ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 6 (66)
ИЮНЬ
2010

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

Заместители главного редактора:
И.Н. ЖЕСТКОВА
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
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:
Е.П. ЗЕМСКОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Кремнёв Л.С., Виноградова Л.А. Быстрорежущие стали для металлорежущих инструментов с плазменными покрытиями . . . 3

Овсеенко А.Н., Клауч Д.Н. Современные проблемы, связанные с технологическими остаточными напряжениями . . . 8

Овсеенко А.Н., Клауч Д.Н., Кущева М.Е., Овсеенко Е.С. Качество поверхностного слоя деталей, упрочненных методами поверхностного пластического деформирования . . . 13

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Непершин Р.И. Поверхностное пластическое деформирование скользящим инструментом . . . 19

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Григорьев С.Н., Мельник Ю.А., Метель А.С., Панин В.В. Изготовление канавок на износостойкой диэлектрической поверхности с помощью широкого пучка быстрых атомов аргона . . . 23

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Верещака А.С., Верещака А.А. Функциональные покрытия для режущего инструмента . . . 28

Волосова М.А., Григорьев С.Н. Технологические принципы осаждения износостойких нанопокрытий для применения в инструментальном производстве . . . 37

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Григорьев С.Н., Мельник Ю.А., Метель А.С., Валуева И.В., Прудников В.В. Иммерсионная ионная имплантация и азотирование в плазме тлеющего разряда с электростатическим удержанием электронов . . . 43

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

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2010**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 6 (66)
June
2010

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

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

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

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Kremnev L.S., Vinogradova L.A. High-speed steels for metalcutting tools with plasma covering . . . 3

Ovseenko A.N., Klauch D.N. Modern problems associated with processing residual stresses . . . 8

Ovseenko A.N., Klauch D.N., Kyscheva M.E., Ovseenko E.S. The quality of the surface layer of parts, hardened by methods of surface plastic deformation . . . 13

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Nepershin R.I. Surface plastic deformation of a rolling tool . . . 19

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Grigoriev S.N., Melnik Yu.A., Metel A.S., Panin V.V. Grooves production on wear-resistant dielectric surface a broad beam of fast argon atoms . . . 23

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Vereschaka A.S., Vereschaka A.A. Functional coatings for cutting tools . . . 28

Volosova M.A., Grigoriev S.N. Technological principles of deposition of wear-resistant nano for use in tool production . . . 37

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Grigoriev S.N., Melnik Yu.A., Metel A.S., Valyeva I.V., Prydnikov B.B. Immersion ion implantation and nitriding in the plasma of a glow discharge with electrostatic confinement of electrons . . . 43

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

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2010**

УДК 669.14.018.252

Л.С. Кремнёв *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*,
Л.А. Виноградова *(РГТУ нефти и газа им. Губкина)*
E-mail: KremnevLS@yandex.ru

Быстрорежущие стали для металлорежущих инструментов с плазменными покрытиями

Представлены молибденовые быстрорежущие стали высокой твердости (64...66 HRC) и теплостойкости (640 °С) при минимальном содержании легирующих компонентов, предназначенные для металлорежущих инструментов и специально для инструментов с плазменными покрытиями.

Ключевые слова: *молибденовые быстрорежущие стали, плазменные покрытия, адгезия, карбиды ванадия МС.*

The paper considers molybdenum high-speed steel of high hardness (64...66 HRC) and heat resistance (640 °C) with minimal alloy content. The steels are designed for metal-cutting tools and specially for those with plasma coating.

Keywords: *molybdenum high-speed steels, plasma coatings, adhesion, carbides of vanadium MC.*

В 2010 г. исполняется 100 лет с тех пор как впервые на Всемирной промышленной выставке в Брюсселе были продемонстрированы металлорежущие инструменты из стали с ~ 0,7 % С и ~ 18 % W, применение которых позволило повысить скорость резания от 5...8 до ~ 30...40 м/мин. В результате многократно увеличилась производительность обработки – съем стружки возрос от 3...5 до 300 кг/ч.

Химический состав стали Р18 (С ~ 0,8 %; W ~ 18 %; Cr ~ 4 %, V ~ 1 %) сложился окончательно к началу двадцатых годов прошлого столетия и сохранился до настоящего времени. Следует полагать, что сталь Р18 остается одной из лучших быстрорежущих сталей среди множества других быстрорежущих сталей, разработанных за эти 100 лет, так как содержание углерода и легирующих компонентов в ней оказалось оптимальным.

