

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 5 (101)

май

2013

Издается с января 2005 г.

Главный редактор

д-р техн. наук
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

В.М. БАШКОВ

А.И. БЕЛИКОВ

А.И. БОЛДЫРЕВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

Ю.Р. КОПЫЛОВ

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

СОДЕРЖАНИЕ



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Калафатова Л.П., Поколенко Д.В. Повышение прочности изделий из ситаллов за счет снижения уровня дефектности их поверхностного слоя при алмазном шлифовании 3

Лебедев В.А., Бабичев А.П., Иванов В.В., Прокопец Г.А. Энергетический подход к проектированию эффективных технологий упрочнения ППД свободнодвижущимися инденторами 6



ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Абашкин Р.Е., Алтухов А.Ю. Исследование фазового состава жаропрочного сплава ХН67МВТЮ после термической обработки 13



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Бурков А.А., Пячин С.А., Метлицкая Л.П., Пугачевский М.А. Использование гранул WC-Co сплава для нанесения электроискровых покрытий 16

Егунов А.И., Артеменко Ю.А., Путинцева М.Н., Чирков А.Е. Коаксиальная лазерная газопорошковая наплавка композиционного сплава системы WC + NiCrBSi: влияние фазовых и структурных превращений на параметры качества покрытий 22

Крипакова М.В., Гончаренко И.М., Лобач М.И. Зависимость физико-механических свойств покрытий от материала подложки при использовании фильтрованного многокомпонентного потока вакуумно-дуговой плазмы 26



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Алтухова В.В., Верещака А.С., Григорьев С.Н., Киричек А.В., Мокрицкий Б.Я. Проектирование эффективных технологических процессов упрочнения инструментальных материалов 33



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Табаков В.П., Сагитов Д.И. Разработка многослойных износостойких покрытий для токарных резьбовых резцов 42

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 5 (101)

May

2013

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
L.P. SHESTOPALOVA
T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS

➔ MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kalafatova L.P., Pokolenko D.V. Strength increasing of products from cetalls by reducing the defect level of their surface layer after diamond grinding 3

Lebedev V.A., Babichev A.P., Ivanov V.V., Prokopets G.A. Energy efficient approach to design technologies hardening spd freely moving indenter 6

➔ THERMAL PROCESSING

Abashkin R.E., Altukhov A.Yu. Research of structure, phase structure and properties of a heat resisting alloy on a nikelkhromovy basis of HN67MVTYu 13

➔ PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Burkov A.A., Pyachin S.A., Metlitskaya L.P., Pugachevsky M.A. The use of the alloy WC-Co pellets for the electro spark deposition of coatings 16

Egunov A.I., Artemenko Yu.A., Putintseva M.N., Chirkov A.E. Coaxial laser gas-powder cladding of composite alloy WC+NiCrBSi: influence of and stuctural transfotmations on parameters of quality of coatings 22

Kripakova M.V., Goncharenko I.M., Lobach M.I. Dependence of physical-mechanical properties coatings from the substrate material with filtered multicomponent flow of arc plasmas 26

➔ PROCESSING BY COMBINED METHODS

Altukhova V.V., Vereschaka A.S., Grigoriev S.N., Kirichek A.V., Mokritskiy B.Ya. Designing effective process of hardening of tool materials 33

➔ INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Tabakov V.P., Sagitov D.I. The development of multilayer wear resistant coatings for turning threaded cutters 42

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

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



УДК 621.38

Л.П. Калафатова¹, Д.В. Поколенко²

(¹ Донецкий национальный технический университет, Украина,

² Константиновское государственное научно-производственное предприятие "Кварцит", Украина)

E-mail: lpk04nov@mail.ru

Повышение прочности изделий из ситаллов за счет снижения уровня дефектности их поверхностного слоя при алмазном шлифовании

Показано, что прочностные характеристики изделий из технических ситаллов зависят от дефектности обработанной поверхности, на которую влияет уровень силового воздействия при шлифовании. В свою очередь, силы резания определяются интенсивностью режима шлифования. Установлено, что варьируя параметры режима резания, в частности подачу, можно изменить степень дефектности формируемой поверхности и прочность обрабатываемых изделий.

Ключевые слова: ситаллы, шлифование, силы резания, дефектность, режимы шлифования, прочность изделий.

The strength characteristics of cetalts products depend on the treated surface defects, which is affected by the level of force action during grinding. In there turn, the cutting forces are determined by the intensity of the regime of grinding. It was found that by varying the parameters of the cutting conditions, in particular, feed, you can change the amount of defects formed surface and the strength of the products.

Keywords: cetalts, grinding, force of cutting, defectness, regime parameters of grinding, strength of the product.

В современном прикладном материаловедении общепризнана определяющая роль дефектности в формировании эксплуатационных характеристик конструкционных изделий из хрупких неметаллических материалов типа технических ситаллов, в первую очередь, комбинированно-дефектных, например, таких как ситалл марки АС-418. Материалы подобного класса являются поверхностно чувствительными и любое направленное силовое воздействие, сопровождающееся нарушением целостности поверхности (в частности, механическая обработка), вызывает формирование в них трещиноватого или нарушенного дефектного поверхностного слоя, достигающего по глубине 0,5 мм и более.

Исходя из назначения и условий эксплуатации конструкционных изделий из хрупких неметаллических материалов, к ним предъявляются повышенные требования по точности обработки и качеству формируемой поверхности: шероховатость не более $Ra = 0,08...0,04$ мкм при практически полном отсутствии дефектного слоя. Поэтому технологические процессы обработки включают операции шлифования, на которых происходит предварительное и окончательное формообразование изделия, а также финишные опе-

рации — доводка или полирование, обеспечивающие получение требуемого уровня шероховатости и сведение к минимуму дефектности поверхностного слоя детали. Для материалов на основе стекла (ситаллов) оставшийся дефектный слой удаляется при операции комбинированного упрочнения, включающей химическое травление поверхности изделия для удаления оставшегося дефектного слоя и последующее блокирование поверхностных дефектов сжимающими ионообменными напряжениями — упрочнение ионным обменом. Учитывая трудоемкость финишных операций, высокую стоимость и экологическую вредность операции упрочнения, обеспечение минимальной по глубине и благоприятной по структуре дефектности обработанной поверхности в сочетании с достаточно высоким уровнем производительности шлифования, в значительной степени определяют эффективность процесса обработки изделий из ситаллов и уровень его себестоимости.

В результате выполненных теоретических и экспериментальных исследований [1, 2] было установлено, что развитие дефектного слоя, вызванного обработкой, зависит, прежде всего, от уровня силового воздействия на формируемую поверхность. Силовым

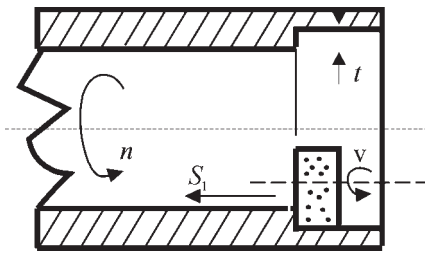


Рис. 1. Схема внутреннего шлифования

воздействием можно управлять, изменяя факторы, определяющие процесс абразивной обработки, связанные с изменением параметров технологических процессов: а) режим шлифования; б) схему резания, перераспределяя усилия резания и направляя их не в формируемую поверхность, а в удаляемый припуск; в) характеристику алмазного инструмента: зернистость (оказывает наибольшее влияние), вид связки, концентрацию, характеристики алмазных порошков; г) управляя износом инструмента и его режущей способностью, применяя различные способы правки, а также изменяя прочностные характеристики обрабатываемого материала за счет применения технологических сред с повышенным диспергирующим действием на обрабатываемый материал.

В работе представлены результаты исследований, устанавливающих зависимость качества обработки (минимум дефектности формируемой поверхности) и прочностных характеристик изделий от условий шлифования, в частности от параметров режима резания.

При проведении исследований обработке подвергались изделия из технического ситалла АС-418 (система исходного стекла $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Li}_2\text{O-TiO}_2$, основная кристаллическая фаза – твердые растворы β - сподуменового ряда). Крупногабаритные полые детали типа тел вращения из ситаллов обрабатывались по схеме внутреннего шлифования алмазным кругом 1А1 100×32×3×3 – А 400/315-4-М2-01 с параметрами режима: скорость резания $v = 30$ м/с; скорость вращения детали $\omega_d = 8,3...10,5$ с⁻¹; глубина резания $t = 0,3...1,4$ мм; подача $S = 4,0...27,0$ мм/мин (рис. 1).

Изучалось влияние параметров режима шлифования на дефектность формируемой поверхности и по полученным данным определялся параметр режима,

наиболее существенно воздействующий на процесс дефектообразования. Результаты эксперимента показали, что таким параметром является подача. Для группы образцов, шлифованных с различными значениями подачи, помимо оценки дефектности определялась прочность на изгиб (σ_u , МПа). Образцы, вырезанные из деталей, обработанные в соответствующих условиях, подвергались изгибу по трехточечной схеме нагружения. Для исследования глубины и структуры нарушенного обработкой слоя материала использовался метод капиллярной люминесцентной дефектоскопии [3] в сочетании с послойным химическим травлением образцов до уровня, обеспечивающего полное отсутствие дефектов, обусловленных обработкой. Общая глубина травления отдельного образца (h_d , мкм) соответствовала полному удалению дефектов, вызванных обработкой; шаг травления – 10 мкм. По микрофотографиям дефектной поверхности определялся вид дефектов (точечные, трещины), число дефектов n , а также находились относительная плотность дефектов ($S_{от}$, %) и размер усредненных единичных дефектов (d_d , мкм).

На рис. 2 приведены микрофотографии дефектности поверхностей образцов ситалла АС-418 на различных уровнях залегания, которые предварительно были обработаны по схеме внутреннего шлифования, режим шлифования: $v = 30$ м/с; $n = 80$ мин⁻¹; $S_1 = 8,8$ мм/мин; $t = 1$ мм.

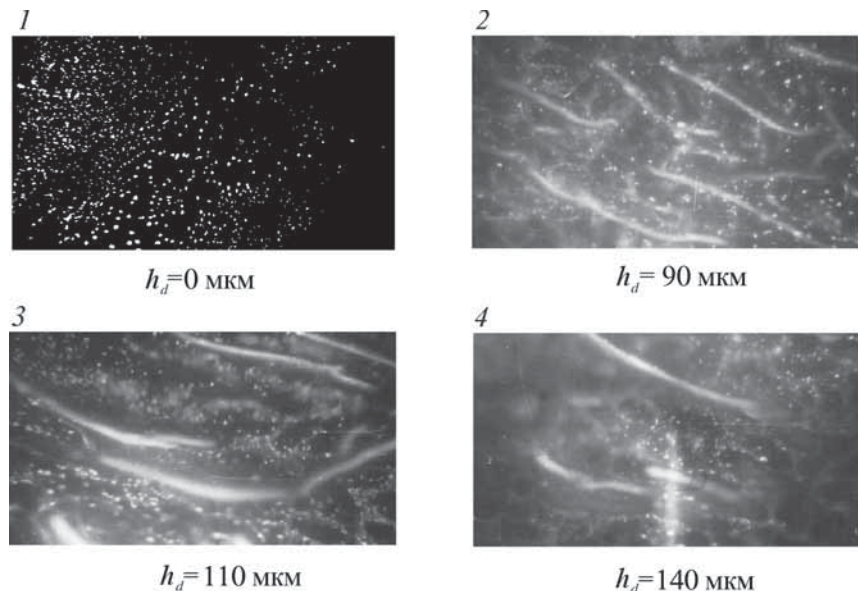


Рис. 2. Дефектность поверхности образцов ситалла АС-418 на разных глубинах залегания, обработанных по схеме внутреннего шлифования, ×75:

1 – исходная дефектность структуры ситалла (размеры микротрещин 6...8 мкм); 2, 3, 4 – дефектность, вызванная обработкой (длина единичного максимального дефекта – 240 мкм)

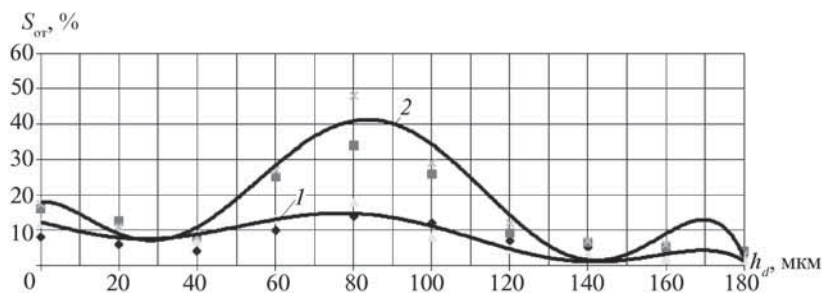


Рис. 3. Зависимость относительной плотности дефектов от глубины залегания при шлифовании ситалла АС-418 с режимами:

1 – $t = 0,9$ мм, $S = 4,0$ мм/мин, $w_d = 10,5$ с⁻¹; 2 – $t = 0,9$ мм, $S = 27,0$ мм/мин, $w_d = 10,5$ с⁻¹

Экспериментально установлено, что при шлифовании ситаллов увеличение глубины резания, продольной или поперечной подачи, частоты вращения или окружной скорости изделия, интенсифицируя процесс диспергирования и способствуя росту производительности, увеличивают усилия резания (энергоемкость резания) и ухудшают качество обработки. Среди перечисленных параметров режима резания наибольшее влияние на энергоемкость процесса и дефектность формируемой поверхности оказывает уровень подачи. На рис. 3 представлены экспериментальные зависимости изменения относительной плотности дефектов от глубины залегания для условий шлифования, отличающихся значением подачи.

Сопоставляя полученные данные и анализируя размеры сформированных дефектов в объеме материала, можно отметить, что изменение подачи существенно сказывается на структуре и глубине дефектного слоя ситалла. При минимальном значении подачи ($S = 4,0$ мм/мин) получены лучшие результаты по

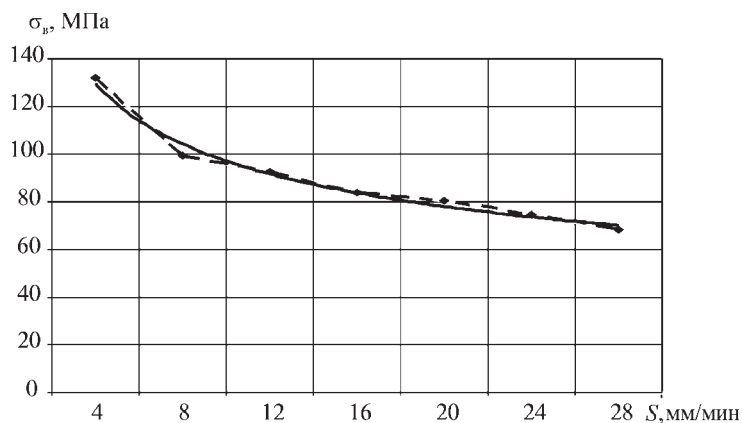


Рис. 4. Зависимость прочности обработанных деталей от уровня подачи при шлифовании

дефектности обработанного материала – наименьшие по сравнению с другими рассматриваемыми режимами размеры дефектов в сочетании с их низкой плотностью. На глубине 170 мкм практически обеспечен выход на бездефектную поверхность, обусловленную обработкой. Максимальный размер дефектов не превышает 180 мкм. При наибольшей подаче ($S = 27,0$ мм/мин) максимальная плотность дефектов увеличилась по сравнению с наименее интенсивным режимом обработки в 3 раза при среднем увеличении размеров дефектов в 2,5 раза. При этом отдельные дефекты-трещины проникают на значительную глубину ($h_d > 140$ мкм), достигая величины более 300 мкм.

В результате структура дефектного слоя отличается большей насыщенностью, что предполагает возможность более низкой прочности изделия, обработанного при этом режиме, по сравнению с другими рассматриваемыми вариантами. Результаты испытаний на прочность образцов, вырезанных из деталей, обработанных с параметрами режима $t = 0,9$ мм, $w_d = 10,5$ с⁻¹ и при вариации подач, приведены на рис. 4.

Таким образом, в процессе исследований установлено, что прочность образцов является функцией дефектности обработанной поверхности, которая зависит от величины подачи шлифования. Изменяя параметры режима шлифования, можно управлять дефектностью обработанной поверхности изделий из технических ситаллов и их прочностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Калафатова Л.П. Возможности управления дефектностью шлифованной поверхности материалов на основе стекла за счет изменения параметров технологического процесса обработки // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. ДонГТУ. 1999. Вып. 8. С. 100–108.
2. Калафатова Л.П., Поколенко Д.В. Влияние схемы шлифования как динамического фактора процесса резания на дефектность и прочность изделий из ситаллов // Резание и инструмент в технологических системах. Международный научно-техн. сборник. Харьков: НТУ "ХПИ", вып. 68, 2005. С. 227–234.
3. Kalafatova L. Diagnostics of qualitative performances of products from engineering cetalls / L. Kalafatova // Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji. Poznan: Komisij budowy maszyn PAN. 1997. Vol. 17, № 2. P. 107–116.

В.А. Лебедев, А.П. Бабичев, В.В. Иванов, Г.А. Прокопец
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: Galinepr@mail.ru

Энергетический подход к проектированию эффективных технологий упрочнения ППД свободнодвижущимися инденторами*

Дана энергетическая интерпретация процесса ППД, разработана энергетическая модель и критерий упрочнения ППД; предложено оптимизационное условие, являющееся основой энергетического подхода к проектированию эффективных технологий упрочнения деталей свободнодвижущимися инденторами.

Ключевые слова: энергия, внутренняя энергия, энтальпия, поверхностная пластическая деформация, работа деформации, упрочнение, поверхностный слой, индентор.

The paper presents the energy interpretation of the surface plastic deformation process (SPD), the energy model is developed and a criterion for hardening of SPD; optimization condition, which is the basis of energy approach to the design of efficient technologies for hardening the parts moving freely indenters is proposed.

Keywords: energy, internal energy, enthalpy, surface plastic deformation, deformation work, work hardening, the surface layer, the indenter.

Предпосылки энергетической оценки процесса ППД

Состояние пластически деформированного материала является настолько сложным и неоднородным даже в очень локальных микрообъемах, что это состояние не всегда можно адекватно характеризовать одним механическим или физическим параметром или свойством. Кроме того, задача усложняется еще и тем, что различные физико-механические характеристики материала по-разному и неоднозначно зависят от основных структурных изменений, происходящих в твердых телах в процессе их *пластической деформации* (ПД).

На современном этапе в качестве основополагающих подходов к описанию процессов упрочнения *поверхностной пластической деформации* (ППД) используют механический и металловедческий. Однако в последние годы многие исследователи для описания процессов пластической деформации и разрушения твердых тел все чаще обращаются к энергетическим параметрам, в качестве которых выступают основные термодинамические характеристики материала поверхностного слоя: энергия, энтропия, температура и т.д., а расчетные зависимости строят на основе уравнения баланса энергии (энтропии). Энергетическое представление состояния деформируемого твердого тела, как отмечено в работе [1], целесообразно по следующим причинам:

1. Энергия – универсальная характеристика объекта. Любые внешние воздействия и внутренние ус-

ловия на любых масштабных уровнях сводимы к соответствующему энергетическому описанию.

2. Энергия системы является однозначным параметром ее состояния. Любые изменения, происходящие с материалом в процессе деформации, взаимодействия со средой и т.д., можно представить как перемещение фазовой точки системы в одномерном энергетическом фазовом пространстве.

3. Энергия обладает свойством аддитивности. Любую энергетическую характеристику можно представить как алгебраическую сумму составляющих ее компонентов, выделенных по определенному признаку.

4. Энергия подчиняется фундаментальному закону сохранения при любых превращениях, справедливому как для отдельных частиц, так и для системы в целом. При этом для каждого процесса, в том числе повреждаемости, справедливы уравнения энергетического баланса.

5. Энергия имеет четкий физический смысл и лучше всего соответствует сущности понятий о прочности как о потенциальных энергетических барьерах, препятствующих протеканию в системе кинетических (необратимых) процессов.

6. Энергия не изменяет свой смысл и значение при любом представлении объекта, т.е. обладает свойством транзитивности. Оперирование энергией как внутренним состоянием материала позволяет использовать хорошо математизированные методы квантовой механики, статистической физики, неравновесной термодинамики, теории упругости и др. фундаментальных наук.

По современным представлениям любой процесс деформирования и разрушения, а значит и процесс

* Исследования выполнены в рамках АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы" Минобрнауки РФ, тема № 1.2511.

ППД, является кинетическим и необратимым процессом независимо от физико-химической природы материала, его структуры, а также условий нагружения. Это заключение вытекает из двух научно-обоснованных основополагающих выводов.

Первый: процесс упрочнения и разрушения металлов при пластической деформации носит феноменологический характер. Феноменологичность заключается в том, что в ходе ПД растет некоторый параметр повреждаемости металла. При этом существует определенная граница, при достижении которой металл начинает разрушаться вне зависимости от интенсивности приложенной нагрузки.

Второй, вытекающий из термодинамической теории прочности, заключается в том, что механизм структурно-фазовых превращений независимо от физико-химической природы материала и его структуры, а также условий деформирования, является кинетическим процессом, который условно можно разделить на два периода. В первом периоде в металле накапливаются различного рода дефекты и повреждения кристаллической структуры, одними из основных представителей которых являются дислокации, снижающие пластичность металла, но вместе с тем повышающие его прочность. Второй период характеризуется разрушением локальных микрообъемов с критической плотностью дефектов и повреждений в виде макро- и микроскопического нарушения сплошности, отслаивания и т.п.

Результаты исследований в области упрочнения и разрушения металлов при ПД явились исходной предпосылкой разработки структурно-энергетического подхода оценки эффективности упрочнения деталей концентрированными потоками свободнодвижущихся инденторов, реализуемых на практике динамическими методами ППД. Основой этого подхода являются:

- энергетическая интерпретация процесса ППД;
- энергетическая модель и энергетический критерий упрочнения ППД;
- оптимизационное условие эффективности упрочняющей обработки методами ППД.

Энергетическая интерпретация процесса ППД

С энергетической точки зрения все элементарные акты процесса ПД и разрушения реальных тел материалов делятся на две характерные группы, отличающиеся кинетическими закономерностями [4]. *Первая группа* элементарных актов атомно-молекулярных перегруппировок связана с зарождением и накоплением (у препятствий) различного рода дефектов и повреждений и, тем самым, обуславливает накопление в деформируемых объемах скрытой энергии ΔE_c , при-

водящей к изменению потенциальной составляющей внутренней энергии. Элементарные акты этой группы обеспечивают деформационное упрочнение и объемную повреждаемость материала. Элементарные акты *второй группы* связаны с зарождением, движением и уничтожением (на стоках) различных элементарных дефектов, которые обеспечивают квазивязкое течение материалов и динамический возврат (отдых), в результате чего происходит трансформация (превращение) необратимой энергии деформации в тепловую q , что проявляется в виде теплового эффекта ПД q .

Известно, что каждая дислокация и другие дефекты и повреждения создают вокруг себя поле упругих напряжений, а на их образование (зарождение) в материале при ППД затрачивается строго определенная работа внешних сил $A_{пл}$. Таким образом, в соответствии с основным законом термодинамики – законом сохранения энергии при её превращениях, уравнение энергетического баланса процесса ППД для локального единичного объема поверхностного слоя можно записать в виде

$$A_{пл} = \Delta E_c + q, \quad (1)$$

где E_c – скрытая энергия; q – тепловая энергия.

Для объективного описания процессов ППД очень важно учитывать следующий экспериментально установленный факт, заключающийся в том, что значительная часть тепловой энергии, связанной с тепловым эффектом ПД, не задерживается в деформируемом элементе *поверхностного слоя* (ПС), проходит через него транзитом и рассеивается по телу детали, обрабатываемому телу и уходит в окружающую среду за счет теплообмена q' . Лишь незначительная часть тепловой энергии q накапливается в деформируемом элементе, повышая его внутреннюю энергию на величину ΔE_t . Это позволяет тепловую энергию ПД представить как $q = q' + \Delta E_t$, накапливаемую в деформируемом элементе ПС внутреннюю энергию ΔE как сумму двух составляющих: скрытой (потенциальной) ΔE_c и тепловой (кинетической) ΔE_t энергий $\Delta E = \Delta E_c + \Delta E_t$, а уравнение энергетического баланса процесса ППД в виде

$$A_{пл} = \Delta E + q'. \quad (2)$$

Соотношения между составляющими энергетического баланса процесса пластической деформации при ППД реальных твердых тел (2) могут быть самыми разнообразными и зависят как от физико-химической природы и структуры материала, так и условий, в которых протекает процесс ППД. По величинам этих соотношений можно судить о поведении материала в конкретных условиях ППД. Так при ППД ди-



Рис. Схема энергетического баланса процесса ППД

динамическими методами в результате ударно-импульсного воздействия инденторов большая часть работы ПД $A_{пл}$ (рисунок) идет на изменение внутренней энергии (особенно ее потенциальной составляющей ΔE_c), т.е. $A_{пл} \rightarrow \Delta E_c$. В этих условиях процесс деформирования элементов материала носит квазихрупкий характер ($\Delta E_T \rightarrow 0$, $\Delta E \rightarrow \Delta E_c$), вследствие чего ПС упрочняется на небольшую глубину. Наоборот, при ППД квазистатическими методами релаксационные процессы внутри материала протекают в полной мере и преобладающая часть ПД трансформируется в тепловую ($A_{пл} \rightarrow q$). В результате поверхностный слой упрочняется на большую глубину в силу квазивязкого процесса деформирования единичных элементов материала ($\Delta E_c \rightarrow 0$; $\Delta E \rightarrow \Delta E_T$).

