заготовки субмикроструктуры, а при совершении большего числа циклов — наноструктуры материала изделия.

После завершения обработки пуансон-дорн удаляют, разводят ролики, отводят прижим и извлекают готовое изделие.

Применяют еще один способ получения аналогичных изделий, но уже с градиентом структуры от наружных слоев (рис. 2).

Заготовку 1 устанавливают на оправку 4 и фиксируют между упором 2 и прижимом 3, сообщая при этом осевое сжатие, не достигающее предела текучести, затем подводят ролики 5, один или более из которых имеет кольцевой деформирующий выступ, после чего заготовке сообщают крутящий момент. Наружную поверхность формируют многократным возвратно-поступательным осевым перемещением роликов, имеющих кольцевые выступы, затем ролики разводят, отводят прижим и извлекают оправку и готовое изделие [7].

При обкатывании заготовки роликами с кольцевыми выступами вблизи места внедрения выступа в металл заготовки возникает зона деформации с напряженным состоянием всестороннего сжатия, которое определяется следующими факторами:

- при внедрении кольцевого выступа в металл заготовки появляется радиальное сжимающее напряжение вследствие сжатия металла между кольцевым

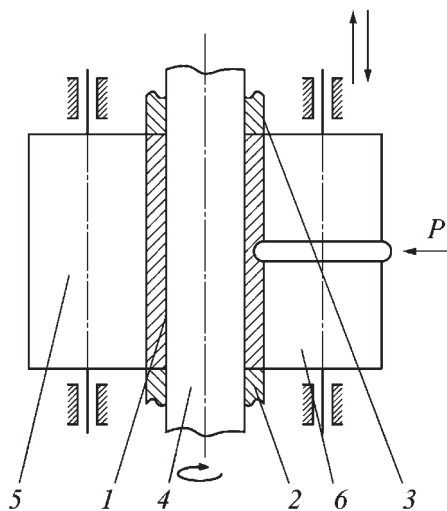


Рис. 2. Схема получения полых осесимметричных изделий с градиентным от наружной поверхности субмикρο- или наноструктурным состоянием материала:

1 – заготовка; 2 – упор; 3 – прижим; 4 – оправка; 5, 6 – ролики

выступом и оправкой, на которую установлена заготовка;

- при внедрении кольцевого выступа в металл заготовки происходит пластическое истечение металла в стороны от выступа в осевом направлении. Этому препятствуют как недеформируемые участки заготовки, так и наличие фиксации торцов заготовки упором и прижимом. Как следствие, в зоне деформации возникает осевое сжимающее напряжение;

- в процессе обкатки роликом с кольцевым выступом происходит также некоторое смещение металла в тангенциальном направлении, которому препятствуют недеформируемые участки заготовки, создавая тем самым тангенциальное сжимающее напряжение.

Далее при возвратно-поступательном осевом перемещении ролика, имеющего кольцевой выступ, в результате многократного винтового перемещения в материале заготовки происходит накопление знакопеременных деформаций, что и приводит к измельчению зерен в приповерхностном слое. Очевидно, что окончательная величина зерна зависит от числа циклов обработки (проходов роликов) и ее можно задавать заранее.

При осуществлении предлагаемого способа глубину внедрения кольцевого выступа можно задавать при настройке роликовой матрицы, соответственно, и глубину пластической деформации в теле заготовки также можно задавать. Кроме того, по мере распространения вглубь заготовки интенсивность деформаций снижается, приводя к послойному снижению накопленной деформации и измельчению зерна, создавая градиентность структуры готового изделия.

Таким образом, предложенные технологические решения позволяют получать полые осесимметричные изделия (штулки, трубки) с градиентным от внутренней или наружной поверхности субмикρο- и наноструктурным состоянием материала. Размеры таких изделий могут существенно превышать размеры полуфабрикатов, получаемых, например РКУ-прессованием, так как вследствие локальности очага деформации технологические силы на порядки ниже, что позволяет использовать серийное оборудование. Значительно ниже будет и себестоимость изнашиваемой технологической оснастки и, соответственно, общая себестоимость изделия. Кроме того, градиентность структуры и механических свойств, которая определяется технологическими параметрами обработки и может быть задана заранее, позволяет наиболее эффективно применять получаемые изделия и как несущие элементы конструкций, и как детали узлов трения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 271 с.
2. **Головин Ю.И.** Наноматериалы и нанотехнологии // Справочник. Инженерный журнал. Приложение № 1. 2006. 26 с.
3. **Витовая** экструзия – процесс накопления деформации / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков. Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. 87 с.
4. **Специальные** технологические процессы и оборудование обработки давлением / В.А. Голенков, А.М. Дмитриев, В.Д. Кухарь и др. М.: Машиностроение, 2004. 464 с.
5. **Голенков В.А., Радченко С.Ю.** Технологические процессы обработки металлов давлением с локальным нагружением заготовки. М.: Машиностроение, 1997. 226 с.
6. **Патент** 2320433 RU, МКИ 4 В21D 51/02 С21D 7/04 С22F 1/00 В82В 3/00. Способ получения металлических втулок с субмикρο- и нанокристаллическим состоянием материала / В.А. Голенков, В.Г. Малинин, С.Ю. Радченко и др. (РФ) № 2006121277/02; заявлено 15.06.2006; опублик. 27.03.2008; бюл. № 9.
7. **Патент** РФ по заявке № 2007110990 от 26.03.07, решение о выдаче патента от 27.06.08. Способ получения металлических втулок / В.А. Голенков, В.Г. Малинин, С.Ю. Радченко и др.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru).

Web-site: [www.mashin.ru](http://www.mashin.ru).

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*

Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*

Сдано в набор 27.11.08 г. Подписано в печать 18.02.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,68. Заказ 133. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".

Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15