К сталям оптимального состава следует отнести те, которые обладают лучшим сочетанием эксплуатационных и технологических свойств при меньшем содержании в них наиболее дорогостоящих легирующих компонентов, чем в других известных сталях того же назначения. Естественно, что оптимальный состав стали изменяется со временем в связи с изменениями свойств обрабатываемых материалов, конструкции и технологии производства инструментов, конъюнктуры легирующих компонентов и т.п.

Вместе с тем быстрорежущие стали по уровню и разнообразию легирования, фазовых превращений, способов упрочнения и структуре, а также противоречивых требований, предъявляемых к их эксплуатационным и технологическим свойствам, относятся к наиболее сложным сплавам на основе железа. Кроме того, они отличаются повышенной стоимостью.

По этим причинам состав стали Р18 был выбран экспериментально в результате изучения многочисленных и разнообразных свойств большого количества плавок, в которых в широких пределах систематически изменяли содержание углерода и многих легирующих компонентов.

В конце 1930-х годов на такой же широкой экспериментальной основе была разработана вольфрамомолибденовая быстрорежущая сталь оптимального состава Р6М5, в которой значительная часть наиболее дефицитного вольфрама была заменена молибденом. Молибден находится в одной группе и рядом с вольфрамом в Периодической системе Д.И. Менделеева и поэтому свойства их соединений с углеродом, т.е. их карбидов, весьма схожи. На основе сталей Р18 и Р6М5 были созданы многочисленные быстрорежущие стали повышенной красностойкости (теплостойкости) с увеличенным содержанием ванадия и кобальтовые быстрорежущие стали марок Р18Ф2, Р6М5Ф3, Р18К10, Р6М5К5 и др.

В настоящее время наряду с этими сталями включены в стандарты и в марочники производителей многих стран десятки марок других быстрорежущих

сталей, в которых содержание углерода и отмеченных легирующих компонентов изменяется в широких пределах. Появление множества марок сталей разнообразного химического состава, разработке которых было посвящено тысячи исследований, объясняется, во-первых, стремлением создать стали с более высоким уровнем свойств и с меньшим в них содержанием легирующих компонентов, чем в сталях Р18 и Р6М5, и, во-вторых, отсутствием теории легирования быстрорежущих сталей. В этом случае судить о качестве той или иной стали возможно только по результатам многолетнего опыта применения и производства из нее инструментов широкой номенклатуры и в промышленных масштабах.

Теория легирования быстрорежущих сталей [1], созданная в МГТУ "Станкин", позволяет:

1. Объяснить причины, по которым стали Р18 и Р6М5 оказались сталями оптимального состава и остаются до настоящего времени одними из лучших быстрорежущих сталей.

2. Установить уровень легирования и соотношения между концентрациями углерода и основных легирующих компонентов, характерные для быстрорежущих сталей оптимального состава.

3. Создавать на этой основе или выбирать среди известных стали, состав которых наиболее близок к оптимальному, с учетом особенностей и конъюнктуры легирующих компонентов и изменяющихся технологий производства и упрочнения инструментов из этих сталей.

Одновременно с разработкой быстрорежущих сталей оптимального состава проводили многочисленные исследования с целью повышения стойкости инструментов, подвергнутых стандартной термической обработке и заточке, путем упрочнения их режущих поверхностей. Благодаря созданию и применению методов химико-термической обработки (цианирование, карбонитрирование, азотирование и др.) удалось повысить стойкость инструментов в ~ 1,5...2,5 раза.

Разработка и широкое промышленное использование плазменной технологии нанесения покрытий на режущие инструменты позволили радикальным образом увеличить их стойкость, а в ряде случаев и производительность обработки. Этот результат был получен прежде всего благодаря тому, что твердость и теплостойкость нитридов и карбидов переходных металлов IV и V групп Периодической системы Д.И. Менделеева, на основе которых создавались покрытия, значительно выше, чем у поверхности инструментов, подвергнутых химико-термической обработке. Так, если твердость и теплостойкость стали Р6М5 в результате последней увеличиваются от ~ 850 HV и 620 С до 1100...1150 HV и 630 С, то покрытие на основе нитрида титана обеспечивает повышение твердости до 2000...2200 HV и теплостойкости до 700...750 С без уменьшения прочности инструмента.

В течение последних 30 лет были проведены многочисленные исследования, посвященные изучению физико-химических свойств покрытий, совершенствованию технологии их нанесения, созданию методов контроля качества покрытий, сравнительным испытаниям стойкости инструментов с покрытиями и определению рациональных областей их применения.