Для полного раскрытия энергетического состояния элемента ПС, упрочненного ППД, следует учесть энергию E_0 , запасенную в деформируемом элементе поверхностного слоя, на предшествующих ППД, операциях механической обработки (см. рис.). С учетом этого обстоятельства в общем виде энергетическое состояние деформируемого в процессе ППД элемента материала ПС можно представить в виде

$$E = E_0 + \Delta E_c + \Delta E_T. \quad (3)$$

Вышеизложенное, с позиции феноменологической термодинамики и молекулярно-кинетической теории представления процесса ППД, позволяет предложить следующую энергетическую интерпрета-

цию упрочнения твердых тел динамическими методами ППД:

1. Поверхность твердого металлического тела рассматривается как квазисложная и неоднородная среда, в объемах которой статистически равномерно распределены структурные элементы и различного рода дефекты и повреждения; одни из них являются внутренними источниками и стоками элементарных дефектов (вакансий, атомов внедрения и др.), другие – препятствиями к их движению. В зависимости от условий процесса деформирования функциональная роль дефектов и повреждений может изменяться.

2. Микроскопическое явление ПД, повреждаемости и разрушений элемента поверхности твердого тела при ППД рассматривается как совокупность огромного числа микроскопических элементарных актов атомо-молекулярных перегруппировок, обуславливающих генерирование (размножение), движение, взаимодействие и уничтожение на стоках различного рода элементарных дефектов. Интенсивность ПД элемента поверхности тела определяется скоростью генерирования движения и уничтожения элементарных дефектов за счет флуктуаций тепловой энергии в поле внешних сил. Повреждаемость материала поверхности в ходе ПД связана с накоплением в деформируемых объемах различного рода дефектов и их скоплений. При этом в результате взаимодействия большого числа элементарных дефектов образуются более сложные дефекты и повреждения, являющиеся виртуальными источниками и стоками элементарных дефектов. Разрушение микроскопического элемента поверхности твердого тела происходит, когда в его объемах, ответственных за разрушение, плотность дефектов и повреждений достигает критической (предельной) величины.

3. Процесс ППД рассматривается как конкуренция двух противоположных, взаимосвязанных и одновременно протекающих в деформируемых объемах поверхности тела тенденций – рост плотности скрытой энергии ΔE_c различного рода дефектов и повреждений, накапливающихся в материале за счет работы внешних сил $A_{пл}$ и снижения (высвобождения) ее за счет различного рода релаксационных процессов, протекающих внутри деформируемого элемента тела и обусловленных воздействием на него тепловой энергии пластической деформации q ; при этом первая тенденция связана с деформационным упрочнением и повреждаемостью, вторая – с динамическим возвратом (отдыхом).

4. Накапливаемая в деформируемом ПС внутренняя энергия ΔE является ответственной за упрочнение и разрушение ПС детали, так как включает потенциальную (скрытую ΔE_c) энергию, связанную с повреждаемостью материала, и кинетическую (тепло-

вую ΔE_T) энергию, связанную с его термическим разупрочнением.

5. За параметр повреждаемости ПС принимается величина энергии E , определяющая энергетическое состояние элемента ПС, деформированного на всех этапах технологического силового воздействия не него. Элемент ПС считается максимально упрочненным, когда E достигает предельной величины E^* . Под предельным энергетическим состоянием ПС понимается состояние, при котором локальные микрообъемы и, соответственно, упрочняемый ПС сохраняют (без разрушения) прочностные свойства, обеспечивающие эффективную эксплуатацию детали после обработки ее методами ППД. Следовательно, величина предельной плотности внутренней энергии может быть предложена в качестве критерия эффективности процесса ППД, а энергетическое условие предельной деформируемости элемента ПС может быть записано в виде

$$E(t_i) = E_0(0) + \Delta E(t_i) \leq E^* = \text{const}, \quad (4)$$

где $E_0(0)$ – энергетическое состояние элемента ПС в исходном (до ППД) состоянии ($t_i = 0$), учитывая наследственные свойства материала; $\Delta E(t_i)$ – изменение внутренней энергии в элементе ПС при ППД; t_i – продолжительность ППД, зависящая от числа циклов силового нагружения i элемента ПС.

Энергетическая модель и критерий упрочнения ППД

Рассматривая физически бесконечно малый объем твердого тела как открытую термодинамическую систему, находящуюся при установившихся внешних условиях в состоянии локального равновесия, т.е. обладающую совокупностью интенсивных (мольных) свойств, условие предельной деформируемости элемента ПС материала описывается соотношением (4). Физический смысл этого условия заключается в том, что, когда левая часть $E_0 + \Delta E(t_i)$, соответствующая повышению внутренней энергии системы, достигнет правой части E^* , являющейся фундаментальной энергетической характеристикой прочности материала, произойдет его разрушение.

Для оценки изменения внутренней энергии системы в процессе ППД используем фундаментальное уравнение Гиббса, записанное в локальной форме [1]:

$$\Delta E(t_i) = T\Delta S + p\Delta V_m + \sum \bar{\mu}_i \Delta W_i, \quad (5)$$

где T – абсолютная температура; p – давление; S , V_m , $\bar{\mu}_i$ – соответственно мольные значения энтропии, объема и химического потенциала; W_i – мольная доля i -го компонента.

Из уравнения (5) следует, что первое слагаемое является элементарным мольным приращением связанной энергии, необратимый рост которой при любых неравновесных процессах постулируется вторым законом термодинамики. Второе и третье слагаемые в совокупности представляют собой изменение свободной энергии. Причем, как отмечается в работе [1], свободная и связанная доли внутренней энергии в (2) являются интенсивными (удельными) характеристиками материала и не связаны с какими-либо конкретными видами энергий, их физический смысл зависит от масштабного уровня и условий протекания рассматриваемого процесса.

На основе Больцмановской интерпретации, а также анализа производства энтропии в системе на различных масштабных уровнях [1] изменение мольной энтропии в процессе ППД можно представить следующим образом:

$$\Delta S = R \ln(t_i / \tau_0), \quad (6)$$

где τ_0 – период тепловых колебаний атомов; R – постоянная Больцмана.

В уравнении (5) подразумевается, что система совершает работу против сил внешнего давления, поэтому элементарная работа pdV_m здесь является положительной. В процессе ППД приращение внутренней энергии в ПС материала обусловлено внешними и внутренними (остаточными) упругими напряжениями $e_{упр}$ и $e_{пл}$, т.е. $pdV_m = \Delta e_{упр} + \Delta e_{пл}$. Анализ исследований по оценке величины энергий, вносимых упругими силами и в результате ПД, показывает, что первое слагаемое значительно меньше второго. Поэтому энергией упругих напряжений при анализе повреждаемости и разрушения материалов часто пренебрегают.

При ПД материала переданная системе механическая энергия равна мольной работе неупругих сил и по аналогии с [1] может быть представлена в виде

$$\Delta e_{пл} = V_m 10^{-6} \sigma \varepsilon_i, \quad (7)$$

где σ – эффективное значение напряжения в локальной зоне силового нагружения ПС; ε_i – относительное значение деформации материала за время пребывания локального элемента ПС под воздействием силового нагружения.

В большинстве работ, посвященных исследованию методов ППД для оценки деформационного упрочнения поверхностного слоя, используется соотношение

$$\varepsilon_i = d_i / D, \quad (8)$$

где d_i – диаметр пластического отпечатка, формируемого на поверхности в процессе ППД после i -кратно-

го воздействия индентора; D – диаметр индентора обрабатываемой среды.

В работе [2] получено аналитическое выражение для определения диаметра пластического отпечатка d_i в функции от технологических факторов контакта, формируемого при взаимодействии индентора с шероховатой поверхностью:

$$d_i^* = 2n_{np} \left[0,1 \left(\frac{P_d}{C\sigma} \right)^2 + RzD \left(\frac{0,477}{b} \right)^{\frac{1}{v}} \left(\frac{P_d}{C\sigma} \right)^{\frac{1}{v}} \right]^{0,25}, \quad (9)$$

где P_d – максимальная динамическая нагрузка, вызывающая возникновение пластической деформации в зоне контакта сферического индентора с гладкой поверхностью; C – коэффициент стеснения ($C = 2,8...3$); b, v – параметры опорной кривой микропрофиля обрабатываемой поверхности; Rz – максимальная высота микронеровностей; n_{np} – коэффициент пропорциональности, учитывающий физико-механические характеристики обрабатываемого материала: $n_{np} = 1,3$ для материалов с $HВ > 300$; $n_{np} = 1,4$ для материалов с $300...150HВ$; $n_{np} = 1,5$ для материалов с $HВ < 150$ [2].

При упрочняющей обработке динамическими методами ППД основным технологическим параметром является скорость соударения свободнодвижущихся инденторов с обрабатываемой поверхностью v_y . В этой связи целесообразно в выражении (9) P_d выразить в функции от v_y , используя соотношение, предложенное Батуевым Г.С. [2]:

$$P_d = K_M v_y^{\frac{2n}{1+n}}, \quad (10)$$

где $K_M = \left(\frac{M}{2\xi} \frac{1+n}{n} \right)^{\frac{n}{1+n}}$; M – масса инденторов; ξ – коэффициент податливости материала; n – коэффициент, характеризующий условия соударения.

Таким образом, с учетом (8) можно записать

$$\Delta e_{пл} = V_m 10^{-6} \sigma d_i / D. \quad (11)$$

Как следует из фундаментального уравнения Гиббса (5), изменение внутренней энергии системы происходит под действием комплексного влияния различных термодинамических сил: тепловых, механических, химических, диффузионных, электромагнитных и др. Выше были рассмотрены только первые два основных фактора. Остальные факторы, сопровождающие процесс ППД и обусловленные его технологическим назначением, можно, по аналогии с рассуждениями, приведенными в работе [1], учесть обобщенно переменной $\Delta\psi$, которая имеет размер-

ность энергии и характеризует вклад немеханических сил в преодолении энергетического барьера. Переменную $\Delta\psi$ можно выразить посредством химических потенциалов и массовых долей компонентов, т.е.

$$\Delta\psi = \sum \bar{\mu}_i \Delta W_i. \quad (12)$$

Учитывая (6), (11), (12), условие деформируемости и упрочняемости элемента ПС материала в процессе ППД свободнодвижущимися инденторами можно записать в следующем виде:

$$E_o(0) + TR \ln(t_i / \tau_o) + V_m 10^{-6} \sigma d_i / D + \Delta\psi \leq E^*, \quad (13)$$

где $R = 0,008314$ кДж/К·моль; T , °К; $E, \Delta\psi$, кДж/моль; $t_i, \tau_o, c, d_i, D, \sigma$, МПа.

Полученная на основе проведенного анализа энергетическая модель процесса ППД (13) учитывает: вклад в рост внутренней энергии материала ПС накопления энергии в процессе технологической обработки поверхности до ППД (первое слагаемое); повышение энергии за счет роста энтропии (второе слагаемое); увеличение энергии искажений кристаллической решетки в результате действия ПД (третье слагаемое); изменение внутренней энергии в результате физико-химических процессов, протекающих в ПС при взаимодействии с внешней химически активной средой (четвертое слагаемое).

Из условия (13) следует, что по своей физической сущности его левая часть, представленная в виде функции времени, является кинетической моделью повреждаемости материалов, которая при значениях $t_i < t_i^*$, где t_i^* – предельно-допустимое время пребывания локального элемента ПС в нагруженном состоянии, описывает процесс роста внутренней энергии системы. При достижении $t_i = t_i^*$ происходит разрушение локального элемента ПС, что является источником снижения эксплуатационных свойств поверхности детали.

В момент достижения равенства (13), когда длительность приложения нагрузки становится эквивалентной времени до разрушения локального элемента ПС, ПД становится критической для данного состояния материала $d_i = d_i^*$. Таким образом, уравнение для определения предельно допустимого времени пребывания локального элемента ПС в нагруженном состоянии в процессе ППД можно представить в виде

$$t_i^* = \tau_o \exp \left(\frac{E^* - E_o(0) - V_m 10^{-6} \sigma d_i^* / D - \Delta\psi}{TR} \right). \quad (14)$$

Для количественной оценки предельной величины изменения внутренней энергии ΔE^* , при которой

в процессе ППД достигается максимальное без разрушения упрочнение ПС, воспользуемся аналогией между процессами поглощения энергии кристаллической решеткой при механическом нагружении и при нагреве [4]. В основе такого подхода заложены следующие предпосылки. При механическом нагружении до разрушения ПС, как и при плавлении, процессу нарушения межатомных связей предшествует искажение кристаллической решетки до критической величины. Разница заключается в том, что при механическом нагружении предельное искажение кристаллической решетки обусловлено скоплением в деформируемых локальных объемах ПС критической плотности дислокаций, при которой дальнейшее поглощение энергии кристаллической решеткой приводит к нарушению межатомных связей.

Если принять, что удельная энергия, затрачиваемая на предельное искажение кристаллической решетки, не зависит от вида подводимой энергии (тепловая или механическая), то предельная удельная энергия, которую способна поглотить кристаллическая решетка, должна соответствовать величине ΔH^* , равной разности теплосодержания (энтальпии) материала в твердом состоянии, при температуре плавления H_{TS} и энтальпии при 293 К [3, 4]:

$$\Delta H^* = H_{TS} - H_{293^\circ} = \int_{293^\circ}^{T_{TS}} C_p dT, \quad (15)$$

где C_p – удельная теплоемкость.

Тогда предельное (до разрушения) энергетическое состояние элемента ПС после ППД E^* количественно может быть оценена посредством термодинамической константы ΔH^* :

$$E^* = E_0 + \Delta E^* = \Delta H^*. \quad (16)$$

Уравнение энергетического баланса (3), обеспечивающего предельное упрочнение элемента ПС после ППД для конкретных условий силового нагружения, можно записать в виде

$$A_{пл}^* = \Delta H^* + q - E_0. \quad (17)$$

Следует отметить очень важное обстоятельство, что подобная аналогия правомерна только на уровне локальных объемов металла, которые насыщены удельной энергией предельной величины. Перенос же ее на уровень больших объемов не правомерен, так как в процессе нагрева энергия поглощается кристаллической решеткой практически равномерно по всему объему металла, а при пластической деформации вследствие анизотропности и несовершенств кристаллической решетки происходит неоднородное поглощение энергии.

Оптимизационное условие эффективности упрочняющей обработки деталей ППД

Для обоснования технологических режимов обработки деталей динамическими методами ППД требуется количественно оценить необходимую для эффективного упрочнения ПС работу обрабатываемых тел, приходящуюся на единицу обрабатываемой поверхности. Если принять характер энергетических изменений, происходящих в локальных объемах по высоте единичного объема упрочненного ПС линейным h_s , то выражение максимальной удельной работы ПД, которую необходимо подвести к единичному объему поверхности, чтобы обеспечить эффективную, с точки зрения повышения эксплуатационных свойств ПД, ПС будет иметь вид

$$A_{пл}^* = \sum_{h=0}^{h=h_s} A_{пл}(h) = 0,5h_s(\Delta H^* + q - 2E_0), \quad (18)$$

где $A_{пл}(h)$ – удельная работа пластической деформации локального объема, расположенного на глубине h упрочненного ПС.

В работе [3] установлена следующая взаимосвязь плотности внутренней энергии, накапливаемой в локальном объеме упрочненного ПС глубиной h_s с удельной работой внешних сил A , при подведении которой обеспечивается эффект упрочнения локального объема ПС в процессе ППД:

$$\Delta E_h = (1 - K_T)(1 - K_Y)A, \quad (19)$$

где K_T – коэффициент деформационных и тепловых потерь процесса ППД, определяемый из соотношения

$$K_T(\Delta E) = [1 - (3T / T_{TS})^{0,25}](HV - HV_0) / (HV^* - HV_0),$$

где K_Y – коэффициент упругого восстановления, определяемый из соотношения

$$K_Y = 0,15 + 0,85 \frac{HV - HV'_0}{HV^* - HV_0};$$

T – температура разогрева материала в процессе ППД;

T_{TS} – температура плавления материала по шкале Кельвина;

HV^* – максимальное значение твердости, соответствующее твердости материала в закаленном состоянии;

HV_0 – твердость материала в исходном (отожженном) состоянии;

HV'_0 – твердость ПС до ППД.

Представим предельно допустимую удельную работу внешних сил ППД, приходящуюся на единицу площади, в виде

$$A^*(i) = E_{уд} t_i^*, \quad (20)$$

где $E_{уд}$ – удельная энергия, подводимая свободнодвижущимися инденторами к единице площади упрочняемой ППД поверхности в единицу времени.

Установление связи энергетического состояния, пластически деформированного в процессе ППД ПС с энергетическими параметрами упрочняющей обработки, позволяет смоделировать процесс упрочнения деталей динамическими методами ППД в виде

$$E_{уд} t_i = \frac{0,5 h_s (\Delta H - 2 E_o)}{0,85(1 - K_W) \{1 - [1 - K_W \{1 - (3T / T_{TS})^{0,25}\}]\}}, \quad (21)$$

где $K_W = \frac{HV_m - HV'_0}{HV^* - HV_0}$ – параметр, оценивающий энергетическое состояние ПС в процессе ППД.

Анализ соотношения, описывающего параметр K_W , с позиций энергетического подхода, показывает, что знаменатель $(HV^* - HV_0)$ представляет собой предельно допустимую плотность внутренней энергии, которую могут накопить микрообъемы подвергаемого упрочнению материала до разрушения. Числитель $(HV_m - HV_0)$ отражает изменение внутренней энергии локальных микрообъемов ПС в процессе ППД, т.е. $V_m - HV'_0 = \Delta E$; $HV^* - HV_0 = \Delta H^*$.

Тогда выражение для определения параметра K_W можно представить в виде

$$K_W = \Delta E / \Delta H^*. \quad (22)$$

Однако, основываясь на экспериментальных исследованиях, для микрообъемов упрочненного в процессе ППД ПС ответственный за начало его разрушения параметр K_W целесообразно оценивать по следующей корректирующей зависимости:

$$K_W^* = \nu \Delta E^* / \Delta H^* = \nu (\Delta H^* - E_o) / \Delta H^*, \quad (23)$$

где $\nu = [\Delta H / (\Delta H - E_o)]^{0,95}$ – структурно-чувствительный коэффициент.

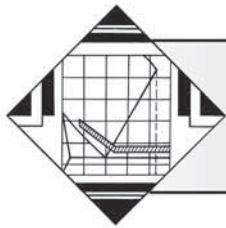
На основе модели (21) с учетом (23) получено следующее оптимизационное условие эффективности упрочняющей обработки ППД свободнодвижущимися инденторами:

$$E_{уд} t_i^* = \frac{0,5 h_s (\Delta H^* - 2 E_o)}{0,85(1 - K_W^*) \{1 - [1 - K_W^* \{1 - (3T / T_{TS})^{0,25}\}]\}}. \quad (24)$$

По своей сути полученное условие является критерияльным, поскольку оно позволяет, с позиций энергетического подхода, на стадии технологической подготовки производства решить целый ряд оптимизационных задач, связанных с выбором технологических режимов упрочнения конкретным методом ППД.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ибатуллин И.Д.** Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев: монография. Самара. Самар. гос. техн. ун-т, 2008. 387 с.
2. **Лебедев В.А.** Технология динамических методов поверхностного пластического деформирования. Научное издание – Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2006. 183 с.
3. **Лебедев В.А., Подольский М.А.** Оценка эффективности упрочнения деталей методами ППД на основе термодинамических представлений процесса // Вестник машиностроения. 2004. № 6.
4. **Лебедев В.А.** Энергетические аспекты упрочнения деталей динамическими методами поверхностного пластического деформирования: монография Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2007. 156 с.
5. **Кудрявцев И.В.** Повышение долговечности деталей машин методом поверхностного наклепа. М.: Машгиз, 1965. 264 с.
6. **Батугев Г.С., Голубков Ю.В., Ефремов А.К.** Инженерные методы исследования ударных процессов. М.: Машиностроение, 1969. 248 с.
7. **Иванова В.С., Терентьев В.Ф.** Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 272 с.



УДК 621.961.2.073

Р.Е. Абашкин, А.Ю. Алтухов (Юго-Западный государственный университет, г.Курск)
E-mail: abashkin1982@gmail.ru

Исследование фазового состава жаропрочного сплава ХН67МВТЮ после термической обработки

Рассмотрены вопросы выделения и распределения упрочняющих фаз в сплаве ХН67МВТЮ при различных его состояниях. Найдены условия для более равномерного распределения данных фаз. Определены составы упрочняющих фаз при различных режимах обработки как внутри, так и на границах зерен. Установлен эндотермический эффект на кривой нагрева сплава.

Ключевые слова: термообработка, упрочняющая фаза, зернограницные выделения, рентгеноспектральный анализ, дифференциальный термический анализ.

In article questions of allocation and distribution of strengthening phases in EP202 alloy are considered at its various conditions. Conditions for more uniform distribution of these phases are found. Structures of strengthening phases are defined at various modes of processing as inside, and on borders of grains. The endothermic effect on a curve of heating of an alloy is established.

Keywords: the heat treatment, strengthening phase, zernogranichny allocations, the X-ray spectral analysis, the differential thermal analysis.

Для изготовления деталей и узлов современных энергетических установок, работающих в условиях высоких температур и напряжений, применяются литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе.

Способность материалов сопротивляться химическому разрушению при высокой температуре стало в последнее время абсолютно необходимым требованием.

Если первые литейные сплавы по своим свойствам были эквивалентны соответствующим деформируемым, то по мере возрастания требований к прочностным характеристикам и повышения рабочих температур появляются все более совершенные литейные жаропрочные сплавы.

Сплавы на никелевой основе по жаропрочности превосходят лучшие жаропрочные стали. Их используют как в деформируемом, так и в литом состояниях.

Жаропрочный сплав ХН67МВТЮ (ЭП202) по ГОСТ 5632–72 применяется для сварных деталей, работающих короткое время при температурах до 850 °С и длительное время до 800 °С. Сплав находит применение как в литом, так и деформированном состоянии.

Сплав ХН67МВТЮ выплавлялся вакуумно-индукционным методом. Литые образцы и детали изготавливали методом прецизионной отливки. Образцы

для исследований были отлиты в виде цилиндров диаметром 15 и высотой 70 мм.

Сплав исследовали после литья и термической обработки (ТО) по различным режимам [1].

Сплав ХН67МВТЮ дисперсионно-твердеющий. При медленном охлаждении от высоких температур, а также в процессе старения из твердого раствора выделяются избыточные интерметаллидные и карбидные фазы, которые упрочняют сплав.

Охлаждение сплава на воздухе от 1100 °С сопровождается частичным распадом твердого раствора (количество γ' -фазы $\approx 11...12$ % об) и повышением твердости от 190 до 250НВ. Последующее старение при 700...900 °С приводит к дополнительному выделению упрочняющих фаз.

Стандартная термическая обработка (СТО) сплава ХН67МВТЮ представляет собой закалку с 1170±10 °С (4 ч), охлаждение на воздухе, старение при 850 °С (10...15 ч), охлаждение на воздухе.

В исходном (литом и после СТО) состоянии сплав ХН67МВТЮ имеет типичную зернистую структуру (рис. 1, а–з), которая не претерпевает никаких изменений при испытаниях в диапазоне температур 200...750 °С. Упрочняющая γ' -фаза в исходном со-

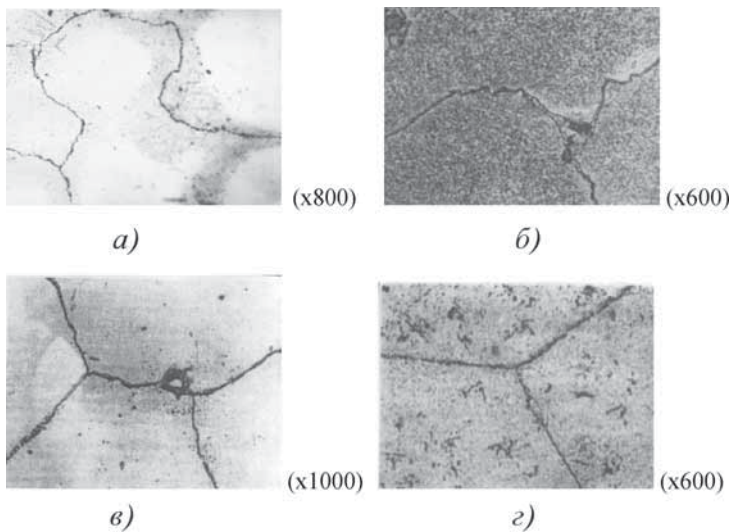


Рис. 1. Микроструктура сплава ХН67МВТЮ: а, б, в – после медленного охлаждения отливок в горячей керамической форме; г – после СТО

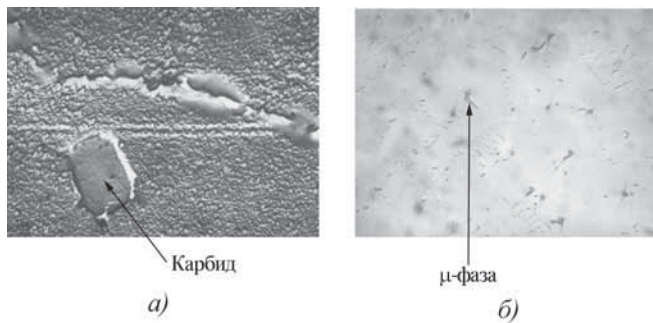


Рис. 2. Карбиды и μ -фаза в сплаве ХН67МВТЮ; а – $\times 1500$; б – $\times 300$

стоянии распределена неравномерно по зерну, имеют также зернограницные выделения этой фазы.

Высокотемпературный нагрев ($1150...1220\text{ }^\circ\text{C}$) при термической обработке приводит к гомогенизации структуры, а последующее старение – к более равномерному выделению дисперсной упрочняющей γ' -фазы типа $\text{Ni}_3(\text{Ti, Al})$, которая содержит небольшие количества хрома, молибдена, вольфрама и железа. Кроме того, в сплаве присутствуют сложные карбиды $(\text{Ni, Cr, Fe})_n(\text{MoW})_m\text{C}$, где $n + m = 6$, и $\text{Ti}(\text{C, N})$ (рис. 2, а).

После трехступенчатого старения при $850...900...950\text{ }^\circ\text{C}$ (109 ч) [2] в структуре сплава проявляется μ -фаза $(\text{Ni, Cr, Fe})_7(\text{Mo, W})_6$, имеющая форму небольших точек. С уве-

личением времени старения данная фаза укрупняется, принимая вид коротких пластинок (рис. 2, б – темные области), вследствие чего незначительно повышается σ_b и снижается пластичность.

В структуре всех исследованных образцов границы зерен относительно равномерно заполнены выделениями карбонитридоборидных фаз, крупные частицы округлой формы распространяются по границам и по телу зерен (см. рис. 2, а), ультрамелкие частицы и более крупные частицы (неправильной формы) – по границам зерен. На рис. 3 представлены результаты рентгеноспектрального анализа карбидных и нитроборидных фаз, выполненных на анализаторе "Дрон-3".

На рис. 4 приведены результаты дифференциального термического анализа (ДТА) сплава ХН67МВТЮ, определенного по стандартной методике при скорости охлаждения (нагрева) $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$. На кривых ДТА отмечены температуры ликвидуса при нагреве (кривая 1) $t_{L1} = 1361\text{ }^\circ\text{C}$ и при охлаждении (кривая 2) $t_{L2} = 1324\text{ }^\circ\text{C}$, температура солидуса $t_{s1} = 1305\text{ }^\circ\text{C}$, начала плавления γ' -твердого раствора $t_{пл} \approx 1250\text{ }^\circ\text{C}$, полного растворения γ' -фазы $t_{pl}^{\gamma'} = 1162\text{ }^\circ\text{C}$. Эндотермический эффект на кривой нагрева (1) (см. рис. 4) в температурном интервале $1193...1250\text{ }^\circ\text{C}$, видимо, связан с плавлением карбидоборидной эвтектики. Таким образом, методом дифференциального термического анализа определены критические температуры.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что высокотемпературный нагрев с последующим старением приводит к более равномерному выделению упрочняющей γ' -фазы, но после старения также проявляется μ -фаза, которая незначительно снижает пластичность. В целом, выделение γ' -фазы положительно сказывается на свойствах сплава.

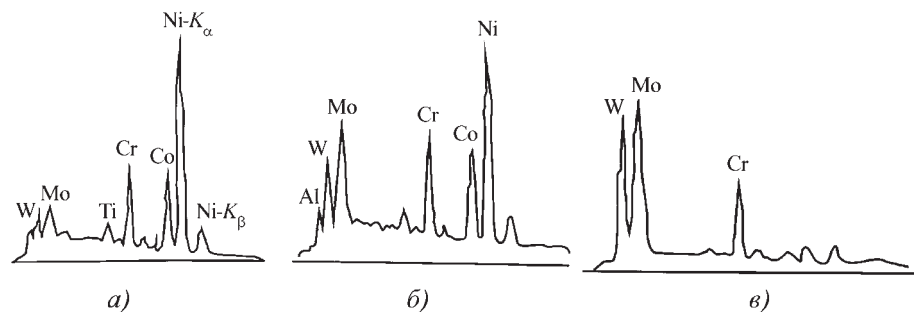


Рис. 3. Характеристические рентгеновские спектры от выделений карбонитридоборидных фаз в сплаве ХН67МВТЮ:

а – матрица сплава; б – мелкие выделения по границам зерен (сплошные фазы); в – ультрамелкие дисперсные выделения типа Me_3B_3 по границам зерен

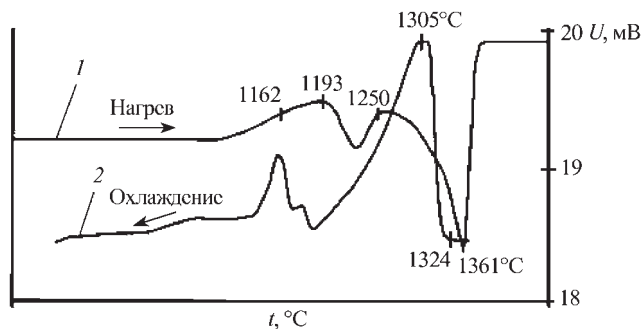


Рис. 4. Кривые нагрева (1) и охлаждения (2) ДТА сплава ХН67МВТЮ (U – показания дифференциального гальванометра)

Далее в работе рассматривается влияние дендритной ликвации на характер распределения упрочняющей γ' -фазы в объеме дендрита. С этой целью микро-рентгеноспектральным методом на установке "Самеса" исследовали количественные и качественные характеристики дендритной ликвации сплава.

Никель и хром, составляющие основу сплава в объеме дендритной ячейки, распределены равномерно, для них коэффициент сегрегации (K_c) 1,0. Элементы Al, Fe, Ti, Mo, легирующие никельхромовый твердый раствор, по дендритной ячейке распределены неравномерно. Алюминий и железо имеют обратный, а молибден и титан прямой характер ликвации. Наибольшую величину ликвации имеет титан, K_c которого составляет 1,4. Алюминий ликвирует в данном

сплаве незначительно, $K_c = 0,84$. K_c железа и молибдена соответственно равны 0,81, 1,24.

Выдержка сплава при температуре 1150 °С в течение 4 ч с охлаждением на воздухе обеспечивает только частичное выравнивание химического состава дендритов. Выделение упрочняющей γ' -фазы будет происходить при неравномерном химическом составе сплава.

В процессе роста частиц γ' -фазы можно выделить две стадии. На первой стадии при достаточно большом пересыщении рост частиц происходит за счет вещества матрицы, на второй, когда пересыщение матрицы станет малым, главную роль в росте будет играть процесс коагуляции. Экспериментально подтверждено, что в междендритных (межзеренных) пространствах радиус частиц γ' -фазы будет больше, чем по осям дендритов. Размер частиц γ' -фазы, выделившихся при старении во внутренних зонах дендритов, примерно в три и более раз меньше размера частиц в междендритных и приграничных участках сплава. В процессе работы сплава при высоких температурах такие частицы, располагаясь по границам и вблизи них, будут быстро терять когерентность с матрицей и снижать жаропрочность сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
2. Чуистов К.В. Старение металлических сплавов. Киев: Наукова думка, 1985. 232 с.



ПОДПИСКА

Уважаемые читатели!

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

Подписные индексы по каталогам:

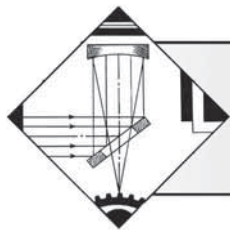
"Роспечать" – 85159, "Пресса России" – 39269, "Почта России" – 60252.

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"

Тел.: (499) 269-66-00 (отдел реализации), (499) 268-40-77 (редакция);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru





ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 537.523.4; 544.72

А.А. Бурков, С.А. Пячин, Л.П. Метлицкая, М.А. Пугачевский
(Институт материаловедения Хабаровского научного центра
Дальневосточного отделения РАН)
E-mail: burkovalex@mail.ru

Использование гранул WC–Co сплава для нанесения электроискровых покрытий

Получены упрочняющие электроискровые покрытия на стальной подложке, которая во время нанесения помещалась в контейнер, заполненный крупными частицами твердого сплава ВК8. Исследованы микроструктура, сплошность, шероховатость, микротвердость и износостойкость созданных покрытий. Показано, что характер прохождения разрядных импульсов при осаждении материала отличается от традиционной схемы ЭИЛ, однако формируемое покрытие не уступает по свойствам аналогичным покрытиям. Предлагаемый метод открывает возможности для усовершенствования осаждения электроискрового покрытия на подложку сложной формы.

Ключевые слова: упрочняющие покрытия, электроискровое легирование, карбид вольфрама, микротвердость, износостойкость.

Deposited of hardening electrospark coatings on the steel substrate, which was placed in a container filled with large particles of WC-8%Co. The microstructure, continuity, roughness, microhardness and wear resistance of coatings was investigation. It is shown that the nature of the passage of discharge pulses during the deposition of the material differs from the traditional scheme of electrospark deposition. However, the obtained coating is not inferior to the properties. The proposed method opens up the possibility to automate the process deposition of electrospark coatings, including on substrates of complex shape.

Keywords: hardening Coating, electrospark deposition, tungsten carbides, wear.

Введение

Электроискровое легирование (ЭИЛ) относится к электрофизическим методам обработки, применяемым для повышения прочности и коррозионной стойкости поверхностей металлов и сплавов [1]. Сущность метода ЭИЛ состоит в формировании модифицированного поверхностного слоя на поверхности подложки (катода) за счет переноса материала с легирующего электрода (анода) при многократно повторяющихся электрических разрядах. Толщина электроискровых покрытий может достигать 100 мкм и более, а сами покрытия обладают высокой адгезией с материалом подложки.

В настоящее время для нанесения покрытий используются электроискровые установки с ручным вибратором [2], механизированные установки с вращающимся или возвратно-поступательным приводом [3], а также роботизированные установки, работающие по заданной программе с контролем параметров

разрядных импульсов и перемещения электродов [4]. Поскольку напряжение между анодом и катодом, как правило, не превышает 200 В, самостоятельного пробоя воздушного промежутка не происходит и необходимо устройство для инициирования электрических разрядов. Для этих целей обычно применяется механизм, который качает или вращает анод для осуществления короткого замыкания электродов, либо подается начальный пробойный импульс высокого напряжения, что снижает электробезопасность установки.

Другая проблема связана с тем, что область воздействия разрядов ограничена размерами анода. Для равномерной обработки большой площади требуется перемещать легирующий электрод с постоянной скоростью и покрывать поверхность за несколько проходов в зависимости от заданной толщины. Отсюда невысокая производительность и трудность осаждения покрытия на подложку сложной формы, особенно при использовании механизированных установок, в

которых требуется задавать траекторию анода. Для увеличения скорости осаждения можно было бы использовать одновременно несколько легирующих электродов, скрепленных вместе, однако в этом случае помимо повышения мощности генератора необходимо было бы использовать дополнительный электронный блок для равномерного распределения импульсов тока между электродами.

В работе предложено вместо анода в форме стержня использовать крупные частицы осаждаемого материала, помещенные в контейнер, а подложку-катод помещать внутрь этого контейнера. Такая схема обеспечивает многоточечный контакт дисперсного материала со всеми сторонами подложки, и поэтому разряды могут развиваться в нескольких местах одновременно. Замена металлического стержня на крупные частицы не меняет физической сущности процессов при электроискровом воздействии, при этом модифицированный поверхностный слой на катоде формируется по аналогичному механизму "плавление—перенос—перемешивание—кристаллизация".

Цель работы — проведение сравнительных исследований микроструктуры, состава и свойств покрытий, полученных традиционным и усовершенствованным методами электроискрового легирования. В качестве анодного материала использовался вольфрамосодержащий твердый сплав ВК8, который широко применяется в качестве основы упрочняющих покрытий [3, 5, 6].

Материалы и методы проведения исследований

Предлагаемая схема нанесения покрытий близка к процессу электроэрозионного диспергирования материалов в жидкой диэлектрической среде [7] с той лишь разницей, что она проводится в газовой атмосфере, а на обрабатываемую деталь подается отрицательный потенциал. Схема установки изображена на рис. 1. Подложку 1 из стали 35, которая имела форму цилиндра диаметром 12 мм и высотой 10 мм, помещали в металлический контейнер 2, заполненный частицами 3 твердого сплава ВК8 (ГОСТ 3882–74). Контейнер высотой 50 мм, диаметром 35 мм и толщиной стенки 2 мм был изготовлен из стали 45. Его устанавливали на вибростол 4. Между контейнером и платформой помещали изолятор 7. Для снижения окисления поверхности образцов в рабочий объем контейнера из баллона 9 подавали защитный газ — аргон.

Образец, на который необходимо было нанести покрытие, закрепляли на тонкий стальной стержень и подвешивали к держателю 5, подключенному к отрицательному выводу генератора импульсов 9. Положительный вывод генератора присоединяли к контейнеру. Для определения тока разрядов и напряже-

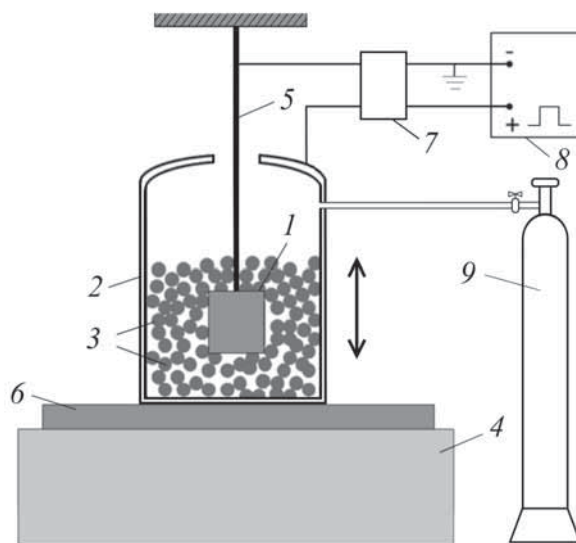


Рис. 1. Схемы электроискрового осаждения покрытий гранулированным материалом:

1 — подложка; 2 — контейнер; 3 — частицы; 4 — вибростриватель; 5 — держатель катода; 6 — изолятор; 7 — измерительное устройство; 8 — генератор импульсов; 9 — баллон с аргоном

ния на межэлектродном промежутке использовали измерительное устройство 8.

Падение напряжения на межэлектродном промежутке измеряли с помощью делителя, включенного между катодом и анодом. Текущее значение тока рассчитывали по напряжению на сопротивлении 0,075 Ом, включенном последовательно в токоподводящую цепь. Регистрацию сигналов осуществляли с помощью аналого-цифрового 12-разрядного преобразователя (L-Card E20-10), данные с которого передавали на персональный компьютер. Максимальная частота дискретизация АЦП — 10 МГц на канал.

В экспериментах использовали две фракции гранул твердого сплава ВК8 с различными размерами (табл. 1). Частицы имели округлые края. Обозначение

Таблица 1

Характеристики наносимого материала

Обозначение образца	Химический состав, %	Форма	Размеры, мм
ГР8	WC-92 + + Co-8	Гранулы	4,5...8,0
ГР4	WC-92 + + Co-8	Гранулы	1,6...4,5
СТ	WC-92 + + Co-8	Брусочек	35×5×5

ния наносимого материала и покрытия, полученного с его использованием, одинаковые. При использовании частиц твердого сплава с диаметром менее 1 мм в качестве насыпного материала не удавалось создать покрытия удовлетворительного качества. Причина таких неудачных опытов заключалась в том, что основная выделяемая мощность рассеивалась на частицах, а не в области контакта с подложкой. Это приводило к сплавлению частиц между собой и слабому их сцеплению со стальным катодом.

Во время нанесения подложка оставалась неподвижной, а контейнер с частицами, установленный на вибростол, качался в вертикальном направлении с частотой 50 Гц и амплитудой 1 мм. От генератора подавались импульсы тока частотой (f) 100 Гц и длительностью (τ) 1 мс. За счет вибрации контейнера частицы смещались относительно поверхности подложки и в моменты прерывания их контакта инициировались электрические разряды. Амплитуда тока достигала 110 А при межэлектродном напряжении 30 В. Полное время осаждения составляло 10 мин. Каждые 2 мин обработку прерывали и определяли изменение масс катода и гранул с помощью электронных весов "Shinko HTR-220CE" с точностью 0,1 мг. Кроме того, для сравнения были нанесены упрочняющие покрытия по традиционной схеме стержень – плоскость при аналогичных энергетических параметрах (см. табл. 1, образец № 3) с использованием ручного вибратора. Все покрытия были получены в атмосфере аргона для предотвращения выгорания углерода.

Металлографические исследования выполняли с использованием оптического микроскопа "МИМ-10". Кроме того, для изучения микроструктуры покрытий применяли *сканирующую электронную микроскопию* (СЭМ) в режиме фазового контраста. Микронзондовый элементный анализ проводили с использованием электронного микроскопа "EVO 40HV", оснащенного энергодисперсионным спектрометром "INCA ENERGY 350". Фазовый состав полученных образцов изучали на рентгеновском дифрактометре "ДРОН-7" в $\text{Cu } K\alpha$ -излучении. Микротвердость по Виккерсу измеряли при помощи микротвердомера "ПМТ-3М" при нагрузке 0,5 Н. Абразивную износостойкость покрытий определяли на трибометре "CALOTEST" (CSM Instruments) по схеме шар – плоскость. В качестве абразивного материала использовали суспензию Al_2O_3 в соляровом масле МС20. Во время испытания шар диаметром 30 мм вращался с линейной скоростью 0,27 м/с. Для исследования шероховатости покрытий применяли "Профилометр 296".

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ амплитуды тока, протекающего в процессе электроискрового осаждения в насыпной среде, по-

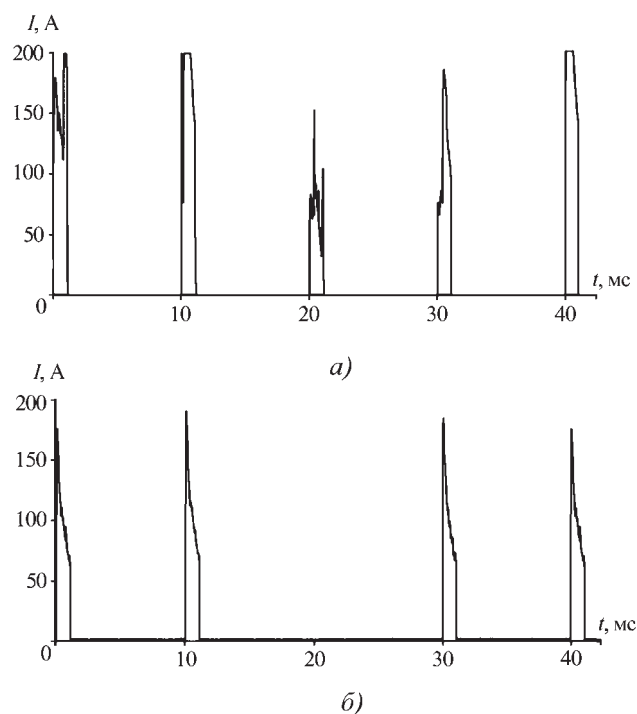


Рис. 2. Форма импульсов тока при электроискровом осаждении по схеме:

а – порошок – плоскость; б – стержень – плоскость

казал, что число разрядов соответствовало числу импульсов задающего генератора, т.е. отсутствовали пропуски, которые наблюдались при использовании анода в форме стержня (рис. 2). Однако формы импульсов для разных способов осаждения отличались. Если при традиционной схеме ЭИЛ разрядные импульсы, как правило, имели экспоненциально-спадающую форму, то в среде гранул каждый отдельный импульс продолжительностью 1 мс представлял собой совокупность мелких выбросов тока с различной амплитудой и длительностью менее 50 мкс. Это время, по всей видимости, характеризует продолжительность электрического контакта крупной частицы с подложкой, который разрывается за счет отбрасывания частицы под действием давления в разрядном канале. Кроме того, частицы при вибрации смещались, поэтому менялось электросопротивление цепи, зависящее от размеров и количества частиц, через которые проходил ток. В результате этого амплитуда разрядного тока была нестабильна, что проявлялось в изменении размеров области воздействия разрядов.

На рис. 3 представлены распределения диаметров электроэрозионных кратеров, наблюдаемых на поверхности образцов ГР8 и ГР4 после воздействия разрядов. Видно, что диаметры эрозионных лунок находятся в широком диапазоне 10...600 мкм, однако их большая часть имеет размер 50...200 мкм. При ис-

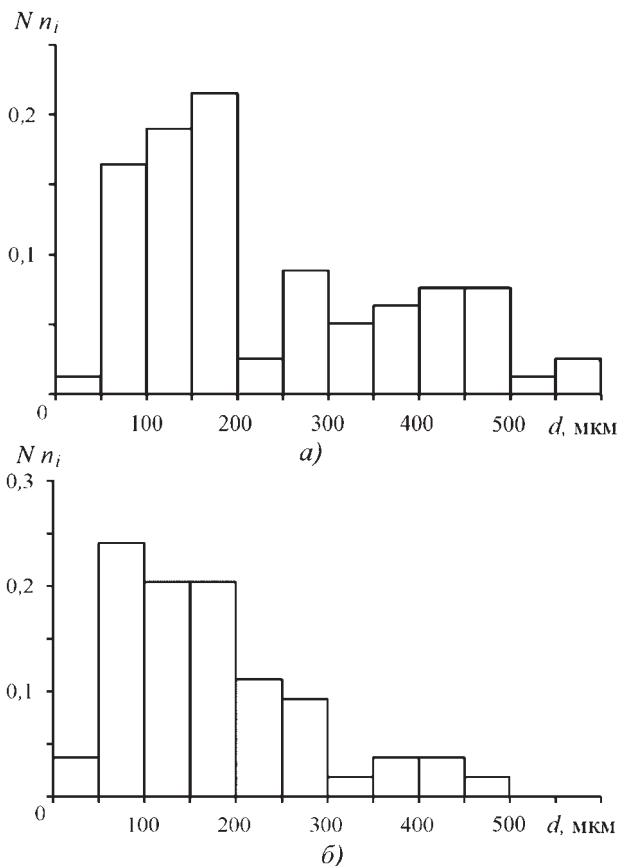


Рис. 3. Распределение диаметра эрозионных лунок на поверхности катода:
 а – ГР8; б – ГР4

пользовании гранул с меньшим диаметром максимум распределения незначительно смещается в область малых размеров. Примечательно, что если сравнивать эти значения с предварительно снятой зависимостью диаметра кратера от длительности разрядов для схемы шар – плоскость

$$d(\text{мм}) = 0,129 \ln(\tau) + 0,922 \text{ (для } \tau > 1 \text{ мкс)},$$

то они будут соответствовать $\tau \approx 1 \dots 4$ мкс. При такой длительности выделяющаяся при разряде энергия не превышает 4 мДж, поэтому количество расплавленного материала за единичный акт искрового воздействия незначительно, что может проявиться в снижении толщины наносимого слоя [5]. Кратеры с максимальным диаметром соответствуют длительности 40 мкс, которая близка к продолжительности выбросов, наблюдаемых при осциллографировании.