Вместе с тем исследований по выбору или разработке быстрорежущих сталей для производства из них инструментов с плазменными покрытиями очень мало. Среди них следует отметить работы [2, 3], в которых изучали влияние структуры стандартных быстрорежущих сталей на структуру и свойства покрытий. Однако в этих и других работах вопрос о выборе среди известных сталей или же о разработке сталей оптимального состава для инструментов с покрытиями не ставился; до настоящего времени инструменты с плазменными покрытиями производятся в основном из стали Р6М5 или из сталей на ее базе.

При выборе быстрорежущих сталей оптимального состава необходимо учитывать особенности структуры и свойств покрытий, а также технологии их нанесения. Быстрорежущие стали для инструментов с покрытиями должны:

1. Обладать большей твердостью, чем сталь Р6М5 (~ 850 HV). Это требование продиктовано тем, что, во-первых, покрытия обладают высокой твердостью и, во-вторых, весьма тонкие (4...6 мкм). По этой причине чем выше твердость стали и, следовательно, больше сопротивление режущего клина пластическому деформированию, тем меньше склонность тонкого и твердого покрытия к хрупкому разрушению и отслоению. В работе [2], как и во многих других, показано, что критическая нагрузка отслоения (нарушение адгезии) плазменного покрытия из карбонитрида титана Ti(C, N) от поверхности быстрорежущей стали уменьшается прямо пропорционально понижению ее твердости. Это снижение составляет ~ 15 % на каждые 100 HV.

2. Иметь высокую теплостойкость. Ужесточение условий обработки инструментами с покрытиями требует повышения теплостойкости основы, так как покрытия весьма тонкие и обладают высокой теплопроводностью. Следует также отметить, что повышение теплостойкости стали уменьшает опасность переотпуска поверхностного слоя инструментов при его нагреве в процессе заточки и нанесения покрытия.

3. Хорошо шлифоваться для того, чтобы избежать дефектов шлифования в поверхностном слое инструментов, на который наносится покрытие.

4. Иметь наиболее низкую концентрацию легирующих компонентов, так как объем производства

инструментов с покрытиями непрерывно увеличивается, и следует полагать, что практически все режущие инструменты из быстрорежущих сталей будут производиться с покрытиями.

В исследовании [3] показано, что частицы карбидов ванадия VC являются центрами эпитаксиального роста покрытия на основе нитрида титана TiN благодаря тому, что они имеют одинаковое строение кристаллических решеток (кубическая гранецентрированная) и близкие значения их периодов: различие между ними составляет только 1,4 %.

По этим причинам присутствие в структуре быстрорежущих сталей мелких карбидов ванадия в увеличенном количестве заметно повышает адгезию покрытия на основе нитрида титана. Величина критической нагрузки, вызывающей отслоение покрытия, возрастает при этом почти в 2 раза (рис. 1). Вместе с тем быстрорежущие стали, содержащие много карбидов ванадия, плохо шлифуются, так как твердость этих карбидов не меньше твердости режущих зерен корунда (электрокорунда) Al_2O_3 наиболее распространенных кругов для шлифования и заточки режущих инструментов из быстрорежущих сталей.

В МГТУ "Станкин" на основе разработанной теории легирования теплостойких инструментальных сталей [1] созданы быстрорежущие молибденовые стали типа 11М7ВФ оптимального состава, которые при меньшем содержании легирующих компонентов по уровню эксплуатационных и технологических свойств заметно превосходят свойства известных быстрорежущих сталей (таблица), например Р6М5.

Углерод и практически все легирующие компоненты быстрорежущих сталей после отжига сосредоточены в карбидах (размером ~ 1...10 мкм) сильных карбидообразующих компонентов: вольфрама, молибдена, ванадия и хрома. Карбиды этих компонентов частично растворяются в аустените сталей при нагреве инструментов до высоких температур (1220...1280 С) в процессе их закалки. В результате