Кинетические зависимости изменения общей массы WC-Co гранул и массы стального катода при электроискровом осаждении представлены на рис. 4. Видно, что с ростом времени обработки масса частиц снижалась, а масса катода увеличивалась, что обусловлено переносом твердого сплава на поверхность

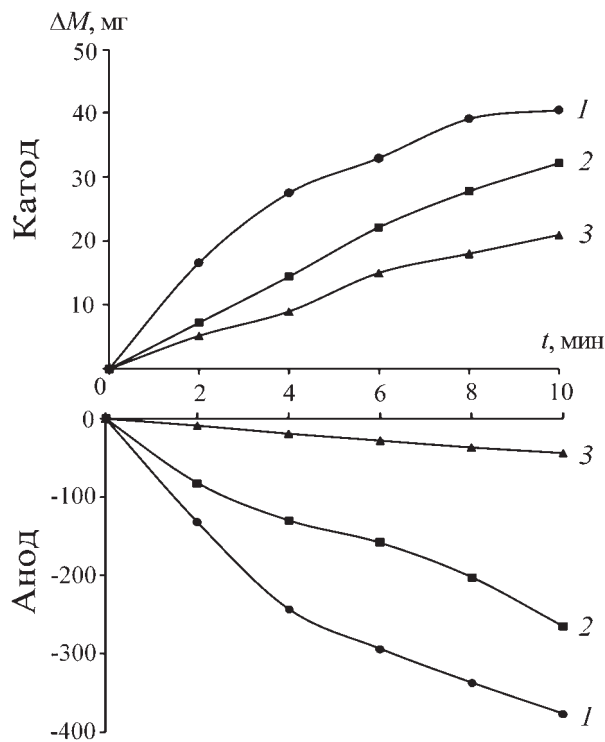


Рис. 4. Изменение массы катодов в зависимости от времени электроискровой обработки:
 1 – ГР8; 2 – ГР4; 3 – СТ

стальной подложки. Электроэрозия частиц и привес катода для образцов ГР8 были примерно в 1,5 раза больше, чем для ГР4. При создании покрытий с применением анода в форме стержня при тех же параметрах разрядов ($f = 1$ кГц, $\tau = 1$ мс) скорость возрастания массы катода была в 2 раза выше, чем при гранулированном материале, однако качество осаждаемого слоя было неудовлетворительное из-за прижогов и грубой шероховатости. Когда длительность разрядов была снижена до 50 мкс, скорость привеса катода уменьшилась (см. линия 3 на рис. 4).

Также было замечено, что в случае осаждения в насыпном материале коэффициент переноса вещества, определяемый как отношение массы катода к массе анода, составил в среднем $0,11 \pm 0,01$ вне зависимости от размера гранул. При обычной схеме ЭИЛ он равен примерно $0,5 \pm 0,2$. Такое расхождение объясняется тем, что разряды возникают не только возле поверхности катода, но и в областях контакта частиц. Это приводит к тому, что эродированный материал не осаждается на поверхности катода, а осыпается на дно контейнера.

Внешний вид поверхности покрытий ГР8 и ГР4 практически не отличается от покрытия, полученного по стандартной схеме ЭИЛ (рис. 5, а). Неравно-

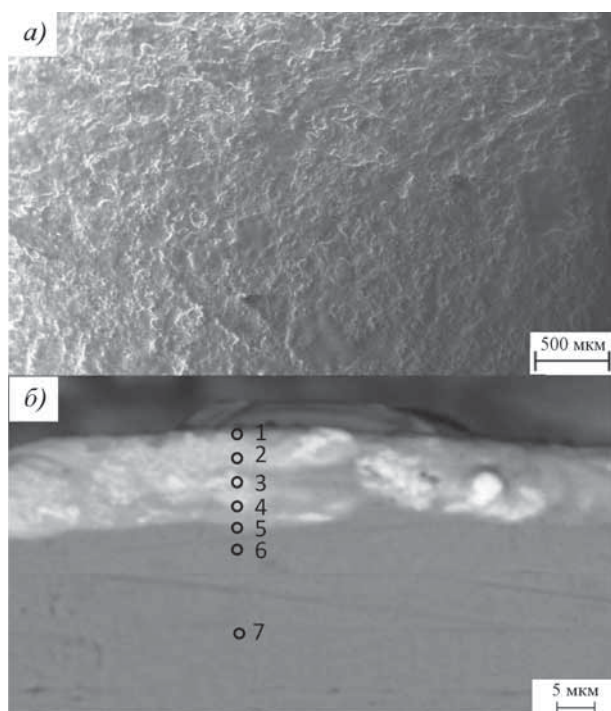


Рис. 5. СЭМ – изображения поверхности (а) и поперечного сечения электроискрового покрытия (б) ГР8

мерный рельеф осажденного слоя обусловлен наличием лунок, заполненных застывшим расплавленным металлом. Покрытия неоднородны по глубине. На растровых электронных изображениях поперечных сечений покрытий отчетливо проявляются области с разной плотностью (рис. 5, б). На основе анализа элементного состава различных участков (табл. 2) было сделано заключение, что покрытие со-

Таблица 2

Элементный состав различных участков покрытия ГР8

Точка (рис. 6, б)	Концентрация элементов, % ат.			
	С	W	Co	Fe
1	43	36	5	16
2	41	34	5	20
3	36	34	5	25
4	32	37	5	26
5	29	15	—	56
6	26	1	—	73
7	20	—	—	80

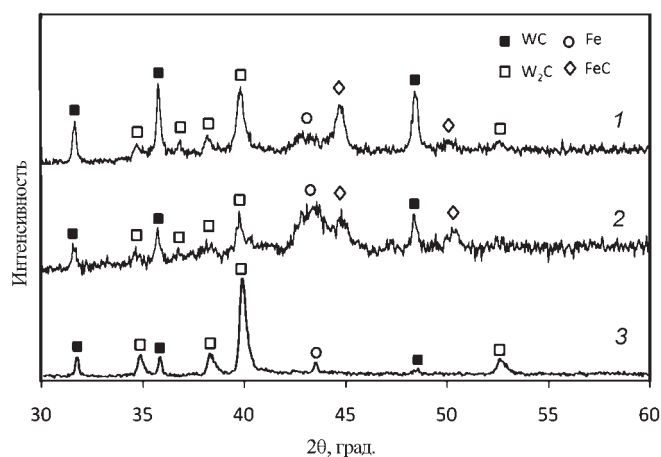


Рис. 6. Рентгеновские дифрактограммы покрытий: 1 – ГР8; 2 – ГР4; 3 – СТ

стоит из зерен карбида вольфрама (светлые области), распределенных в матрице железа и кобальта. На рентгенодифракционных спектрах полученных покрытий присутствуют линии, соответствующие карбидам WC, W₂C и FeC (рис. 6).

Карбид железа и субкарбид вольфрама образуются в результате декарбидизации WC при его взаимодействии с расплавленным железом подложки [8]. Содержания карбидов WC и W₂C в образцах ГР8 и ГР4 примерно одинаковые, а в покрытии СТ фазы W₂C больше. Это объясняется тем, что при нанесении покрытий в насыпной среде длительность единичного акта электроразрядного воздействия гораздо меньше, чем при стержне, и с ростом длительности разрядного импульса обезуглероживание WC возрастает, как было показано нами ранее [9]. Концентрация железа по глубине покрытия увеличивается, а содержание углерода снижается.

Характерно, что в слоях подложки, прилегающих к покрытию, концентрация углерода выше, чем в ее объеме, что объясняется диффузией углерода из покрытия в сталь. При травлении стали в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте выявляется ферритно-перлитная структура стали, возникшая в результате термического воздействия и быстрого охлаждения металла.

В табл. 3 представлены основные характеристики WC–Co-покрытий, осажденных на сталь 35. Сплошность покрытий ГР8 и ГР4 составляла 93...98 %. Их средняя толщина варьировалась в пределах от 14 до 23 мкм. Микротвердость покрытий более чем в 4 раза превышает микротвердость стали 35. Параметр шероховатости Ra не зависит от размера гранул и составляет 3...4 мкм, что сопоставимо с шероховатостью покрытий, формируемых при традиционной схеме ЭИЛ [9]. Испытания покрытий на микроабразивный износ

Таблица 3

Характеристики полученных покрытий

Образец	ГР8	ГР4	СТ
Сплошность, %	98,5	93,4	99,1
Параметр шероховатости Ra , мкм	3,4	3,1	2,2
Средняя толщина, мкм	23	19	14
Микротвердость*, ГПа	8,9	8,7	9,0
Износ**, 10^{-5} мм ³ /(Н·м)	1,37	1,59	4,27

* Микротвердость стальной подложки – 2,18 ГПа.
 ** Износ стали 35 – $17,71 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м).

показали, что нанесение покрытий на стальную подложку позволяет в 10 раз повысить ее износостойкость. Также было установлено, что скорость износа образца СТ более чем в 2,5 раза выше, по сравнению с образцами ГР8 и ГР4. Отличие в износостойкости образцов обусловлено различной концентрацией WC в покрытиях данных образцов из-за малой длительности разрядного воздействия.

Результаты проведенных исследований показывают возможность создания электроискровых покрытий в насыпной среде для упрочнения металлов и сплавов, особенно для деталей сложной формы. С целью поиска способов повышения толщины покрытия необходимо провести дополнительные исследования.

Выводы

Предложен модифицированный метод электроискрового осаждения твердосплавных покрытий с использованием гранул ВК8 в качестве анода. Данный метод позволяет создавать покрытия толщиной в несколько десятков микрометров, повышающие микротвердость стали в 4 раза и износостойкость – в 10 раз.

Скорость износа полученных покрытий в 2,5 раза ниже по сравнению с покрытиями, получаемыми по традиционной схеме ЭИЛ, что объясняется более высоким содержанием в них карбида вольфрама WC.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Lazarenko N.I. Electrosark Alloying of Metal Surfaces // Engineering Industry. 1967. P. 17.
2. Luo C., Dong S., Xiong X., Zhou N. Mass loss of copper alloy electrode during TiB₂ coating by electrosark deposition // Surface and Coatings Technology. 2009. V. 203. P. 3333–3337.
3. Николенко С.В., Бурков А.А. Некоторые аспекты механизированного электроискрового легирования стали вращающимся торцевым электродом твердыми сплавами с различной частотой и длительностью электрических импульсов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 5. С. 21–27.
4. Frangini S., Masci A. A study on the effect of a dynamic contact force control for improving electrosark coating properties // Surface and Coatings Technology. 2010. V. 204. P. 2613–2623.
5. Ribalko A.V., Sahin O. A modern representation of the behaviour of electrosark alloying of steel by hard alloy // Surface and Coatings Technology. 2006. V. 201. P. 1724–1730.
6. Wang R., Qian Yu., Liu J. Interface behavior study of WC92–Co8 coating produced by electrosark deposition // Applied Surface Science. 2005. V. 240. P. 42–47.
7. Дворник М.И., Верхотуров А.Д. Переработка вольфрамокобальтового твердого сплава электроэрозийным диспергированием в воде с последующей карбидизацией. // Порошковая металлургия. 2008. № 7/8. С. 137–145.
8. Electrosark coatings deposited onto an Armco iron substrate with nano- and microstructured WC–Co electrodes / E.I. Zamulaeva, E.A. Levashov, A.E. Kudryashov, P.V. Vakaev, M.I. Petrzhik Deposition process, structure, and properties // Surface and Coatings Technology. 2008. V. 202. P. 3715.
9. Николенко С.В., Пячин С.А., Бурков А.А. Формирование электроискровых покрытий из твердого сплава ВК8 с добавкой Al₂O₃ // Известия вузов. Цветная металлургия. 2011. № 1. С. 58–62.

Авторы благодарят А.В. Зайцева, С.Н. Химухина, С.В. Николенко за помощь в реализации экспериментов и обсуждении результатов исследований. Работа выполнена в рамках соглашения № 8687 от 21.09.12 г. согласно реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 годы" по теме "Наноструктурные материалы и покрытия на основе карбидных и оксидных систем: получение и свойства".

А.И. Егунов¹, Ю.А. Артеменко¹, М.Н. Путинцева², А.Е. Чирков³
(¹ Юго-Западный государственный университет, г. Курск,
² Курский государственный университет,
³ ООО НТО "ИРЭ-Полус", г. Фрязино)
E-mail: egunov.aleksandr@mail.ru

Коаксиальная лазерная газопорошковая наплавка композиционного сплава системы WC+NiCrBSi: влияние фазовых и структурных превращений на параметры качества покрытий

Экспериментально исследованы особенности коаксиальной лазерной наплавки порошкового композиционного сплава системы WC + NiCrBSi. Проведен анализ микроструктур наплавленных покрытий. Идентифицированы основные причины возникновения дефектов при наплавке композиционных сплавов системы WC + NiCrBSi. По данным результатов многофакторного эксперимента были определены зависимости показателей качества наплавленных покрытий от параметров режима наплавки. Предложены технологические рекомендации.

Ключевые слова: лазерная наплавка, композиционный сплав системы WC + NiCrBSi, микроструктура, параметры качества покрытия.

Experimentally investigated characteristics of coaxial laser cladding of composite powders alloy WC + NiCrBSi. The analysis of the microstructure of deposited coatings was held. Identified the main causes of defects in composite cladding alloys WC + NiCrBSi. According to the results of multifactor experiment were determined depending of parameters of quality of coatings on parameters of the regime of cladding. Technological recommendations are proposed.

Keywords: laser cladding, composite alloy WC + NiCrBSi, microstructure; parameters of quality of coating.

Сплавы на основе никеля, преимущественно систем NiCrBSi, обеспечивают уровень коррозионной износостойкости, сравнимый со сплавами на основе дорогого и дефицитного кобальта, даже при высоких температурах [1]. Их износостойкость, особенно для условий абразивного изнашивания, может быть значительно увеличена путем добавления в матрицу сплава тугоплавких карбидов, таких как WC, VC, Cr₃C₂, NbC и TaC [2]. Композиционная структура содержит мягкую матрицу и твердые фазы, что обеспечивает высокие показатели износостойкости. Никель и его твердые растворы (Ni) W, C в отличие других применяемых материалов матрицы, например от кобальта, являются более пластичными. Микротвердость никелевого твердого раствора примерно в 2 раза меньше, чем кобальтового при одинаковой концентрации растворенного вольфрама.

Одним из наиболее технологичных способов нанесения композиционных покрытий системы WC + NiCrBSi является коаксиальная лазерная газопорошковая наплавка (КЛГН). Коаксиальная (соосная) система подачи порошка в зону наплавки по сравнению с латеральной (боковой) отличается меньшими потерями порошка и позволяет решить проблему раздельного плавления подложки и присадочного порошка. Другими преимуществами КЛГН являются минимальное термическое влияние на основной материал, широкий диапазон варьирования параметров

режима наплавки, стойкость к технологическим возмущениям, возможность наплавки поверхностей со сложной геометрией, а также экологичность процесса [3].

КЛГН-покрытия из композиционных материалов системы WC+NiCrBSi получают при одновременном введении всех компонентов в зону плавления. Основным требованием является минимально необходимое для образования металлической связи растворение тугоплавких карбидов.

Однако применение в композиционных сплавах с карбидом вольфрама матрицы из сплава на основе никеля накладывает определенные ограничения на процесс наплавки, так как в никеле в присутствии свободного углерода растворяется приблизительно 20 % мас. WC, что превышает растворимость его в кобальте в 4...6 раз. В результате большой концентрации растворенного в никеле вольфрама и углерода матрица становится более твердой, что ведет к снижению ее пластичности и может провоцировать трещинообразование. Другой проблемой является опасность образования пор в покрытии. Возникает необходимость выбора параметров режима КЛГН, обеспечивающих высокую вероятность получения бездефектных покрытий.

В настоящее время обоснованные технологические рекомендации по формированию бездефектных композиционных покрытий системы WC + NiCrBSi наплавленных КЛГН отсутствуют. Для их разработки

была поставлена задача по исследованию влияния параметров режима КЛГН на основные характеристики качества наплавленного материала.

Поставленная задача решалась применительно к композиционному порошковому сплаву Metco-clad 52052 (фракция 45...125 мкм, производитель SULZER METCO), наплавляемому на заготовку из Ст3. Относительно высокая коррозионная стойкость и пластичность композиции определяются NiCrBSi-матрицей, а износостойкость – частицами карбидов вольфрама WC/W₂C. Введение в сплав бора снижает точку плавления сплавов (за счет образования боридов хрома и боридов никеля) и способствует выделению твердых боридов хрома, боридов никеля и карбоборидов [4]. Концентрация карбидов составляет 60 % мас. Химический состав, %, сплава приведен ниже:

Cr	W	Ni	Fe	B	C	Si
3,03	57,76	33,79	1,05	0,64	2,32	1,41

Наплавка опытных образцов проводилась в условиях непрерывного лазерного излучения на установке "РОМ DMD 505" (США), оснащенной газовым СО₂-лазером максимальной мощности 5 кВт фирмы Trumpf (Германия) с модовым составом излучения TEM₀^{*}, коаксиальным соплом с системой контроля толщины покрытия, четырьмя порошковыми питателями и системой ЧПУ (ToPs 800 DMD). Анализ микроstructures наплавленных образцов проводили на оптическом микроскопе ZEISS "Axioscope A1"

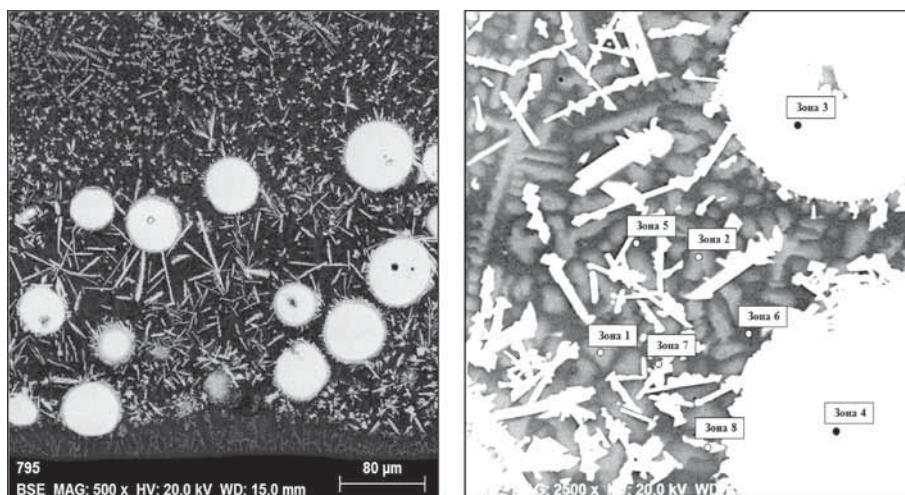


Рис. 1. Микроструктура наплавленной композиции:

а – типичная микроструктура; б – различные зоны микроструктуры (характерные типы)

(Швейцария) и электронном сканирующем микроскопе "TESCAN Vega 3 SB" (Чехия) с EDS фирмы Bruker (Германия).

Микроструктура наплавленных образцов (рис. 1, а) представляет собой частицы WC/W₂C в матрице сплава системы NiCrBSi. Частицы карбидов вольфрама в основном локализируются в нижней части ванны расплава, что согласуется с данными [5]. В процессе КЛГН наблюдается изменение их формы и размера. Перераспределение и массоперенос карбидной фазы осуществляются за счет конвективного перемешивания расплава. Карбиды вольфрама частично растворяются, приводя к образованию в матрице новых фаз. Химический состав структурных зон 1 – 8 в соответствии со схемой на рис. 1, б приведен в табл. 1.

Микроструктура матрицы состоит из первичной фазы (зоны 7, 8) и эвтектики. Первичная фаза пред-

Таблица 1

Распределение химических элементов по зонам

Химический элемент	Содержание химических элементов по зонам, %						
	1–2	3	4	5	6	7	8
W	8,51	96,51	91,08	3,43	3,93	34,16	43,0
Fe	12,09	–	0,58	9,68	10,97	6,67	8,29
Ni	71,13	0,81	0,51	76,03	77,13	38,66	26,85
Cr	4,71	0,40	0,44	4,16	4,67	12,44	11,86
Si	1,21	0,50	1,39	1,23	1,4	1,95	3,07
Всего	97,65	98,22	94,01	94,53	98,10	93,88	93,07

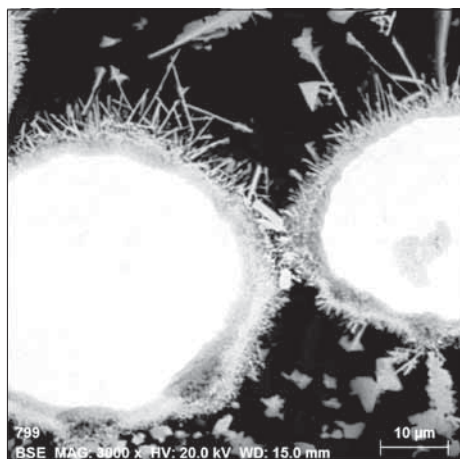


Рис. 2. Микроструктура кольцевых структур

ставляет собой смесь фаз η_1, η_2, η_3 , являющихся сложными карбидами $Ni_3W_3C, Ni_6W_6C, Ni_2W_8C_3$ соответственно. Вокруг зерен WC/W_2C (см. рис. 1, б, зона 3, 4) вследствие диффузии никеля они образуют кольцевую структуру (рис. 2). Кольцевая структура обеспечивает более плавный переход от упрочняющих частиц к матрице и, как следствие, уменьшает опасность растрескивания. Вблизи кольцевых структур и зоны сплавления с основным металлом за счет направленного теплоотвода первичные карбиды имеют игольчатое строение, что при соответствующем уровне внутренних напряжений способствует образованию трещин. По объему матрицы они выпадают в виде равноосных частиц и опасность трещинообразования минимизируется. Эвтектика состоит из дендритов γ -твердого раствора на основе никеля, обогащенных вольфрамом (см. рис. 1, б, зона 1, 2), между которыми располагается γ -фаза, обедненная вольфрамом (см. рис. 1, б, зона 5, 6).

Результаты микроанализа в дальнейшем использовались при разработке технологических рекомендаций с целью повышения качества КЛГН-покрытий. Поставленная задача решалась с использованием метода планирования многофакторного эксперимента по методике [6]. При этом реализовывалась матрица полного факторного эксперимента 3^3 при трех уровнях варьирования факторов, что позволяет получать квадратичные уравнения регрессии [7].

В качестве зависимых переменных использовались показатели качества покрытий, определяющих склонности к образованию пор $K_{пор}$ и трещин $K_{тр}$. Для количественной оценки пористости покрытия каждой поры, выявленной на поперечном шлифе наплавленного валика, присваивались оценки по 10-балльной системе в зависимости от площади. Далее оценки суммировались. Пример оценки $K_{пор}$ приведен на рис. 3, а, б.

Для оценки склонности к трещинообразованию также использовалась 10-балльная система в зависимости от протяженности, раскрытия и расположения трещин. Пример оценки приведен на рис. 3, в, г.

Независимыми переменными являлись: мощность лазерного излучения P (кВт) (X_1), скорость наплавки v (мм/мин) (X_2) и расход порошка Q (г/мин) (X_3). Уровни варьирования факторов приведены в табл. 2. В пределах рассмотренного факторного пространства обеспечиваются полное усвоение порошка и формирование наплавленного валика без наплывов и несплавлений.

По результатам обработки экспериментальных данных и отсева незначачих коэффициентов были получены следующие зависимости:

$$K_{пор} = 2,304 - 1,41X_3 + 1,392X_1X_3 - 1,56X_2^2; \quad (1)$$

$$K_{тр} = 3,741 - 1,44X_2 - 1,72X_1^2 - 2,39X_3^2. \quad (2)$$

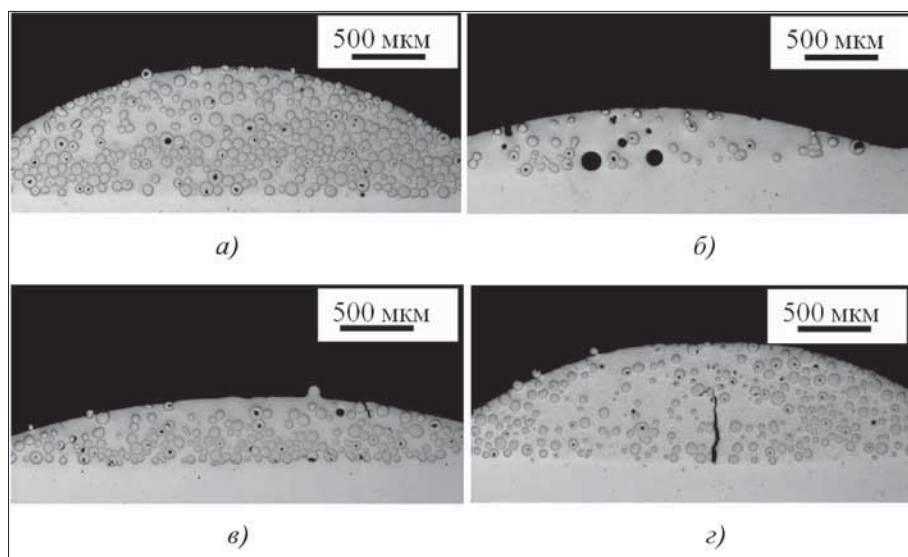


Рис. 3. Оценки $K_{пор}$ и $K_{тр}$ для наплавленных валиков:

а – $K_{пор} = 0,5$ ($P = 3$ кВт; $v = 400$ мм/мин; $Q = 78$ г/мин); б – $K_{пор} = 7,6$ ($P = 3$ кВт; $v = 1000$ мм/мин; $Q = 32$ г/мин); в – $K_{тр} = 1$ ($P = 4$ кВт; $v = 1000$ мм/мин; $Q = 57$ г/мин); г – $K_{тр} = 8$ ($P = 3$ кВт; $v = 400$ мм/мин; $Q = 57$ г/мин)

Таблица 2

Уровни варьирования переменных факторов

Наименование	Обозначение	Код	Значение		
			-1	0	1
Мощность излучения лазера, кВт	P	X_1	3	4	5
Скорость наплавки, мм/мин	v	X_2	400	700	1000
Расход порошка, г/мин	Q	X_3	32	57	78

Влияние параметров режима КЛГН на пористость следует оценивать, исходя из природы порообразования (выделение пузырьков окиси углерода СО при восстановлении оксидов вольфрама углеродом и их фиксация при кристаллизации). Основное влияние на формирование пор в покрытии при КЛГН оказывает расход присадочного порошка, с уменьшением которого увеличивается степень разогрева карбидных частиц и ускоряется реакция восстановления оксидов вольфрама с выделением газовых пузырьков. Особенно это сказывается при малых уровнях мощности лазера. Склонность к порообразованию максимальна при средних значениях скорости наплавки ($X_2 \rightarrow 0$). При ее уменьшении создаются условия для дегазации расплава (пузырьки СО успевают всплыть), при увеличении – уменьшается перегрев расплава и, как следствие, скорость реакции восстановления.

Наибольшее влияние на образование трещин в покрытии оказывают скорость наплавки и расход порошка. Анализ уравнения (2) показал, что склонность к трещинам монотонно возрастает с уменьшением скорости наплавки, что объясняется ростом степени растворения карбидов вольфрама в матрице и ее охрупчивания. При максимальных скоростях наплавки, помимо уменьшения количества растворенного в матрице вольфрама, увеличивается скорость кристаллизации расплава и создаются благоприятные условия для образования равноосных и подавления роста направленных (игольчатых) первичных (η_1, η_2, η_3)-карбидов, что способствует увеличению пластичности матрицы.

Влияние остальных факторов более сложное. Максимальные значения $K_{тр}$ достигаются при средних значениях факторов X_1 и X_3 . При минимальных значениях X_1 и максимальных X_3 поступление вольфрама в матрицу минимально и трещиностойкость растет. При высоких значениях X_1 и минимальных X_3 достигается снижение уровня внутренних напряже-

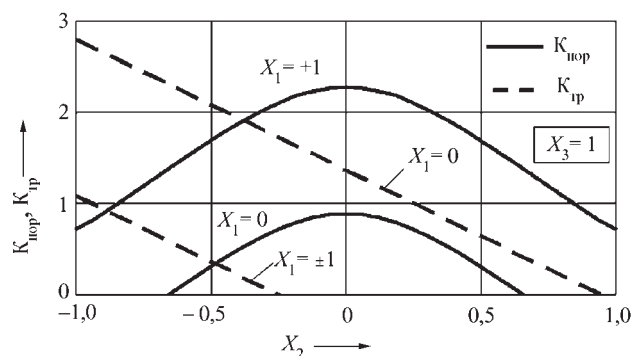


Рис. 4. Зависимости показателей качества от факторов X_1 и X_2

ний в наплавленном валике за счет уменьшения градиента температур.

Зависимости показателей качества от факторов X_1 и X_2 приведены на рис. 4.

Из приведенного анализа следует, что в пределах изученного факторного пространства наиболее предпочтителен низкоэнергетический (по терминологии [18]) режим – близкие к максимуму значения расхода порошка и скорость наплавки, а также средний уровень мощности лазера. В этом случае достигаются полное усвоение порошка без существенного растворения карбидных частиц и компромиссное сочетание обоих показателей качества.

Выводы

1. При максимальных скоростях наплавки помимо уменьшения количества растворенного в матрице вольфрама увеличивается скорость кристаллизации расплава и создаются благоприятные условия для образования равноосных и подавления роста направленных (игольчатых) первичных (η_1, η_2, η_3)-карбидов, что способствует увеличению пластичности матрицы. При минимальных значениях мощности лазера и максимальных расходах порошка поступление вольфрама в матрицу минимально и трещиностойкость растет.

2. Основное влияние на формирование пор в покрытии при КЛГН оказывает расход присадочного порошка, с уменьшением которого увеличивается степень разогрева карбидных частиц и ускоряется реакция восстановления оксидов вольфрама с выделением газовых пузырьков. Склонность к порообразованию максимальна при средних значениях скорости наплавки. При ее уменьшении создаются условия для дегазации расплава (пузырьки СО успевают всплыть), при увеличении – уменьшается перегрев расплава и, как следствие, скорость реакции восстановления.

3. При максимальном, в пределах изученного факторного пространства, расходе порошка достигаются наилучшие показатели по стойкости к образованию и трещин. Для скорости наплавки предпочтительны

значения, близкие к максимальным, для мощности источника – средний уровень, обеспечивающий полное усвоение порошка и компромиссное сочетание обоих показателей качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Minghli L., Yizidu H., Guoxiong S. Microstructure and wear resistance of laser clad cobalt-based alloy multi-layer coatings // Applied Surface Science 230. 2004. P. 201–206.
2. Wang H., Xia W., Jin Yu. A study on abrasive resistance of Ni-based coatings with a WC hard phase // Wear 195. 1996. P. 47–52.
3. Егунов А.И., Артеменко Ю.А., Родионова И.Н. Влияние параметров режима коаксиальной лазерной газопорошковой наплавки на геометрические характеристики покрытий из порошкового сплава SH12012 на базе кобальта // Заготовительные производства в машиностроении. № 4. 2012. С. 8–12.
4. Влияние химического состава на трибологические свойства хромникелевых покрытий, полученных методом газопорошковой

лазерной наплавки / А.В. Макаров, Р.А. Саврай, А.Л. Осинцева, И.Ю. Малыгина // Изв. Челябинского научного центра. Вып. 2 (44). 2009. С. 28–33.

5. Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings / P. Wu, H.M. Du, X.L. Chen, Z.Q. Li, H.L. Bai, E.Yu. Jiang // Wear. 2004. v. 257, No. 1–2. P. 142–147.

6. Новик Ф.С., Арсов Я.Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов // М.: Машиностроение; София: Технология, 1980. 304 с.

7. Егунов А.И., Артеменко Ю.А., Гвоздев Д.И. Исследование процесса лазерной коаксиальной наплавки композиционного сплава Metcoclad® 52052 // Достижения и перспективы естественных и технических наук: материалы I Международной научно-практической конференции. Ставрополь. Центр научного знания "Логос". 2012. С. 131–134.

8. Новиченко Д.Ю., Григорьянц А.Г., Смулов И.Ю. Изготовление композиционного материала с металлической матрицей прямым лазерным нанесением // Технология машиностроения. 2011. № 11. С. 14–18.

УДК 621.793.72:539.32

М.В. Крипакова¹, И.М. Гончаренко^{1,2}, М.И. Лобач²

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

² Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, г. Томск)

E-mail: milla_ms@mail.ru

Зависимость физико-механических свойств покрытий от материала подложки при использовании фильтрованного многокомпонентного потока вакуумно-дуговой плазмы*

Исследована взаимосвязь между параметрами упругой деформации разрушения, сопротивлением пластической деформации и характером сигналов акустической эмиссии твердых нанокристаллических покрытий систем TiAlN и TiAlSiN, полученных при одинаковых условиях на образцах из разных материалов. Установлена корреляция между параметрами W, H/E, H³/E², измеренными динамическим методом Оливера–Фарра и сигналами акустической эмиссии, процессами разрушения покрытий.

Ключевые слова: многокомпонентные покрытия, дуговой разряд, криволинейный плазмод, упругопластические свойства, твердость, модуль Юнга, адгезия.

The investigation of interdependence has been made between the plastic deformation, the elastic deformation and the acoustic emission signals for nanocomposite thin film coatings TiAlN and TiAlSiN. The coatings are got with the same conditions but on the different substrate materials. Correlation has been established between the elastic recovery, the plastic deformation, the elastic deformation and the acoustic emission signals and the coatings destruction mechanism.

Keywords: the multicomponent coatings, arc discharge, the curvilinear plasma-guide, the elastic-plastic properties, hard, Young's modulus, adhesion.

Введение

Свойства поверхностных слоев с износостойкими нитридными покрытиями определяют многие экс-

плуатационные характеристики деталей широкой номенклатуры, изготовленных из различных материалов. В последнее время для получения многокомпонентных покрытий преимущественно применяются методы физического осаждения (PVD) с использованием как нескольких отдельных, изготовленных из чистых металлов (например, из титана и алюминия) [1, 2], так и многокомпонентных катодов [3–6].

В литературе имеются данные электронно-микроскопических исследований, которые свидетельст-

* Работа выполнена по проекту № П.7.4.2 "Исследование закономерностей и механизмов электронно-ионно-плазменного формирования наноструктурных слоев и покрытий" Программы П.7.4 фундаментальных исследований СО РАН на 2010–2012 гг. при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 11-08-98027-р_сибирь_а).

вуют, что введение в состав TiN дополнительных элементов приводит к уменьшению размера зерна до наноуровня и более узкому распределению частиц основной кристаллической фазы по размерам. Авторы [5, 7] связывают это с тем, что легирующие элементы в составе покрытия препятствуют росту зерен и стимулируют зарождение новых кристаллитов. Особенность пленок, обладающих нанокристаллической структурой, состоит в том, что эти материалы обладают высокой твердостью H (свыше 30 ГПа), упругим восстановлением W_c , достигающим 70...90 %, и другими физико-механическими свойствами, которые можно целенаправленно изменять в процессе их формирования.

В большинстве научных работ, в которых исследуются возможности управления физико-механическими свойствами многокомпонентных покрытий за счет подбора оптимальных сочетаний распыляемых мишеней и параметров процесса, особое внимание уделяется результатам, связанным с изменением состава и структуры конденсирующейся пленки. Так, например, в [2] показано, что с изменением соотношения значений токов дуговых разрядов с двух отдельных испарителей, оснащенных титановым и алюминиевым катодами с плазменными фильтрами, а также потенциала отрицательного смещения на подложках из быстрорежущей стали Р6М5 наблюдаются существенные отличия твердости и адгезионной стойкости покрытия TiAlN.

В публикациях [1, 6] приведены экспериментальные данные, свидетельствующие о том, что в многокомпонентных пленках на основе TiN зависимость твердости H и модуля упругости E от концентрации легирующих элементов носит немонотонный характер с явно выраженным максимумом. При этом отмечаются заниженные значения модуля Юнга в нанокристаллических покрытиях по сравнению с объемным соединением TiN. Как правило, сравнительные исследования физико-механических свойств в зависимости от химического состава и структуры пленок, полученных при разных технологических параметрах процесса напыления, ограничиваются выбором лишь одного типа материала подложки.

Несмотря на то, что в литературе встречаются результаты, полученные для подложек, выполненных из широкого набора материалов, практически отсутствуют данные, сопоставляющие измеряемые величины H , E , W_c и прочность для покрытий, получаемых в едином процессе на нескольких подложках сразу, выполненных из материалов, отличающихся по своим физико-химическими характеристиками. В связи с этим в разных литературных источниках для одних и тех же материалов износостойких пленок наблюдаются некоторые противоречия в интерпретации результатов ко-

личественных измерений. Исключение представляет работа [5], в которой обращается внимание на тот факт, что значения твердости и модуля упругости покрытий, осажденных на твердый сплав, как правило, превышают соответствующие значения у покрытий, нанесенных на кремний при тех же режимах.

Очевидно, что свойства материала, на котором формируют покрытие, вносят существенный вклад на механические характеристики в системе покрытие–подложка наравне с параметрами процесса и составом рабочей среды. Вопрос о том, какими должны быть соотношения значений твердости и модуля Юнга для материалов подложки и покрытия с точки зрения получения высокой износостойкости поверхности пока остается открытым и требует специального изучения. Поэтому при создании промышленных износостойких покрытий определенного состава необходимы исследования, связанные с особенностями влияния свойств материала подложки на характеристики износостойкой пленки.

Цель работы – изучить влияние материалов подложек, обладающих совершенно отличными друг от друга физико-механическими свойствами и составами, на изменения значений твердости, модуля упругости и адгезии многокомпонентных износостойких покрытий, получаемых одновременно на этих подложках, при выполнении условия сохранения единства параметров процесса обработки образцов в плазме вакуумно-дугового разряда.

Методы проведения исследований

Покрытия наносили методом вакуумно-дугового распыления композиционных электродов в среде азота на модернизированной установке "ННВ-6.6-И1", укомплектованной системой, изготовленной по прототипу [8], для формирования криволинейного потока сепарированной эрозивной плазмы вакуумной дуги, источником газоразрядной плазмы для ионизации рабочего газа [9] и импульсным источником питания отрицательного смещения. В качестве катодов испарителя использовали поочередно композиционные материалы $Ti_{0,6}Al_{0,4}$ и $Ti_{0,6}Al_{0,3}Si_{0,1}$, полученные по технологии вакуумного высокотемпературного спекания спрессованной порошковой массы (дисперсностью менее 100 мкм). Пористость электродов дугового испарителя не превышала 8 %. Давление азота в рабочей камере во всех экспериментах оставалось неизменным – на уровне 0,4 Па.

Покрытия осаждали на полированные образцы с низкой шероховатостью поверхности ($Ra \sim 0,02$) из двух типов материалов: коррозионно-стойкой аустенитной стали 12Х18Н10 ($H = 3$ ГПа, $E = 205$ ГПа) и твердого сплава ВК8 ($H = 16...17$ ГПа, $E = 610$ ГПа).

В каждом эксперименте по три образца, указанных выше, загружали в камеру одновременно и располагали рядом, чтобы условия формирования покрытий одного состава на двух различных типах материалов подложек были идентичны. Образцы устанавливали в центре рабочей камеры в специальный держатель, оснащенный термопарой, который вращался вокруг собственной вертикальной оси во время напыления на расстоянии ~ 30 см от источников плазмы.

Перед нанесением покрытий в течение 10 мин при давлении газа $\sim 0,1$ Па проводили травление поверхности образцов ионами аргона, генерируемыми источником газоразрядной плазмы с накаливаемым катодом при токе газового дугового разряда 30 А и ускоряемым источником импульсного питания отрицательного смещения до 800 эВ с частотой 40 кГц.

Основные параметры процесса плазменно-ассистированного нанесения нитридных покрытий, получаемых в рамках настоящей работы, были следующие: ток разряда дугового испарителя – 50 А; ток разряда газового плазмодогенератора – 8 А; температура образцов – 250 °С. Для минимизации влияния ионной бомбардировки на свойства покрытий все образцы с покрытиями были получены при "плавающем потенциале" (–16 В), напряжение отрицательного смещения на подложки во время осаждения не подавали. Длительность процесса подбиралась таким образом, чтобы толщина всех пленок на разных образцах была одинаковой и составляла не менее 2 мкм.

Толщину покрытий определяли по результатам оптических измерений геометрических параметров лунки абразивного износа, полученной от вращающегося шара с помощью прибора "Calotest CSEM". Твердость (Н) и модуль упругости (Е) измеряли на приборе "Nano-Hardness Tester CSM Instruments" с непрерывной записью кривой нагружения и перемещения алмазного индентора Виккерса при нагрузках 50 мН. Глубина проникновения индентора при используемой нагрузке не превышала 10 % толщины пленки. Обработку результатов наноиндентирования проводили по методу Оливера–Фарра [10]. Величина упругого восстановления поверхности рассчитывалась по кривым нагружение–разгружение по формуле $W_e = (h_m - h_f)/h_m$, где h_m – наибольшая глубина погружения, h_f – глубина после снятия нагрузки. Твердость поверхностей образцов с покрытиями дополнительно была определена на твердомере ПМТ-3 при разных нагрузках в диапазоне 200...5000 мН. Для каждого образца было выполнено по 5 индентирований в каждом из методов, после чего полученные данные усреднялись.

Для определения адгезионной прочности покрытий на поверхность образцов наносили царапины

длиной 10 мм алмазным индентором Роквелла с радиусом 20 мкм при непрерывно нарастающей нагрузке от 0,1 до 10 Н. В процессе испытаний осуществлялась регистрация физических параметров (силы и коэффициента трения, акустической эмиссии) на приборе "Micro-Scratch-Tester CSEM Instruments". В результате испытаний определяли критическую нагрузку (F_{in}), при которой начинало разрушаться покрытие.

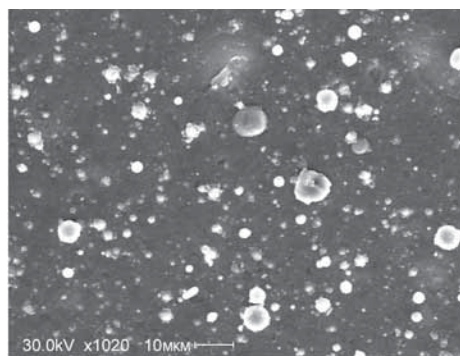
Результаты исследований и их обсуждение

Основной особенностью структуры систем покрытий TiAlN и TiAlSiN, полученных при одинаковых параметрах технологического процесса, является значительное уменьшение размера зерна. В рамках настоящей работы не ставилась цель детального изучения эволюции кристаллической структуры конденсатов в зависимости от состава и режимов осаждения. Тем не менее, имеются подтверждающие данные на основе проведенных нами ранее анализов структуры при помощи *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ), которые показали, что эти пленки находятся в нанокристаллическом состоянии с размерами кристаллитов кубической решетки основной фазы нитрида титана в диапазоне от 3 до 14 нм [11].

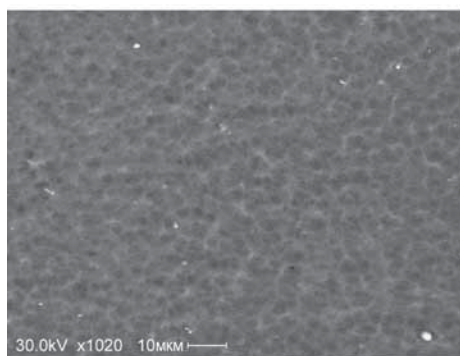
Исследования шероховатости поверхности и скорости формирования пленки проводили путем сравнения результатов напыления при двух различных условиях транспортировки плазменного потока: с плазменным фильтром и без него. Покрытия, полученные в результате распыления стандартного электродугового испарителя без применения криволинейного плазмодода, имеют поры и в разной степени запылены продуктами эрозии катода – каплями микроскопического размера (микрокаплями) (рис. 1, а).

Измерения шероховатости показали, что она существенным образом увеличивается, и в данном случае значения параметра Ra могут достигать превышения в 10 раз по сравнению с исходной поверхностью. В результате применения криволинейного плазмодода наблюдается формирование гладкой однородной поверхности, точно повторяющей микрорельеф подложки ($Ra \sim 0,02$ мкм), с минимальным количеством капельной фракции (рис. 1, б). Продукты эрозии материала испарителя в виде капель расплавленного металла и твердых макрочастиц, вылетевших из катодных пятен, осели на стенках плазменного фильтра, не достигнув поверхности конденсации.

Значения толщины пленок, рассчитанные по визуальному анализу изображений параметров кратеров износа, оставшихся на поверхности после абразивного изнашивания в алмазной суспензии по методу КАЛОТЕСТ, приведены в табл. 1.



а)



б)

Рис. 1. Пример оптимизации структуры поверхностного слоя покрытия TiAlN, формирующегося в результате осаждения вакуумно-дуговым методом:

а – без криволинейного плазмоведа; б – с криволинейным плазмоводом. СЭМ "Philips SEM 515", $\times 1000$

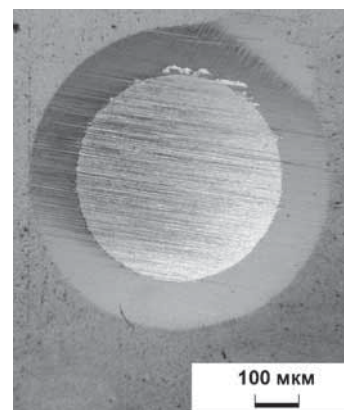
На плоском изображении кратера сферической формы, наблюдаемом при увеличении $\times 54$, в области контакта металлического шара диаметром 25 мм видны две характерные зоны (рис. 2): зона износа покрытия и зона износа подложки. Внешняя граница отпечатка износа соответствует поверхности покрытия, внутренняя граница – поверхности подложки. Внутренний диаметр имеет резкие очертания, его можно легко и точно измерить, отколы фрагментов пленки незначительны. В данном конкретном случае, для системы TiAlN–BK8, по наблюдаемым косвенным

Таблица 1

Результаты определения толщины покрытий методом КАЛОТЕСТ

Состав покрытия	Толщина покрытия, мкм	
	Подложка BK8	Подложка 12X18H10T
TiAlN	2,4	2,4
TiAlSiN	2,5	2,5

Рис. 2. Внешний вид поверхности образца с кратером износа, полученным по методу КАЛОТЕСТ. Пленка – покрытие TiAlN, подложка – твердый сплав BK8



признакам можно оценивать адгезию между покрытием и подложкой удовлетворительной.

Микротвердость является одной из важных характеристик механических свойств поверхности для контроля и прогнозирования надежности работы в прямом контакте с другими поверхностями. В работе эта характеристика была измерена статическим методом Виккерса по восстановленному отпечатку в зависимости от нагрузки, прикладываемой к алмазному индентору во время испытаний (рис. 3). Видно, что с увеличением нагрузки испытаний величина твердости монотонно снижается до значений, примерно соответствующих твердости подложек. Известно, что снижение твердости при увеличении глубины проникновения индентора в поверхность образцов с покрытием обусловлено толщиной последнего. В нашем случае глубина проникновения пирамиды Виккерса при испытательной нагрузке 5000 мН для стальной подложки достигала значений ~ 7 мкм, а для твердого сплава $\sim 3,5$ мкм.

Максимальные значения твердости получены при нагрузках 200 мН, когда глубина проникновения составляла $\sim 0,5$ мкм. При данной нагрузке твердость поверхности образцов с покрытием TiAlN составила ~ 34 и ~ 18 ГПа для твердого сплава и стали соответственно. В случае измерений пленки TiAlSiN на этих же материалах подложки значения микротвердости несколько ниже – $\sim 26,5$ и ~ 13 ГПа.

На полученных зависимостях микротвердости, при одинаковой толщине пленок (~ 2 мкм), на твердости композиции пленка–основа четко прослеживается тенденция доминирующего влияния именно твердости подложки, чем влияние состава покрытий.

При изучении областей индентирования с помощью оптической микроскопии установлено, что для покрытий, сформированных как на твердом сплаве, так и на менее твердой стали при малых нагрузках (до 200 мН) испытаний, трещин вокруг отпечатков не наблюдается. Свыше 200 мН трещины наблюдаются только для покрытий, полученных на поверхности стальных подложек. В данном случае круговые тре-

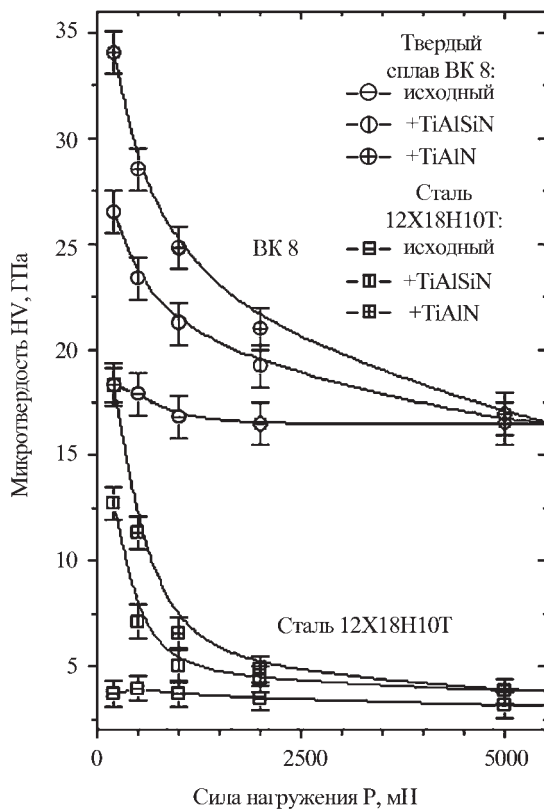


Рис. 3. Зависимости микротвердости системы покрытие – подложка от нагрузки для поверхностей образцов с износостойкими покрытиями TiAlN и TiAlSiN одинаковой толщины (~ 2 мкм), нанесенными на подложки из двух различных типов материалов. Микротвердость стали 12X18H10T – 3,6 ГПа; сплава BK8 – 16,8 ГПа

щины свидетельствуют о пластической деформации в области индентирования (рис. 4). На поверхности образцов твердого сплава с покрытиями обоих составов трещины в области проникновения индентора не наблюдаются даже при нагрузке 5000 мН.