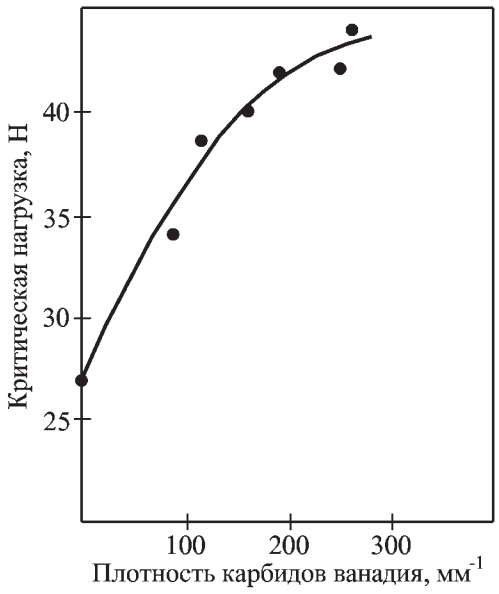


Рис. 1. Зависимость величины критической нагрузки отслоения покрытия от плотности карбидов ванадия VC на поверхности быстрорежущей стали ASP23 [3]

аустенит насыщается углеродом и легирующими компонентами, обеспечивая их высокую концентрацию в мартенсите – металлической основе быстрорежущих сталей после достаточно быстрого охлаждения инструментов, т.е. после их закалки.

Последующий отпуск при ~ 560 С приводит к упрочнению инструментов до 62...68 HRC и повышению их теплостойкости до 620...640 С благодаря выделению из мартенсита большого количества (10^{17}...10^{18} 1/см^3) дисперсных (~ 10 10 1 Нм) частиц карбидов легирующих компонентов. Чем больше карбидов отожженных сталей растворится в аустените при закалке инструментов, тем больше дисперсных карбидов выделится из мартенсита при отпуске и тем выше твердость и теплостойкость инструментов. Оставшиеся частицы карбидов, которые не растворяют-

Сравнительная характеристика свойств и стоимости быстрорежущих сталей Р6М5 и 11М7ВХ2Ф

Марка стали	Твердость HRC	Теплостойкость, С	Предел прочности $_и$, МПа	Коэффициент шлифуемости	Интервал температур закалки, С	Относительная стоимость легирующих компонентов*	Коэффициент стойкости при обработке стали 45
Р6М5	62...64	620	3100	1	20	1	1
11М7ВХ2Ф	64...66	640	3100	1	50	0,8	3...3,5

*Данные из работы [4].

Примечание. Предел прочности при изгибе в прокате 25 мм.

ся в аустените при нагреве во время закалки инструментов, препятствуют росту его зерен и позволяют получить мелкозернистую структуру сталей и, следовательно, высокие значения прочности и ударной вязкости инструментов.

Таким образом, растворимые карбиды обеспечивают высокие твердость и скорость резания, а нерастворимые – высокую прочность, большие подачу и глубину резания. Повышение температуры закалки выше оптимальной (размер зерен аустенита не более № 10–9 стандартной шкалы) увеличивает твердость и теплостойкость инструментов, но уменьшает их прочность.

Прочность инструментов также зависит от равномерности распределения и размеров нерастворимых карбидов: чем больше карбидная неоднородность и размеры карбидных частиц, тем меньше предел прочности быстрорежущей стали.

Карбидная фаза всех известных вольфрамовых и вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей оптимального состава после отжига состоит наполовину из растворимых и нерастворимых карбидов. Таким образом, легирующие компоненты этих сталей распределяются примерно поровну между этими карбидами. Однако карбидная неоднородность и размеры карбидов вольфрамомолибденовых сталей заметно меньше, чем вольфрамовых быстрорежущих сталей настолько, что их карбидная неоднородность оценивается с помощью разных шкал стандарта. По этой причине предел прочности и ударная вязкость вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей оптимального состава больше, чем вольфрамовых при равных значениях твердости и теплостойкости.

В работе [4] показано, что полная замена вольфрама на молибден в быстрорежущих сталях оптимального состава в соотношении 1 % мас. Mo ~ 1 – 4, 1,5 % мас. W существенно влияет на превращения, структуру и свойства сталей. При этом:

1. Растворимость молибдена (% ат.) в аустените сплавов системы Fe–Mo–C больше, чем вольфрама в аустените сплавов системы Fe–W–C при равной в них концентрации углерода. Установлено, что в аустените этих сплавов с содержанием углерода 0,5 % максимальная растворимость молибдена составляет 4,2 % ат. (~ 7 % мас.), а вольфрама – 2,9 % ат. (9,1 % мас.). Таким образом, растворимость молибдена в аустените в ~ 1,5 раза больше, чем вольфрама. В связи с этим твердость молибденовых сталей после отпуска и теплостойкость заметно больше, чем у вольфрамовых и вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей.