На примере пленки TiAlN видно, что, несмотря на одинаковую толщину и идентичность состава в покрытиях, форма и размеры отпечатков заметно отличаются с увеличением нагрузки в зависимости от материала подложки. Наличие круговых трещин по контуру отпечатков указывает на более слабую связь покрытия со стальной подложкой по сравнению с твердым сплавом. Вероятно, основная причина снижения прочности на границе раздела, о которой свидетельствуют трещины, связана с упругопластическими свойствами двух контактирующих материалов – износостойкого покрытия и подложки.

Из литературных источников, например [1, 6], известно, что для контроля и прогнозирования стойкости пленки в процессе эксплуатации часто используют два параметра, получаемые из прямых измерений твердости динамическим методом. Отношение H/E – упругая деформация разрушения – характеризует способность материала сопротивляться изменению размеров и формы в процессе деформации. Другой параметр H^3/E^2 характеризует трещиностойкость покрытия. Чем выше численные значения этих параметров, тем выше должна быть прочность на границе раздела подложка–покрытие. Упругопластические свойства поверхности образцов с покрытиями были определены из анализа соответствующих диаграмм нагрузка–перемещение (табл. 2).

Подложка	Нагрузка 500 мН	Нагрузка 1000 мН	Нагрузка 2000 мН
BK8			
12X18H10T			

Рис. 4. Влияние материала подложки с различной твердостью и упругостью на образование микротрещин в покрытиях одинаковой толщины и состава при возрастающих нагрузках микроиндентирования. Покрытие TiAlN на двух типах подложек: твердый сплав BK8 ($H = 16...17$ ГПа, $E = 610$ ГПа); сталь 12X18H10T ($H = 3$ ГПа, $E = 200$ ГПа)

Таблица 2

Физико-механические свойства износостойких покрытий одинаковой толщины, сформированных вакуумно-дуговым методом, в зависимости от материала подложки

Состав покрытия	H, ГПа		E, ГПа		W _e , %		H/E, ГПа		H ³ /E ² , ГПа	
	Тс	Ст	Тс	Ст	Тс	Ст	Тс	Ст	Тс	Ст
TiAlN	35,8	30,7	432	394	60,4	58,8	0,083	0,078	0,246	0,186
TiAlSiN	27,4	26,2	343	425	52,8	50,8	0,079	0,062	0,175	0,100

Примечания: 1. Давление рабочего газа P = 0,4 Па, ток дугового испарителя I_д = 50 А (с применением плазменного фильтра) и газового источника I_п = 10 А;
2. Тс – сплав ВК8; Ст – сталь 12Х18Н10Т.

Как видно из результатов измерения, все покрытия имеют разные значения отношений H/E и H³/E². Покрытия одинаковой толщины TiAlN и TiAlSiN, полученные на подложках из твердого сплава, превосходят по величине данных параметров аналогичные покрытия на стали. В случае нанесения покрытий на подложки из однотипных материалов (например, твердого сплава ВК8) для покрытия TiAlN эти параметры имеют более высокие значения, чем у TiAlSiN. Из таблицы также видно, что величина упругого восстановления (W_e) готовых пленочных материалов снижается, если исходная подложка обладает более низким модулем упругости (E). Максимальные значения упругого восстановления W_e и трещиностойкости H³/E² при наших условиях получения были достигнуты для покрытия TiAlN на поверхности подложки, выполненной из сплава ВК8, что хорошо согласуется с результатами измерения микротвердости.

При сравнительном анализе функциональных свойств пленок TiAlN и TiAlSiN методом скрэтч было установлено (рис. 5), что разрушение покрытия TiAlN на образцах, выполненных из ВК8, начинается при нагрузке F_{ин} = 6,4 Н. Эта величина выше по сравнению со стальной подложкой – F_{ин} = 4,3 Н, что подтверждает для этой системы прогноз, полученный из расчетов параметров упругой деформации разрушения (H/E) и сопротивление пластической деформации (H³/E²). На образцах с покрытием TiAlSiN разница между началом разрушения в зависимости от подложки небольшая. На стали 12Х18Н10Т значение нагрузки F_{ин}, при которой начинается

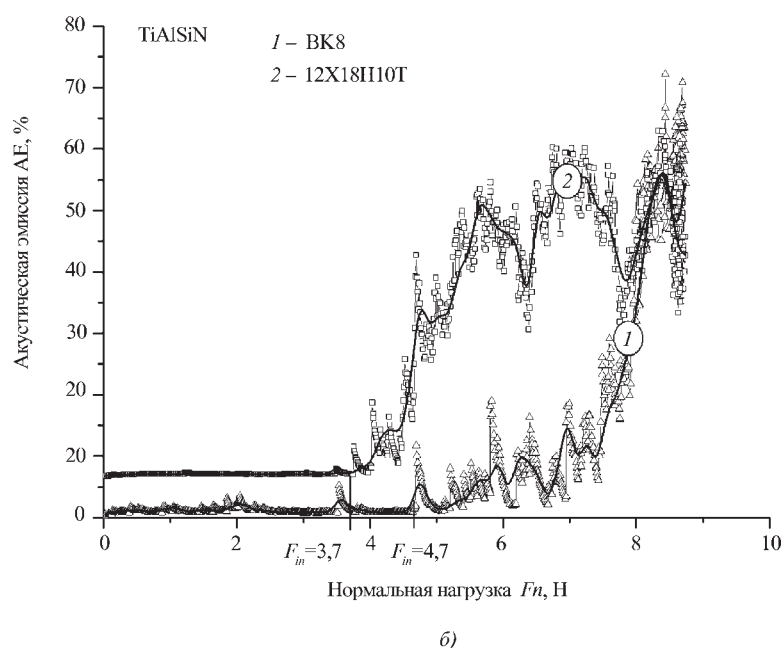
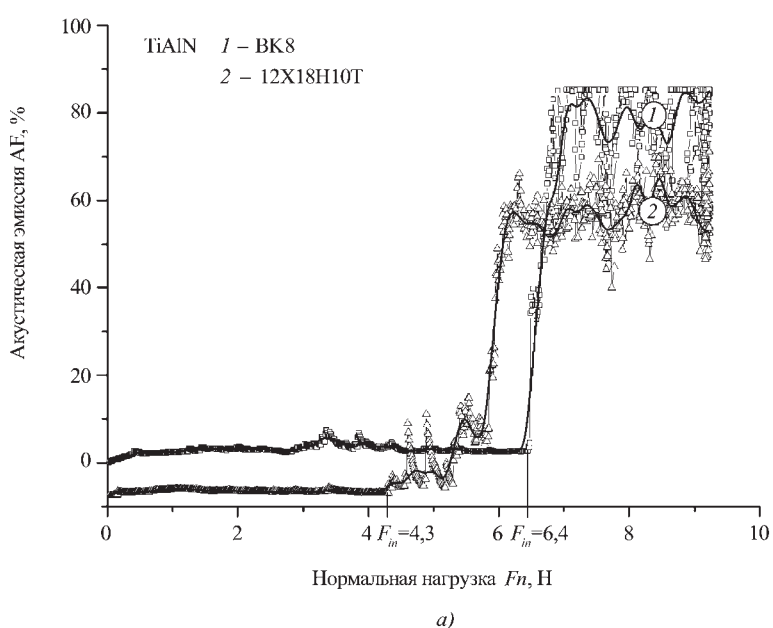


Рис. 5. Результаты испытаний на адгезию при толщине покрытия 2 мкм на подложках из стали 12Х18Н10Т и твердого сплава ВК8

увеличение сигнала акустической эмиссии, равно 3,7 Н, а для твердого сплава ВК8 – 4,7 Н. На выбранных подложках это покрытие обладает более низкой адгезией и в целом менее стойкое по отношению к TiAlN.

Очевидно, изменения механических характеристик покрытий связаны в первую очередь с изменениями свойств поверхности, на которую производится осаждение износостойкой нитридной пленки. На разных материалах подложек покрытия, обладающие высокой твердостью, имеют разную прочность сцепления. Для высоких показателей стойкости к разрушению необходимо заменить или модифицировать материал подложки таким образом, чтобы обеспечить сочетание высокой твердости и низкого значения модуля упругости.

Выводы

На основании сравнительного анализа физико-механических свойств покрытий, полученных при одинаковых параметрах вакуумного ионно-плазменного процесса на разных материалах подложек, можно сделать следующие выводы:

1. Микротвердость поверхности с многокомпонентными износостойкими покрытиями TiAlN и TiAlSiN толщиной ~ 2 мкм, полученными в одинаковых условиях на материалах с различной твердостью, существенно отличается и зависит от твердости подложки. Для подложки, выполненной из материала с высокой твердостью, например сплав ВК8, твердость покрытия достигает 35 ГПа, а для подложки из менее твердого материала (сталь 12Х18Н10Т) эти значения не превышают 18 ГПа. Состав покрытия также влияет на величину микротвердости, однако несущественно.

2. Модуль Юнга для обоих составов покрытий, полученных на твердом сплаве, имеет заниженные значения, чем у основы, в то время как у покрытий на стальных образцах этот параметр, наоборот, превышает значения для материала подложки.

3. На примере двух разнородных по свойствам материалов подложек показано, что рассчитанные значения упругой деформации разрушения (H/E) и сопротивления пластической деформации (H^3/E^2) при одинаковых условиях напыления отличаются. При одинаковой толщине покрытий для пленок на твердом сплаве эти параметры превосходят значения для стальных образцов.

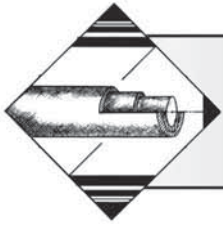
4. Экспериментально, по сигналам акустической эмиссии, установлено, что адгезионная прочность покрытия TiAlN, полученного на твердом сплаве, превышает в 1,5 раза прочность такого же покрытия на стали. Подобная тенденция наблюдается и для покрытия TiAlSiN, но в меньшей степени. Данный результат не противоречит расчетным параметрам H/E

и H^3/E^2 , полученным при динамических испытаниях нанотвердости.

Представленные экспериментальные данные позволяют утверждать, что одним из ключевых факторов, определяющим физико-механические и функциональные свойства многокомпонентных износостойких покрытий, получаемых в плазме вакуумно-дугового разряда, является материал, на котором эти покрытия формируются. И этот фактор необходимо учитывать при разработке режимов и составов покрытий для конкретных применений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Физико-механические** свойства TiAlN-покрытий, осаждаемых из смешанного двухкомпонентного потока вакуумно-дуговой плазмы / Д.С. Аксёнов, И.И. Аксёнов, А.А. Лучанинов, Е.Н. Решетняк, В.Е. Стрельницкий, Г.Н. Толмачёва, С.А. Юрков // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98). 2011. № 4. С. 154–159.
2. **Formation** of wear-resistant TiN and (Ti_{1-x}, Al_x)N coatings using DC filtered vacuum arc plasma / A.I. Ryabchikov, N.N. Koval, I.B. Stepanov, I.M. Goncharenko, D.O. Sivin, I.A. Ryabchikov, I.A. Shulepov // in: Proc. 7th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. July 25–29. 2004. Tomsk, Russia. P. 404–408.
3. **Nanocomposite** Ti–Si–N, Zr–Si–N, Ti–Al–Si–N, Ti–Al–V–Si–N thin film coatings deposited by vacuum arc deposition / P.J. Martin, A. Bendavid, J.M. Cairney, M. Hoffman // Surf. Coat. Technol. 2005. V. 200. P. 2228–2235.
4. **Structure** and properties of Ti–Si–N films prepared by ICP assisted magnetron sputtering / Z.G. Li, M. Mori, S. Miyake, M. Kumagai, H. Saito, Yu. Muramatsu // Surf. Coat. Technol. 2005. V. 193. P. 345–349.
5. **Структура** и свойства покрытий TiBN, TiCrB(N) и CrB(N), полученных магнетронным распылением мишеней, приготовленных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Д.В. Штанский, Ф.В. Кириуханцев-Корнеев, А.Н. Швейко, И.А. Башкова, О.В. Малочкин, Е.А. Левашов, Н.Б. Дьяконова, И.В. Лясоцкий // Физика твердого тела. 2005. Т. 47. Вып. 2. С. 242–251.
6. **Особенности** структуры и физико-механических свойств наноструктурных тонких пленок / Д.В. Штанский, С.А. Кулинич, Е.А. Левашов, J.J. Moore // Физика твердого тела, 2003, Т. 45, Вып. 6. С. 1122–1129.
7. **Структурно-фазовое** состояние нанокристаллических покрытий нитридов металлов / А.Д. Коротаев, А.Н. Тюменцев, Ю.П. Пинжин, С.В. Овчинников, В.Ю. Мошков, Н.Н. Коваль, И.М. Гончаренко // ФХОМ. 2006. № 6. С. 32–40.
8. **Патент № 2173911**, С 2, Н 01, J 36/32, 37/36, С 23С 14/02, Н 05, Н 1/02. Получение электродуговой плазмы в криволинейном плазмодоме и нанесение покрытия на подложку. Додонов А.И., Башков В.М. Заяв. 04.04.1997, БИ 2001.
9. **Дуговые** разряды низкого давления с полым катодом и их применение в генераторах плазмы и источниках заряженных частиц / Л.Г. Винтизенко, С.В. Григорьев, Н.Н. Коваль, В.С. Толкачев, И.В. Лопатин, П.М. Щанин // Изв. вузов. Физика. 2001. № 9. С. 28–35.
10. **Oliver W.C., Pharr G.M.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. 1992. V. 7. № 6. P. 1564–1583.
11. **Nanostructured** nitride coatings produced by vacuum arc evaporation of sintered Ti–Al cathodes / I.M. Goncharenko, Yu.F. Ivanov, M.I. Lobach, O.V. Krygina, G.A. Pribitkov, I.A. Andreeva, V.V. Korjova // in: Proc. 9th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. September 21–26. 2008. Tomsk, Russia. P. 430–433.



В.В. Алтухова, Б.Я. Мокрицкий (Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет),
А.С. Верещака, С.Н. Григорьев (Московский государственный технологический университет "Станкин"),
А.В. Киричек (Госуниверситет – УНПК, г. Орел)
E-mail: zhizn-vita@bk.ru

Проектирование эффективных технологических процессов упрочнения инструментальных материалов

Приведены методология и результаты выбора эффективного технологического процесса модификации свойств металлорежущего инструмента, изготовленного из различных инструментальных материалов. Предлагаемые решения основаны на направленном модифицировании свойств материала, способствующих повышению сопротивляемости разрушению инструмента при заданных условиях эксплуатации. Формирование свойств материала (субстрата) достигается за счет модифицирующего воздействия процессов термической, химико-термической и плазмо-химической обработки, а также при применении процессов электронно-лучевой обработки высокоэнергетическими электронными пучками, химических (ХОП) и физических (ФОП) процессов нанесения покрытий. Подобное модифицирующее воздействие обычно осуществляют на этапах изготовления инструмента, формирования архитектуры покрытия или модификации свойств сформированного покрытия.

Ключевые слова: работоспособность инструмента, износостойкие покрытия, техпроцесс изготовления инструментального материала.

In article the methodology and results of a directional choice of effective technological process for updating of properties of the metal-cutting tools from various tool materials are resulted. Offered decisions are based on the directed modifying of properties of the material promoting increase of resistibility to destruction of the tools under desired conditions of machining. Formation of a material (substratum) properties is reached for the account of influences of processes of thermal, chemical-thermal and plasma-chemical processing, and also at application of electron beam processing by high-energy electronic bunches, chemical (CVD) and physical (PVD) processes of coating condensation. Similar modifying influence usually carry out at manufacturing stages of the tool, formation of coating architecture or modify of formatted coating properties.

Keywords: efficiency of the tool, tool steels, tool material process technology.

Введение

Режущие свойства металлорежущего инструмента во многом предопределены качеством инструментального материала. Под качеством инструментального материала условимся понимать совокупность физико-механических, теплофизических, трибологических и других свойств, обеспечивающих необходимую работоспособность инструмента при заданных условиях эксплуатации. Ужесточение условий эксплуатации инструмента, как правило, приводит к повышению требований к качеству инструментального материала и соответствующему усложнению всех этапов изготовления инструмента.

Существенное различие в условиях эксплуатации инструмента является непосредственной причиной

проявления различных механизмов макро- и микро-разрушения его режущей части. Это затрудняет выбор основных параметров инструмента (геометрия режущей части, инструментальный материал и т.д.), назначение типа смазочно-охлаждающей технологической среды, метода модификации его режущих свойств. С учетом того, что наиболее сильное влияние на работоспособность инструмента оказывает инструментальный материал и его свойства, в работе сделана попытка разработки концепции, методологии и технологической схемы управления качеством инструментального материала применительно к заданным условиям резания труднообрабатываемых материалов на основе выбора наиболее эффективного процесса модификации из арсенала известных решений.

**Постановка задач исследования
и разработка методологии повышения качества
инструментального материала в соответствии
с заданными условиями эксплуатации
инструмента**

Наиболее серьезной проблемой технологического развития материалобработывающих производств машиностроительных отраслей является необходимость обеспечения постоянного соответствия между свойствами новых конструкционных материалов, подлежащих механической обработке, и все более ужесточающимися условиями эксплуатации изделий, выполненных из таких материалов. Чаще всего наиболее слабым звеном системы материал – рабочая среда, определяющим допустимые условия эксплуатации и ресурс всей системы, является инструментальный материал, что предопределяет высокую значимость разработки процессов и технологий модификации его свойств.

С ухудшением технологических свойств материала по обрабатываемости резко увеличиваются расход и стоимость режущего инструмента, что приводит к соответствующему увеличению себестоимости обработки в целом. В частности, затраты на режущий инструмент могут достигать 30...70 % от себестоимости обработки, что не только уменьшает рентабельность выпускаемой продукции, но и резко снижает ее глобальную конкурентоспособность. При малых сериях выпускаемой продукции и росте номенклатуры труднообрабатываемых материалов производственная технико-экономическая ситуация еще более ухудшается.

Указанная ситуация побуждает металлообрабатывающие предприятия искать рациональные пути ее решения и, в частности, создавать собственные участки по повышению работоспособности инструмента или рекомендовать производителю инструмента технологию изготовления инструментального материала для повышения эффективности собственного производства. В обоих случаях возникает необходимость решения следующих задач:

- закупка нового технологического оборудования или модернизация существующего оборудования для выбранного процесса изготовления инструмента;
- разработка процессов и технологии модификации свойств инструментального материала в зависимости от условий эксплуатации инструмента;
- исследования механизмов изнашивания и отказа инструментов для каждого из рассматриваемых технологических процессов при выборе процесса и технологии модификации;
- оценка роста себестоимости изготовления модифицированного инструмента по каждому из *техно-*

логических процессов (ТП) и сроков его изготовления, дефицитности расходных материалов и т.д.

Наличие такой базы и справочной информации [1 – 5] позволяет специалисту выбрать наиболее эффективный ТП изготовления инструмента.

Себестоимость модифицированного инструмента может быть снижена при создании специализированных центров по его изготовлению, которые могут быть использованы в кооперации с машиностроительными предприятиями промышленного региона. В этом случае предлагаемая концепция сводится к созданию единой методологии модификации для различных групп инструментальных материалов, которые бы отличались технологическими параметрами и величиной подводимой энергии.

Решающее значение для указанной концепции имеет технология производства инструментального материала. С этой точки зрения инструментальные материалы, получаемые методом порошковой металлургии, в наибольшей степени соответствуют рассматриваемой концепции. В частности, варьированием состава и зернистости порошковой смеси, режимов и циклов термообработки можно получать инструментальные материалы, имеющие различные области применения (быстрорежущая сталь, твердые сплавы, режущая керамика, сверхтвердые инструментальные материалы) для заданных условий эксплуатации инструмента. Если затем такой инструментальный материал подвергнуть комбинированной модифицирующей обработке (химико-термическая обработка, осаждение покрытия различного состава, архитектуры и свойств с последующим залечиванием поверхностных дефектов, комбинированная обработка и т.д.), то его эффективность будет значительно выше, чем эффективность стандартного материала или материала, подвергнутого модификации при использовании только одного из модифицирующих процессов.

Таким образом, при предложенном подходе целесообразно предварительно оценить уровень суммарных эффектов от той или иной комбинации модифицирующей обработки и выбрать из них наиболее рациональную. Наряду с этим в производственных процессах используют технологии обработки, в которых определяющим фактором является не экономическая эффективность, а техническое требование обработки заготовки обязательно "за один проход". В этом случае необходимо для минимизации затрат использовать такую комбинацию модифицирующей обработки инструмента, которая бы обеспечивала период его стойкости, превышающий время обработки заготовки за один проход.

Логическая схема формирования арсенала технологических процессов модификации свойств материала инструмента представлена в виде табл. 1.

Структура концепции формирования арсенала технологических процессов изготовления инструмента

Группа ИМ	Виды состояния субстрата	Виды энергетического воздействия субстрата	Виды покрытия и модифицирующего воздействия при осаждении покрытия	Термообработка покрытия	Арсенал технологических процессов
Твердый сплав	Исходное модифицированное	Термообработка Термомеханическая обработка Вакуумная термообработка Ионная имплантация Ионное азотирование	Однослойное Многослойное С металлическим подслоем Однокомпонентное Многокомпонентное Надодисперсное Вакуумно-дуговое осаждение, ассилируемое высокоэнергетическими ионами Газотермическое осаждение	Вакуумная Лазерная	ТП1
					ТП2
					ТП3
				
				
Режущая керамика	Исходное	Электронно-лучевое воздействие			ТПj
Сверхтвердый материал					ТПi

Примененные в таблице термины общеизвестны. Варианты сочетания состояния субстрата, воздействия на него, осаждения покрытия и воздействия на покрытие позволяют получить ряд (арсенал) ТП изготовления *инструментального материала* (ИМ), которые могут обеспечивать инструменту разные физико-механические характеристики и, соответственно, различные эксплуатационные свойства.

Принципы многовариантности формирования функциональных покрытий для режущего инструмента при использовании различных технологических процессов представлены в табл. 2. Данные табл. 2 позволяют производить сравнение вариантов технологических процессов групп А, Б, В, Г по критерию "стойкость инструмента" и, таким образом, оценивать рациональность выбора вариантов. Указанное создает возможность выбора ИМ в зависимости от технологии его получения и позволяет для заданных условий обработки заменять, например, твердый сплав на более износостойкую режущую керамику или режущую керамику на более прочный твердый сплав и т.д.

Необходимо отметить, что в рамках рассматриваемой концепции результат повышения работоспособности (или стойкости) инструмента не следует понимать как сумму эффектов, полученных при реализации каждого последующего процесса в выбранной технологии изготовления инструмента. Например, при реализации технологии изготовления инструмента по варианту А1 повышение стойкости инструмента составляет некоторую величину ЭА1, а применение технологии по варианту А2 обеспечивает эффект

ЭА2. При этом в технологию изготовления инструмента А2 по сравнению с технологией А1 дополнительно включены:

- термомеханическая обработка [1] (этап упрочнения субстрата с эффектом повышения стойкости Эст2);

- формирование многослойной архитектуры покрытия с чередованием "мягких" (металлические) и "твердых" (карбиды, нитриды, карбонитриды, окислы и т.д.) слоев (эффект Эст3) или формирование покрытий на основе многослойно-композиционной архитектуры (этап формирования архитектуры покрытия с эффектом Эст4) [6, 7, 8, 9, 10];

- дополнительная модификация свойств покрытия нанесением металлического слоя (эффект Эст5).

Предположим, что суммарный эффект от повышения стойкости инструмента при применении технологии А2 составит: $ЭА2 = Эст1 + Эст2 + Эст3 + Эст4 + Эст5$. Однако реальный суммарный эффект ЭА2 частично нивелируется вследствие параллельно протекающих процессов, имеющих одинаковые физическую природу и механизмы модифицирования инструментального материала. В этой связи реальный интегральный эффект ЭА2 увеличения стойкости инструмента будет заметно меньше суммы эффектов от отдельно задействованных процессов модификации свойств инструментального материала, входящих в состав технологии А2. Следует отметить, что в ряде случаев наблюдается обратный эффект, когда интегральный эффект технологии существенно превосходит "суммы эффектов действий". Это отме-

Таблица 2

Схема построения рационального технологического процесса изготовления инструментального материала

Условное обозначение ТП	Тип инструментального материала	Этап изготовления субстрата		Этап модификации свойств субстрата			Этап формирования архитектуры покрытия			
		Стандартный материал	Двухстадийное спекание	Термомеханическая обработка	Ионная термообработка	"Залечивание" дефектов	Выбор архитектуры покрытия	С чередованием слоев		
А	ТС	+			+		+			
А1		+			+		+			
А2		+		+	+		+	(Эст3)		
Б				+			+	+	+	
Б1				+	+	+	+	+	+	
В	РК	+			+					
В1		+			+					
В2		+			+					
Г	СТМ	+			+					
Г1		+			+					
Г2		+			+					
Условное обозначение ТП	Этап формирования архитектуры покрытия		Этап модификации свойств покрытия				Показатель			
	Одноэлементное (Me1) или многоэлементное (Me1, Me2, Me3)	С одним соединением (Me1)С или с несколькими (Me1)С + (Me)N + (Me3)CN	Воздействие лазером	Нанесение металлического слоя	Нанесение слоя из соединения элементов	Вакуумная термообработка	стойкости	работоспособности	экономичности	рациональности варианта
А							ТА	РА	Э1	РаА
А1			+				ТА1	РА1	Э2	РаА1
А2		+		+			ТА2 (ЭА1)	РА2	Э3	РаА2
Б	+					+	ТБ	РБ	Э4	РаБ
Б1	+		+	+			ТБ1	РБ1	Э5	РаБ1
В							ТВ	РВ	Э6	РаВ
В1				+			ТВ1	РВ1	Э7	РаВ1
В2				+	+		ТВ2	РВ2	Э8	РаВ2
Г							ТГ	РГ	Э9	РаГ
Г1				+			ТГ1	РГ1	Э10	РаГ1
Г2				+	+		ТГ2	РГ2	Э11	РаГ2

Примечание. ТС – твердый сплав; РК – режущая кромка; СТМ – сверхтвердый материал.

Схема построения эффективного технологического процесса изготовления инструментального материала и принципа управления работоспособностью инструмента

ТП изготовления	Инструментальный материал	Этап ТП									Показатель качества ТП		
		Изготовление субстрата		Модификация субстрата		Разработка конструкции покрытия			Модификация свойств покрытия		Условная стойкость инструмента	Условная стоимость инструмента	Условная эффективность
		Примеры вариантов модифицирующего воздействия											
		Типовой ТП	Разработанные варианты ТП	Термомеханическое упрочнение	Разработанные варианты ТП	Однослойное или многослойное покрытие	С чередованием слоев	Разработанные варианты ТП	Воздействие лазером	Разработанные варианты ТП			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
ТП1	ТС	+				+	+				T1	C1	Э1
ТП2		+		+		+	+		+		T2	C2	Э2
ТП3		+			+	+	+	+		+	T3	C3	Э3
ТП4			+	+		+				+	+	T4 = T3	C4
ТП5	РК	+									T5	C5	Э5
ТП6		+			+						T6	C6	Э6
ТП7		+			+	+					T7 = T3	C7 = C3	Э7 = Э3
ТП8	СТМ	+									T8	C8	Э8
ТП9		+			+	+				+	T9	C9	Э9

Примечание. Жирным шрифтом выделены показатели, совпадающие для вариантов ТП; разработанные варианты ТП – это один или несколько технологических приемов упрочняющего воздействия для данного этапа изготовления инструмента.

чено для варианта вакуумной термообработки в сочетании с "залечивающими" эффектами при нанесении композиционно-многослойных покрытий при использовании физических процессов *фильтруемого вакуумно-дугового осаждения (ФВДО)*. Обобщенная концепция многовариантного комплексного подхода к повышению работоспособности инструмента представлена в табл. 3, который учитывает не только конкурентоспособность разработанных технологических процессов изготовления инструмента из различных инструментальных материалов и целесообразность их взаимозамены (смотри равенство показателей в технологических процессах по вариантам ТП3, ТП7, ТП4), но и принципы управления работоспособностью инструмента. Подобный подход потребовал создания банка (арсенала) технологических средств изготовления инструмента как некой последовательности модифицирующих технологий.

Краткие сведения о разработанных технических решениях для формирования арсенала технологических процессов изготовления инструментального материала

В табл. 1–3 упомянуты лишь несколько предложенных решений для формирования арсенала технологических процессов изготовления инструмента. Описание технической сущности предложенных решений представлено в работах [6–10]*, в настоящей работе кратко рассмотрены лишь некоторые из технических решений.

* В связи со снятием грифа секретности "Для служебного пользования" формулы многих изобретений впервые опубликованы в 2010 году (42 изобретения на стр. 1371–1377 в номере 3 (5 часть) бюллетеня "Изобретения. Полезные модели" и 17 изобретений на стр. 693–695 в номере 10 (3-я часть)).

Совокупность технологических средств повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем совершенствования свойств субстрата. Разработанные решения связаны с увеличением числа стадий изготовления субстрата (основы) инструмента. Физический смысл вводимых стадий состоит в обеспечении градиента свойств субстрата. Достижение градиента свойств производится за счет использования разных процессов упрочнения.

Технологический прием стадийного спекания твердого сплава призван ограничить диффузию углерода из карбидов вольфрама в материал связки в процессе спекания. Для этого миграционная способность углерода блокируется, что повышает жаропрочность и термодинамическую стабильность карбидных фаз твердого сплава и положительно влияет на работоспособности инструмента. Ограничить диффузию углерода из карбидов в связку можно, разделив процесс спекания твердого сплава на стадии: на первой – предварительно спечь твердый сплав, на второй – воздействовать на материал ионами легирующего металла для пассивации связки, на третьей – окончательно спечь им (субстрат).

Технологический прием реализовали [11, 12] следующим образом: порошковую смесь (92 % карбида вольфрама и 8 % кобальта) пластифицировали, пресовали, предварительно спекали при температуре 800 °С в среде водорода; затем пластины охлаждали, помещали в установку "Булат", вакуумировали, нагревали до 600...700 °С и подвергали воздействию ионов молибдена в течение 15...40 мин. Пластины охлаждали, извлекали, помещали в печь для спекания и спекали окончательно при температуре 1450...1600 °С. При применении других легирующих металлов температуру предварительного спекания варьировали в пределах от 300 до 800 °С. Результаты оценки работоспособности

Таблица 4

Значение износа инструмента за равное время эксплуатации в зависимости от инструментального материала

Инструментальный материал	Износ, мм
ВК8	1,0
ВК8 + легирование ионами молибдена при стадийном спекании	0,6
ВК8 + легирование ионами ниобия при стадийном спекании	0,5

Примечание. Значения приведены как среднее по 3–5 результатам с коэффициентом вариации 0,2...0,3.

сти такого инструмента даны в табл. 4 для случая чернового точения титанового сплава ВТ3-1 с подачей 0,21 мм/об, глубиной 5 мм и скоростью резания 0,9 м/с.

Пассивация связки ионами азота после предварительного спекания пластины осуществлена в такой же установке при температуре 550...570 °С. Окончательное спекание проводили при температуре 1450...1470 °С.

Полученные результаты показывают, что за счет применения технологического приема стадийного спекания твердосплавного материала можно получить повышение периода стойкости в два раза.

Технологический прием изготовления слойного твердого сплава основан на обеспечении компромисса свойств разных марок твердого сплава [13]. Для этого сердцевина режущей пластины формируется из твердого сплава одной марки, а ее наружный слой – из твердого сплава другой марки. Современное оборудование позволяет реализовать температурный режим спекания таких комбинаций сплавов, в том числе сплавов с существенно разными коэффициентами термического расширения.

Иллюстрация стойкостных свойств слойного инструмента приведена на рис. 1 для случая торцевого фрезерования титанового сплава ВТ3-1 (твердый сплав ВК8+ТТ10К8Б) и ВТ-20 (твердый сплав Т15К6+ВК8) со скоростью резания 1,3 м/с, подачей 0,15 мм/зуб и глубиной 2 мм.

Из рисунка следует, что период стойкости слойных пластин, созданных описанным приемом, выше, чем пластин, создаваемых традиционной технологией спекания твердых сплавов. Для материала Т15К6+ВК8 это заметно только на малых скоростях

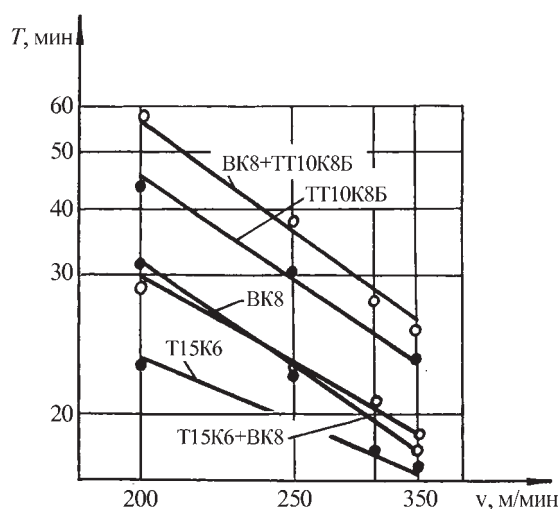


Рис. 1. Пример зависимости стойкости от скорости резания для слойных твердосплавных инструментальных материалов

резания, для материала VK8+TT10K8Б – во всем диапазоне исследуемых скоростей резания.

Совокупность технологических приемов повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем упрочнения субстрата инструментального материала за счет нанесения покрытия. Совокупность разработанных технологических приемов [1, 4, 14, 15, 16] может рассматриваться как набор самостоятельных технологических процессов изготовления инструмента. В рамках данной концепции эти решения являются составной частью арсенала технологических процессов изготовления высокоэффективного инструментального материала для конкретных условий его эксплуатации.

На рис. 2 представлена взаимосвязь между выходными параметрами процесса резания, физико-механическими, кристаллохимическими свойствами поверхности и поверхностного слоя инструментального материала.

Представленная взаимосвязь наглядно демонстрирует, что улучшение выходных параметров процесса резания является следствием изменения функциональных и физических параметров процесса резания, которое, в свою очередь, является следствием изменения физико-механических и кристаллохимических свойств поверхности и поверхностного слоя инструментального материала, происходящего в результате применения того или иного метода нанесения покрытий и модификации свойств.

Создание покрытий для режущего инструмента нового поколения наиболее эффективно осуществлять при использовании инновационной концепции многослойно-композиционной архитектуры с нанометрической структурой и чередующимися слоями наноразмерной толщины различного композиционного состава и функционального назначения. Пример многослойного наноструктурного композиционного покрытия с 60-тью слоями, толщиной каждого слоя около 33 нм, приведен на рис. 3.

Роли покрытия как пленки малой толщины уделяется все больше внимания. В том числе эффекты пленки эпиламированных покрытий применительно к инструменту рассмотрены, например, в работе [16].

Необходимо отметить, что благодаря достижениям материаловедов и физиков [17] сегодня возмож-

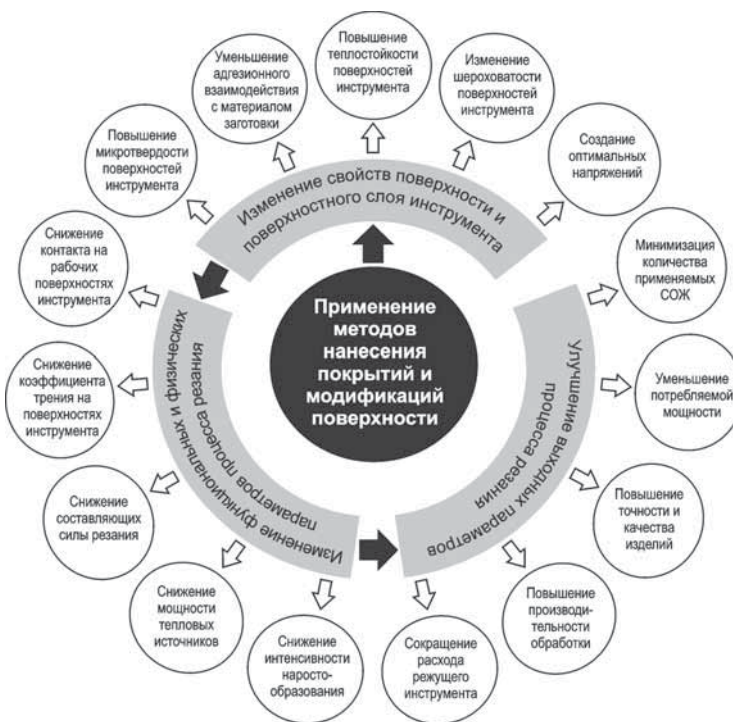


Рис. 2. Эффекты, достигаемые применением различных методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущих инструментов

но моделирование проектирования наноматериалов на атомарном уровне с расчетом физико-механических характеристик как покрытия, так и основы инструментального материала.

В качестве примеров реализации методологии многовариантной технологической схемы управления качеством инструментального материала нами использованы приемы управления размером зерна в

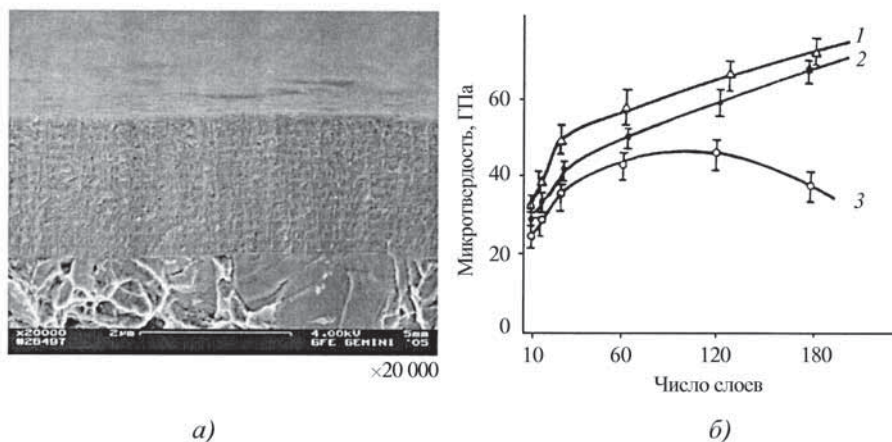


Рис. 3. Строение многослойного нанопокрyтия TiN–AlN (a) и зависимости микротвердости многослойных покрытий TiN–NbN (1), TiN–ZrN (2) и TiN–CrN (3) от толщины их слоев (при общей толщине пленки ~ 2 мкм)

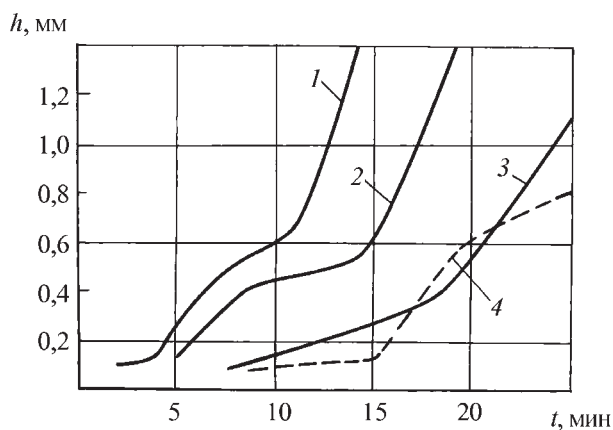


Рис. 4. Зависимость величины износа по задней грани от времени работы твердосплавного инструмента ВК8 с покрытием: 1 – покрытие TiN; 2 – покрытие TiC; 3 – композиционное покрытие, полученное при испарении спеченного катода, содержащего Mo, Zr, Ti, B, Si; 4 – композиционное покрытие, полученное при испарении спеченного катода, содержащего Ti, Mo, диборид ниобия, диборид тантала, диборид циркония

покрытия, комбинирование методов осаждения покрытия, нанесение композиционных покрытий и т.д. [1, 8, 9]. Приведем краткие сведения по одному из них, например по нанесению композиционных покрытий. Под таковыми здесь понимается покрытие, содержащее хотя бы в одном из своих слоев композицию из нескольких металлов или соединений. Получить такое покрытие несложно при использовании многокатодных установок типа "Булат", работающих по методу конденсации с ионной бомбардировкой (КИБ). Возможен путь применения сборного катода,

содержащего вставки из нескольких металлов. Еще более перспективен путь использования катодов, в составе которых может находиться не только несколько металлов, но и соединений. Такой композиционный катод удобно получать методом порошковой металлургии. Результаты применения двух таких композиционных катодов показаны на рис. 4 для случая прерывистого точения броневой специализированной судостроительной стали АК-32ПК при скорости резания 80 м/мин, подаче 0,2 мм/об и глубине 1,5 мм. Там же для сравнения приведены результаты испытаний двух типовых (TiN и TiC) покрытий. Из рисунка видно, что работоспособность инструмента с композиционными покрытиями значительно выше.

На рис. 5 показан пример управления работоспособностью инструмента за счет оптимизации состава композиционного покрытия в сравнении с современным покрытием (TiC–TiCN–Al₂O₃ Sandvik Coromant) (торцевое фрезерование титанового сплава BT20 при скорости резания 80 м/мин, подаче 0,16 мм/зуб и глубине 2 мм).

Из рисунка следует, что:

- при соотношении (% об.) нитридов титана и нитридов циркония 50:50 эффективность покрытия TiC–TiCN–Al₂O₃ и разработанного покрытий соизмеримы;
- с уменьшением доли нитридов титана (т.е. с увеличением доли нитридов циркония) эффективность покрытий изменяется;
- экстремум эффективности разработанного покрытия по отношению к покрытию TiC–TiCN–Al₂O₃ наблюдается при 25...30%-ном содержании нитридов титана;
- при отсутствии нитридов титана эффективность покрытия не максимальна.

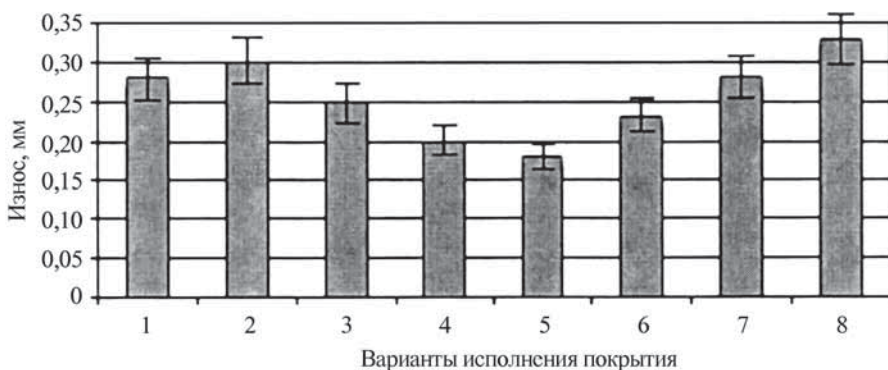


Рис. 5. Величина износа за равное время работы инструмента ВК8 с покрытием, мм: 1 – современное покрытие TiC + TiCN + Al₂O₃ Sandvik Coromant; 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 – разработанное композиционное покрытие Mo+(Ti,Zr)N+Mo+ZrN с количеством нитридов титана: 50, 40, 30, 25, 20, 10, 0 объема соответственно

Выводы

1. Сформирована методология управления работоспособности инструмента за счет вовлечения различных уровней иерархии механизмов упрочнения инструментальных материалов. Показан ряд решений по повышению работоспособности твердого сплава. Сведения о других решениях и других группах инструментальных материалов будут даны в следующей статье.

2. Применительно к твердосплавному инструменту степень вовлечения механизмов упрочнения в повышение работоспособности

наиболее широка. Это связано с гетерогенностью структуры и составом твердосплавных материалов. Упрочнение предложено реализовать на трех этапах изготовления твердосплавного инструмента:

- на этапе изготовления субстрата инструментального материала;
- на этапе нанесения покрытий на твердосплавную основу за счет обеспечения составом и конструкцией покрытия требуемых функций;
- на этапе "залечивания" дефектов покрытия и улучшения их эксплуатационных свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мокрицкий Б.Я.** Повышение работоспособности металлорежущего инструмента путем управления свойствами инструментального материала (монография). Владивосток: Дальнаука, 2010. 232 с.
2. **Мокрицкий Б.Я., Бурков А.А.** К вопросу о выборе эффективного металлорежущего инструмента для токарной обработки твердых сплавов низшей группы // Технология машиностроения. 2011. № 12. С. 18–20.
3. **Григорьев С.Н.** Методы повышения стойкости режущего инструмента (учебник для студентов втузов). М.: Машиностроение, 2009. 368 с.
4. **Верещака А.С., Верещака А.А.** Тенденции совершенствования и методология создания функциональных покрытий для режущего инструмента. Современные технологии в машиностроении: Сб. науч. статей / Под редакцией А.И. Грабченко. Харьков: НТУ "ХПИ", 2007. С. 192–235.
5. **Якубов Ф.Я., Ким В.А.** Структурно-энергетические аспекты упрочнения и повышения стойкости режущего инструмента. Симферополь: Крымское учебно-педагогическое государственное издательство, 2005. 300 с.
6. **Мокрицкий Б.Я.** Технологическое обеспечение стойкости металлорежущих пластин при обработке заготовок из специальных материалов: автореферат дис. докт. техн. наук: 05.02.07, Комсомольск-на-Амуре, полиграф. лаборатория ФГОУ ВПО "АмГПГУ", 2011. 32 с.
7. **Мокрицкий Б.Я.** Управление работоспособностью металлорежущего инструмента путем нанесения покрытий, механической упрочняющей обработки и контроля качества // Металлообработка. № 3. 2010. С. 12–15.
8. **Мокрицкий Б.Я.** Управление работоспособностью инструмента при нанесении покрытий // СТИН. № 11. 2010. С. 11–16.
9. **Мокрицкий Б.Я., Бурков А.А.** Архитектурование покрытий как один из факторов концепции многостадийного упрочняющего воздействия на металлорежущий инструмент // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 3. С. 42–47.
10. **Мокрицкий Б.Я., Шпилёв А.М.** Методология и концепция проектирования эффективного технологического процесса изготовления металлорежущего инструмента под заданные условия его эксплуатации // СТИН. 2012. №6. С. 12–14.
11. **Патент РФ №2218448, С23С14/06.** Способ изготовления твердосплавных изделий с переменной микротвердостью поверхностных слоев / В.С. Фадеев, Ю.Л. Чигрин, А.В. Конаков, Б.Я. Мокрицкий. 2000 г.
12. **Патент РФ, №2211879, С23С14/06.** Способ получения твердосплавного инструмента / В.С. Фадеев, Ю.Л. Чигрин, А.В. Конаков, Б.Я. Мокрицкий. 2000 г.
13. **Современные методы конструирования, контроля качества и прогнозирования работоспособности режущего инструмента (монография коллективная) / Ю.Г. Кабалдин, Б.Я. Мокрицкий, Н.А. Семашко, С.П. Тараев.** Владивосток: изд-во Дальневосточного университета, 1990. 124 с.
14. **Волосова М.А., Григорьев С.Н.** Технологические принципы осаждения износостойких нанопокровов для применения в инструментальном производстве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 37–42.
15. **Григорьев С.Н., Метель А.С., Федоров С.В.** Модификация структуры и свойств быстрорежущей стали путем комбинированной вакуумно-плазменной обработки // МИТОМ. 2012. № 1. С. 9–14.
16. **Киричек А.В., Селеменев М.Ф.** Нанопленки эпилатов как средство повышения эффективности технологий механической обработки и периода стойкости инструмента // Наноинженерия. 2012, № 5. С. 7–14.
17. **Заводинский В.Г.** Компьютерное моделирование свойств наночастиц и наносистем методами квантовой механики // Материалы Российской научно-технической конференции "Фундаментальные исследования в области технологий двойного назначения" и Российской конференции "Школа-семинар по методологическому обеспечению и фундаментальным основам технологий двойного назначения". Комсомольск-на-Амуре. ВПО "КнаГТУ". 2011. С. 65–67.



УДК 621.9.025

В.П. Табаков, Д.И. Сагитов (Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: vpt@ulstu.ru

Разработка многослойных износостойких покрытий для токарных резьбовых резцов

Исследованы структурные параметры и механические свойства износостойких покрытий, влияние многослойных износостойких покрытий на контактные и тепловые характеристики процесса нарезания резьбы, тепловое и напряженное состояние режущего клина инструмента. Оценена работоспособность токарных резьбовых резцов с разработанными многослойными покрытиями.

Ключевые слова: резьба, износостойкие покрытия, температура, работоспособность инструмента.

The structural parameters and mechanical properties of wear-resistant coatings, the effect of multi-wear-resistant coating on the contact and thermal characteristics of the process of tapping, thermal and stress cutting wedge tool. Estimated efficiency of turning tools with threaded developed multilayer coatings.

Keywords: thread, the thread-cutting tool, wearproof coatings, temperature, performance tool.

Одним из наиболее эффективных путей повышения работоспособности режущего инструмента является нанесение на его рабочие поверхности износостойких покрытий.

Наиболее широкое применение в промышленности имеют однослойные одноэлементные покрытия, но их эффективность не всегда устраивает. Дальнейшим усовершенствованием режущего инструмента с покрытием является нанесение многослойных покрытий, обладающих свойствами, отличными от свойств каждого слоя в отдельности. Принцип формирования многослойных покрытий строится на основе анализа механизма разрушения покрытия в процессе резания, который в свою очередь определяется процессами, происходящими на контактных площадках режущего инструмента [1, 2].