2. Температура эвтектического затвердевания жидкости сильно снижается под влиянием молибдена. В сплавах системы Fe–C с 18 % W и 10 % Mo (при почти равной концентрации этих компонентов в % ат.) она составляет ~ 1345 и 1260 C соответственно. Вследствие этого эвтектика молибденовых сталей имеет более тонкое строение, а ее нерастворимые карбиды мельче, чем у вольфрамовых сталей.

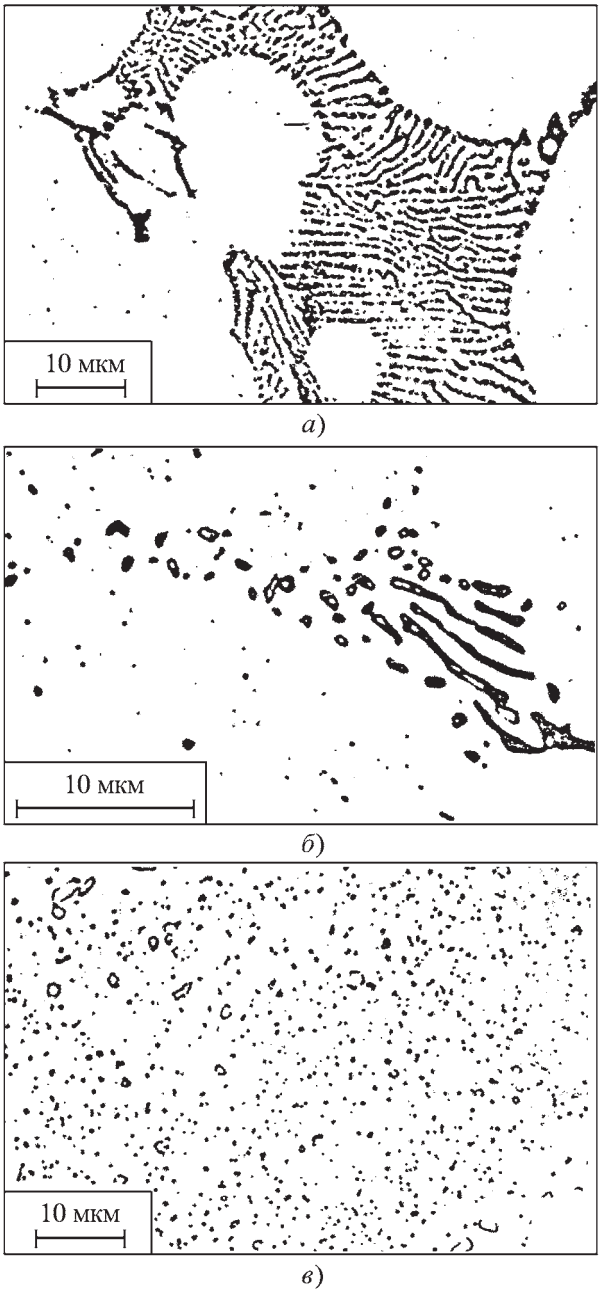


Рис. 2. Этапы превращения эвтектики молибденовых быстрорежущих сталей (*а*) под влиянием последующей термической обработки слитка (*б*), его горячего пластического деформирования и отжига проката (*в*) [8]

3. В процессе затвердевания высокоуглеродистых молибденовых быстрорежущих сталей в их структуре формируется эвтектика на основе карбидов M_2C палочной формы с высокой концентрацией молибдена

(~ 30 %) и ванадия (~ 20 %) [5]. Эта эвтектика, в отличие от эвтектики скелетообразной формы на основе карбида M_6C вольфрамовых и вольфрамомолибденовых сталей, во время горячего пластического деформирования и отжига заготовок из молибденовых сталей распадается на карбиды M_6C и MC [6]:

M_2C M_6C (на основе Fe_4Mo_2C) + MC (на основе VC).

Так как распад этой эвтектики протекает при нагреве уже выше 640...700 C [7], т.е. в твердом состоянии и в условиях горячего пластического деформирования слитка, то ее карбиды M_6C и, в особенности MC, оказываются очень мелкими и равномерно распределенными в структуре стали (рис. 2 [8]).

Показано, что карбиды M_2C, имеющие характерные для них вытянутую, стержнеобразную форму и направленность, распадаются на более округлые и мелкие карбиды M_6C (~ 2...5 мкм) и на многочисленные еще более мелкие карбиды MC (~ 0,5...1 мкм). Следовательно, можно обоснованно предположить, что их тормозящее влияние на рост зерен аустенита при нагреве до закалочных температур будет больше, чем нерастворимых карбидов вольфрамовых и вольфрамомолибденовых сталей. Действительно, несмотря на то, что доля нерастворимых карбидов в стали 11М7ВФ (в основном карбидов ванадия VC) меньше, чем в стали Р6М5, интервал закалочных температур первой в 2,5 раза шире, чем у второй (см. таблицу).