В связи с этим были проведены исследования по разработке многослойных покрытий для токарных резьбовых резцов, работающих по профильной схеме резания.

Исследовали однослойные одно- и многоэлементные покрытия TiN, TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN толщиной 6 мкм, которые наносили на многогранные неперегретаемые твердосплавные резьбовые пластины полного профиля CoroThread™ R.166 фирмы "Sandvik Coromant" (Швеция) из сплава H13A. Как образцы-свидетели при исследовании структурных параметров и механических свойств использовали

пластины формы SNGN из сплава MC146 ЗАО "Твердосплавная компания" (Россия).

Структурные параметры покрытий (период кристаллической решетки a , полуширина рентгеновской линии β_{111} , остаточные напряжения σ_0 , параметр текстуры J_{111}/J_{200}) определяли на рентгеновском дифрактомере "ДРОН-3М". Механические свойства (микротвердость H_v , коэффициент отслоения K_0 – меньшие значения коэффициента свидетельствуют о большей прочности сцепления покрытия с инструментальной основой, коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} и модуль Юнга E) определяли с использованием микротвердомера "Mitutoyo NH-125" и твердомера "ТК-15" по методике работы [3].

Интенсивность износа J режущего инструмента определяли по формуле

$$J = \frac{h_3}{L} 10^{-4},$$

где h_3 – величина фаски износа по задней поверхности, мм; L – длина пути резания, мм.

Для оценки влияния конструкции покрытия на структурные параметры, механические свойства покрытия и интенсивность изнашивания резьбовых резцов использовали многофакторный эксперимент на основе симплекс-суммируемого ротатбельного плана второго порядка с размещением опытов в вершинах и в центре шестиугольника [4].

Для оценки работоспособности токарных резьбовых резцов использовали полнофакторный эксперимент 2².

На основе априорных данных была принята следующая зависимость:

$$T = \frac{C}{v^x P^y},$$

где C – постоянный коэффициент; v – скорость резания, м/мин; P – шаг резьбы, мм; x, y – показатели влияния v и P на период стойкости T .

Резьба нарезалась по профильной схеме резания на заготовках из сталей 38ХГН и 12Х18Н10Т, режимы резания: скорость резания $v = 80$ и 120 м/мин, шаг резьбы $P = 0,75...3$ мм.

Структурные параметры и механические свойства однослойных покрытий различного состава представлены в табл. 1. Как видно, при переходе от одноэлементного покрытия TiN к трехэлементным покрытиям структурные параметры и механические свойства возрастают. Уменьшение периода кристаллической решетки a для покрытий TiCrN и TiCrAlN по сравнению с одноэлементным покрытием TiN связано с меньшими атомными радиусами хрома и алюминия по сравнению с атомным радиусом титана. Большее значение атомного радиуса циркония по отношению к TiN вызывает объемное расширение кристаллической решетки, что проявляется в увеличении периода кристаллической решетки для покрытия TiCrZrN. Изменение периода кристаллической решетки, свидетельствующее об искажении кристаллической решетки, вызывает соответствующее изменение полуширины рентгеновской линии β_{111} . По сравнению с покрытием TiN, увеличение величины полуширины рентгеновской линии β_{111} для покрытия TiCrN составило 20 %, а для покрытий TiCrN и TiCrZrN – 24 и 26 % соответственно.

Остаточные сжимающие напряжения σ_0 в материале покрытия возрастают при переходе от одноэлементного покрытия TiN к многоэлементным покрытиям TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN в 1,79, 1,8 и 1,83 раза соответственно. Большие значения величины остаточных напряжений в материале многоэлементных покрытий способствуют повышению времени работы инструмента до образования в покрытиях трещин, что должно положительно отражаться на работоспособности инструмента. Рост величин β_{111} и σ_0 свидетельствует об упрочнении материала покрытия и отражается на микротвердости покрытий H_{μ} . Микротвердость многоэлементных покрытий TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN по сравнению с микротвердостью одноэлементного покрытия TiN выше на 12, 14 и 27 % соответственно.

Повышение критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} и модуля Юнга E при переходе от одноэлементного покрытия TiN к многоэлементным покрытиям TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN свидетельствует об увеличении сопротивляемости материала многоэлементных покрытий хрупкому разрушению и повышению энергии связей между атомами и, следовательно, росте прочности материала покрытий. В то же время рост механических свойств покрытий при переходе от одноэлементного покрытия к многоэлементным снижает прочность сцепления с инструментальной основой, о чем свидетельствует повышение коэффициента отслоения K_0 .

Результаты влияния износостойких покрытий на контактные характеристики процесса резания и параметры теплового состояния токарных резьбовых резцов представлены в табл. 2 и 3 и на рис. 1.

Анализ результатов исследований теплового и напряженного состояния токарных резьбовых резцов показывает, что влияние покрытий на контактные характеристики, параметры теплового состояния инструмента, поля температур и напряжений в его режу-

Таблица 1

Структурные параметры и механические свойства износостойких покрытий

Покрытие	Период кристаллической решетки a	Полуширина рентгеновской линии β_{111}, \circ	Остаточные напряжения $\sigma_0, \text{МПа}$	Коэффициент отслоения K_0	Микротвердость $H_{\mu}, \text{ГПа}$	Коэффициент интенсивности напряжений $K_{Ic}, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$	Модуль Юнга $E, \text{ГПа}$
TiN	0,4235	0,5	775	1,1	26,4	3,70	287
TiCrN	0,4215	0,6	1391	1,2	29,5	3,80	334
TiCrAlN	0,4224	0,62	1394	1,25	30,1	4,05	348
TiCrZrN	0,4279	0,63	1422	1,25	33,5	4,10	354

Таблица 2

Влияние износостойких покрытий на контактные характеристики процесса нарезания резьбы на заготовках из стали 38ХГН (профильная схема резания, последний проход резца)

Покрытие	Составляющая сила резания, Н			Полная длина контакта стружки с передней поверхностью C_γ , мм	Коэффициент укорочения стружки K_L	Контактная нагрузка, МПа		Контактное напряжение, МПа	
	Главная P_z	Радиальная P_y	Осевая P_x			Нормальная q_N	Касательная q_F	Нормальное σ_N	Касательное τ_F
Без покрытия	5090	2000	940	1,2	1,95	233	94	572	134
TiN	4440	1680	750	0,67	1,68	346	131	950	193
TiCrN	4460	1700	790	0,7	1,71	308	119	913	173
TiCrAlN	4470	1720	860	0,73	1,8	277	110	870	159
TiCrZrN	4480	1730	840	0,75	1,86	271	107	843	155

Таблица 3

Влияние износостойких покрытий на характеристики теплового процесса нарезания резьбы (профильная схема резания, последний проход резца)

Покрытие	Мощность теплового потока на поверхности		Интенсивность теплового потока на поверхности		Средняя контактная температура на поверхности	
	передней $Q_1 \cdot 10^{-6}$, Вт	задней $Q_3 \cdot 10^{-6}$, Вт	передней $q_1 \cdot 10^6$, Вт/м ²	задней $q_3 \cdot 10^6$, Вт/м ²	передней $T_{п.ср}$, °С	задней $T_{з.ср}$, °С
Без покрытия	70,72	-1,15	14,5	-17,41	812,1	449,8
TiN	60,46	-0,84	16,86	-20,43	775,8	427,8
TiCrN	64,52	-0,85	13,26	-16,62	782,2	436,5
TiCrAlN	65,70	-0,86	12,68	-15,66	786,4	435,0
TiCrZrN	66,66	-0,86	12,03	-15,0	789,5	437,4

щем клине аналогично тому, что имеет место при продольном точении. Нанесение покрытий TiN снижает контактные характеристики процесса резания:

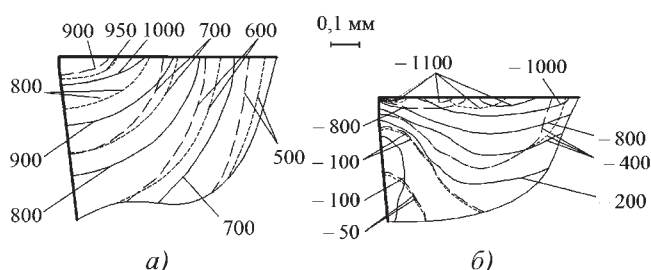


Рис. 1. Поля температур (°С) (а) и напряжений σ_x (МПа) (б) в режущем клине резьбового резца без покрытия (сплошная линия), с покрытием TiN ("длинный" пунктир) и с покрытием TiCrZrN ("короткий" пунктир)

полную длину контакта стружки с передней поверхностью инструмента C_γ , коэффициент укорочения стружки K_L , составляющие силы резания P_z, P_y, P_x , изменяет средние контактные нагрузки и напряжения. При переходе от одноэлементного покрытия TiN к многоэлементным TiCrAlN и TiCrZrN наблюдается повышение значений $C_\gamma, K_L, P_z, P_y, P_x$. Снижение длины контакта C_γ при нанесении покрытия TiN вызывает рост средних контактных нагрузок и контактных напряжений по сравнению с резцом без покрытия, а повышение C_γ для резцов с многоэлементными покрытиями ведет к снижению указанных параметров.

Аналогично изменение длины контакта C_γ проявляется на характере распределения температур и напряжений в режущем клине резьбовых резцов – нанесение покрытий TiN снижает температуру, напря-

жения на контактных площадках и в режущем клине и смещает изотермы и изобары в сторону к задней поверхности; для резцов с многоэлементными покрытиями температуры и напряжения несколько выше, но из-за большей длины контакта C_γ изотермы температуры и изобары напряжений по сравнению с резцом, имеющим покрытие TiN, сдвигаются в сторону от режущей кромки и вглубь инструментальной основы (см. рис. 1).

Учитывая вышесказанное, при формировании многослойных покрытий для токарных резьбовых резцов был принят принцип формирования таких покрытий для непрерывного резания [5]. Исходя из полученных данных в качестве верхнего слоя многослойного покрытия использовали трехэлементные нитридные покрытия TiCrAlN и TiCrZrN. Данные покрытия имеют высокий уровень сжимающих остаточных напряжений, способствующих формированию в них в процессе резания высоких нормальных сжимающих напряжений, и обеспечивают наилучшее тепловое и напряженное состояние режущего клина инструмента. В качестве нижнего слоя многослойного покрытия, обеспечивающего прочность сцепления с инструментальной основой, было выбрано покрытие TiCrN, имеющее наименьший коэффициент отслоения K_0 по сравнению с трехэлементными покрытиями.

Для определения рациональной конструкции многослойных покрытий исследовали влияние толщин слоев покрытия TiCrN–TiCrZrN на структурные параметры, механические свойства и интенсивность изнашивания токарных резьбовых резцов. Толщину верхнего слоя многослойного покрытия варьировали от 2 до 4 мкм, общую толщину – от 5 до 7 мкм.

Установлено, что период кристаллической решетки a и полуширина рентгеновской линии β_{111} с ростом толщины верхнего слоя TiCrZrN и общей толщины покрытия практически не изменяются. Так, увеличение толщины верхнего слоя покрытия с 2 до 4 мкм привело к незначительному (до 2 %) повышению периода кристаллической решетки при практически постоянной величине полуширины рентгеновской линии β_{111} . Большое влияние рост толщины верхнего слоя TiCrZrN оказывает на уровень остаточных сжимающих напряжений σ_0 , которые в указанном выше интервале толщины верхнего слоя возрастают на 57 %. Наблюдаемый рост уровня остаточных сжимающих напряжений косвенно свидетельствует о повышении микротвердости покрытия, что долж-

но положительно отразится на работоспособности инструмента. Изменение параметра текстуры с ростом толщины слоя TiCrZrN и общей толщины покрытия носит экстремальный характер. Увеличение толщины верхнего слоя многослойного покрытия TiCrZrN ведет к росту параметра текстуры J_{111}/J_{200} , что говорит об увеличении доли кристаллитов с ориентацией в кристаллической плоскости [111]. Преимущественная ориентация кристаллитов в одинаковом направлении способствует анизотропии свойств материала покрытия, что, с одной стороны, может благоприятно влиять на эксплуатационные параметры, приводя, например, к росту микротвердости и износостойкости. В то же время при разрушении покрытия в результате процессов трещинообразования развитие трещин может происходить по границам кристаллитов, в этом случае одинаковая ориентация может сыграть отрицательную роль.

Результаты исследования механических свойств многослойного покрытия TiCrN–TiCrZrN приведены на рис. 2.

Наибольшее влияние на микротвердость многослойного покрытия TiCrN–TiCrZrN оказывает увеличение толщины верхнего слоя, с ростом толщины которого она повышается. Коэффициент отслоения K_0 зависит от толщины нижнего слоя, с уменьшением которой он снижается, что свидетельствует о повышении прочности сцепления покрытия с инструментальной основой.

Модуль Юнга E и коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} , как и микротвердость H_μ , многослойных покрытий определяются составом и свойствами верхнего слоя покрытия и возрастают с повышением его толщины.

Как видно из данных табл. 4, многослойные покрытия по сравнению с однослойными имеют более

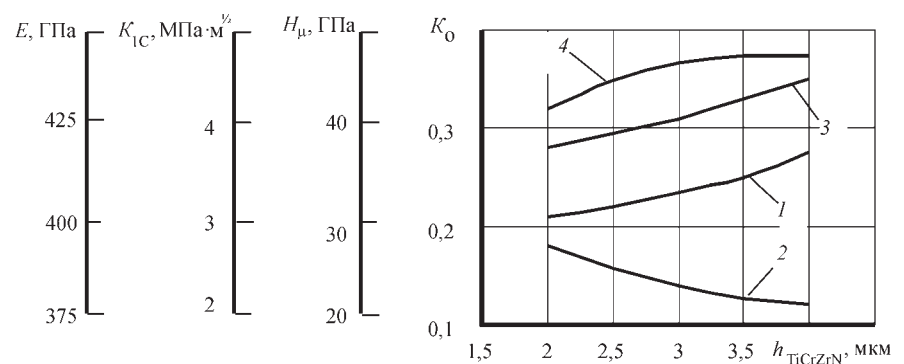


Рис. 2. Влияние толщины верхнего слоя TiCrZrN на микротвердость H_μ (1), коэффициент отслоения K_0 (2), модуль Юнга E (3) и коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} (4) многослойного покрытия TiCrN–TiCrZrN общей толщиной 6 мкм

Таблица 4

Механические свойства многослойных покрытий

Покрытие	K_0	H_μ , ГПа	K_{1C} , МПа·м ^{1/2}	E , ГПа
TiN	1,1	26,4	3,7	287
TiCrN	1,2	29,5	3,8	334
TiCrZrN	1,25	33,5	4,1	354
TiCrAlN–TiCrN	0,12	36,5	4,6	410
TiCrZrN–TiCrN	0,12	37,5	4,9	417

высокие механические свойства и большую прочность сцепления с инструментальной основой.

Результаты исследований влияния конструкции многослойного покрытия TiCrN–TiCrZrN на интенсивность изнашивания токарного резьбового резца приведены на рис. 3. Установлено, что минимальную интенсивность изнашивания имеют резьбовые резцы с общей толщиной 7 мкм. Зависимость интенсивности изнашивания от толщины верхнего слоя TiCrZrN носит экстремальный характер. С увеличением толщины слоя TiCrZrN интенсивность изнашивания режущего инструмента уменьшается и достигает минимума при его толщине, равной 50...65 % от общей толщины многослойного покрытия. Дальнейшее увеличение толщины слоя TiCrZrN ведет к повышению интенсивности изнашивания.

На основании полученных рекомендаций по общей толщине многослойного покрытия и соотношениям толщин его слоев разработаны компоновочные схемы и технологические режимы их нанесения [6, 7].

Исследование влияния элементов режима резания на период стойкости токарных резьбовых резцов проводили при нарезании резьбы по профильной схеме резания на заготовках из стали 38ХГН и 12Х18Н10Т. Установлено, что применение покрытий увеличивает период стойкости режущего инструмента как при нарезании резьбы на заготовках из углеродистой низколегированной стали 38ХГН, так и из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. При этом большая эффективность многослойных покрытий с точки зрения повышения стойкости токарных резьбовых резцов имеет место при обработке заготовок из стали 38ХГН, что связано с менее напряженным теплосиловым состоянием режущего клина при обработке материалов данной группы обрабатываемости по сравнению с нержавеющей сталью.

При нарезании резьбы на заготовках из стали 38ХГН (рис. 4 (I)) применение разработанных многослойных покрытий повышает период стойкости в за-

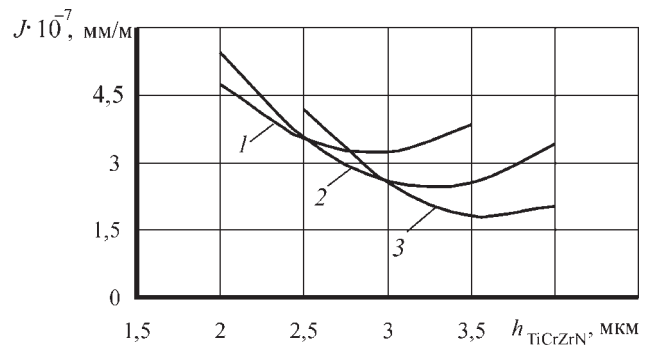


Рис. 3. Влияние конструкции покрытия на интенсивность изнашивания резьбового резца при нарезании резьбы на заготовках из стали 38ХГН:

общая толщина покрытия 5, 6, 7 мкм, соответственно 1, 2, 3

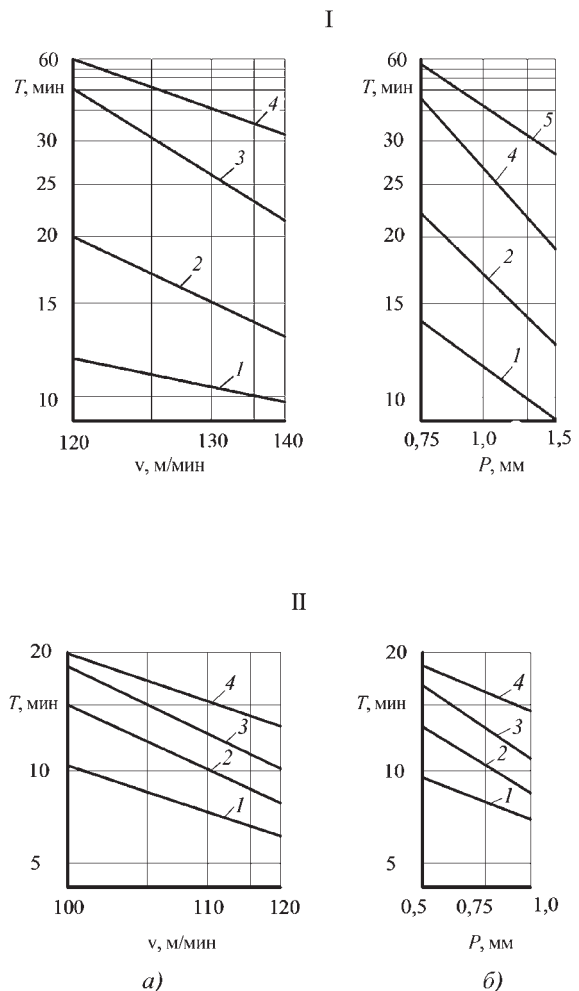


Рис. 4. Зависимость периода стойкости режущего инструмента $T_{от}$ от скорости резания v (а) и шага нарезаемой резьбы P (б) при обработке заготовок из сталей 38ХГН (I), 12Х18Н10Т (II): 1 – Н13А; 2 – TiN; 3 – TiCrN–TiCrAlN; 4 – TiCrN–TiCrZrN

висимости от режима обработки и конструкции покрытия в 2,4 – 4,6 раза по сравнению с резцами без покрытия и в 2,5 – 3,0 раза по сравнению с резцами с покрытием TiN. Наблюдаемое повышение периода стойкости инструмента связано со снижением теплонапряженности режущего клина инструмента в процессе нарезания резьбы и увеличением его формоустойчивости при применении многослойных покрытий.

При нарезании резьбы на заготовках из стали 12Х18Н10Т эффективность многослойных покрытий ниже (рис. 4 (II)). Период стойкости резьбовых резцов с многослойными покрытиями увеличился в 1,8 – 2,0 раза по сравнению с инструментом без покрытия и в 1,3 – 1,5 раза – с покрытием TiN. Как и в случае с нарезанием резьбы на заготовках из стали 38ХГН, наиболее эффективным является покрытие TiCrN–TiCrZrN.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Износостойкие** ионно-плазменные покрытия режущего инструмента и технологии их нанесения / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Технология машиностроения. 2007. № 1. С. 22–28.

2. **Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П.** Методологические принципы создания функциональных покрытий нового поколения для применения в инструментальном производстве // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 12. С. 13–22.

3. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Определение механических характеристик износостойких ионно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Изв. Самарского научного центра РАН. 2010. Т. 12. № 4. С. 292–297.

4. **Тихомиров В.Б.** Планирование и анализ эксперимента. М.: Легкая индустрия, 1974. 262 с.

5. **Табаков В.П., Ермолаев А.А.** Многослойные покрытия инструмента, работающего в условиях непрерывного резания // СТИН. 2005. № 7. С. 21–25.

7. **Пат. № 2410466 РФ.** Способ получения многослойного покрытия для режущего инструмента / В.П. Табаков, А.В. Циркин, М.Ю. Смирнов, Д.И. Сагитов № 2009141122/02; заявл. 06.11.2009; опубл. 27.01.2011, Бюл. № 3.

8. **Пат. № 2410467 РФ.** Способ получения многослойного покрытия для режущего инструмента / В.П. Табаков, А.В. Циркин, М.Ю. Смирнов, Д.И. Сагитов № 2009141156/02; заявл. 06.11.2009; опубл. 27.01.2011, Бюл. № 3.



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

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

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

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

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

Сдано в набор 01.03.13 г. Подписано в печать 11.04.13 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

Отпечатано в ООО "Белый ветер", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

«Упрочняющие технологии и покрытия»

Статьи в журнале публикуются бесплатно.

Журнал входит в Перечень изданий ВАК РФ (см.: <http://vak.ed.gov.ru>).

Объем статьи, предлагаемой к публикации, не должен превышать **20 страниц** машинописного текста, напечатанного на белой бумаге формата А4 на одной стороне листа через два интервала.

В редакцию предоставляются в двух экземплярах:

✓ Текст статьи, подписанный всеми авторами, с указанием даты представления
✓ Иллюстрации, подписанные на обороте карандашом, с указанием номера иллюстрации и названия статьи

✓ Перечень подрисовочных подписей

✓ Аннотация (5–10 строк) – на русском и английском языке

✓ Ключевые слова на русском и английском языке

✓ Фамилия, инициалы авторов и название статьи на английском языке

✓ Сведения об авторах (фамилия, имя, отчество, ученая степень, место работы, занимаемая должность, домашний и служебный адреса и телефоны, факс и e-mail, также паспортные данные, ИНН, ГПС)

Статьи, набранные на компьютере, желательно представлять как в виде распечатки на принтере, так и в файловом виде на дискете 3,5" или по e-mail. Текст в формате Microsoft Word (Times New Roman, 12-й кегель, два интервала), иллюстрации в виде отдельных файлов – TIFF, BMP, JPEG, CDR с максимально возможным разрешением. В статье рекомендуется указать поставленную цель, задачи, пути их решения и сделать соответствующие выводы. Если предложенная методика, разработка и т.д. имеют практическую ценность, очень желательно это подчеркнуть в статье.

Формулы, буквенные обозначения, цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми. Сходные по начертанию буквы (прописные и строчные, латинского и греческого алфавита) следует пояснять на полях простым карандашом.

Иллюстрации выполняются с учетом последующего воспроизведения их средствами оперативной полиграфии (с использованием сканера): штриховые (чертежи, схемы, графики, рисунки) – четкое, контрастное изображение на плотной бумаге; тоновые (фотографии) – на матовой бумаге с высокой контрастностью.

Список литературы составляется по порядку ссылок в тексте и оформляется следующим образом: для книг и сборников – фамилии и инициалы авторов, полное название книги (сборника), город, издательство, год (не ранее 1980 г.) желательно общее число страниц; для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, полное название статьи, название журнала, год, том, номер страниц. Если число авторов более четырех, то необходимо указывать первых трех со словами "и др.". Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений.

Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются.

Срок публикации статьи с момента получения рукописи – 4–5 месяцев.

107076, Москва, Стромьинский пер., д. 4, ООО "Издательство Машиностроение",
редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия"

Телефоны: (499) 268-40-77, 269-54-96. Факс: (499) 268-85-26, 269-48-97

E-mail: utp@mashin.ru