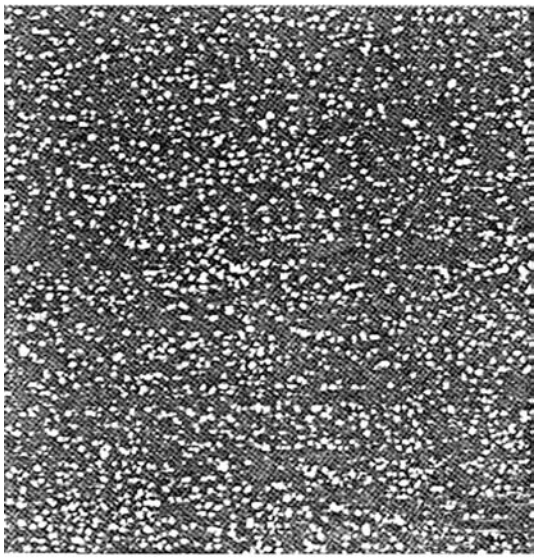
Благодаря тому, что сталь 11М7ВФ имеет заметно меньшую карбидную неоднородность и более мелкие нерастворимые карбиды, чем сталь Р6М5 (рис. 3), ее предел прочности не меньше этой стали, при том что твердость стали 11М7ВФ на 2 HRC больше.

4. В соответствии с выводами работы [3] присутствие в структуре стали 11М7ВФ большого количества мелких карбидов ванадия VC должно улучшить адгезию плазменных покрытий к режущим поверхностям инструментов и увеличить критическую нагрузку отслоения этих покрытий (см. рис. 1).

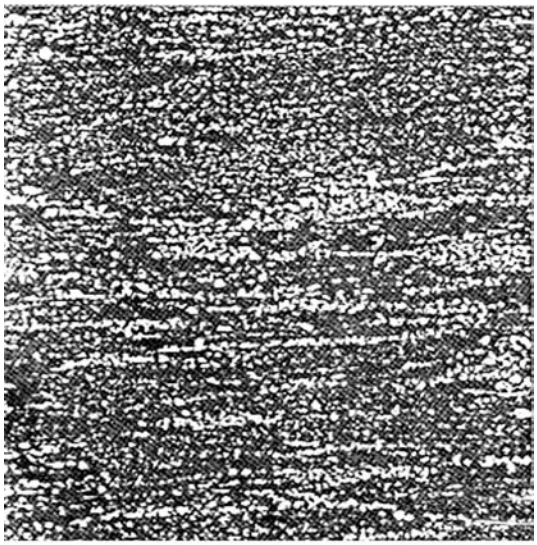
5. Благодаря равномерному распределению мелких карбидов ванадия шлифуемость стали 11М7ВФ не хуже шлифуемости стали Р6М5. Хорошо известно, что порошковые быстрорежущие стали с 4...5 % V, отличающиеся небольшой карбидной неоднородностью и мелкими карбидами, не уступают в шлифуемости сталям обычного производства с 1...2 % V.

Стойкость резцовых пластин из стали 11М7ВФ при непрерывном точении без охлаждения отожженной стали 45 (200 HB) со скоростью резания 90 м/мин, подаче 0,17 мм/об и глубине резания 0,5 мм оказалась в 3...3,5 раза выше стойкости пластин из стали Р6М5.

Испытания инструментов в цехах ОАО "АВТОВАЗ", изготовленных в условиях завода, показали, что стойкость червячных и концевых фрез, долбяков и отрезных резцов из сталей типа 11М7ВФ при обработке легированных конструкционных сталей (150...240 HB) по режимам, принятым на заводе, аналогична стойкости этих инструментов из сталей Р10М4К10Ф3, Р6М5К5 и Р6М5Ф3-МП.



а)



б)

Рис. 3. Карбидная неоднородность сталей типа 11М7ВФ и Р6М5 в заготовках ∅25 мм:
а – 11М7ВФ, балл 1–2; *б* – Р6М5, балл 3–4

Следует отметить высокую эффективность введения молибдена для упрочнения сталей типа 11М7ВФ дисперсионным твердением. С этой целью используется ~ 6 % Mo из суммарного количества в них Mo ~ 7,5 % и W < 1 %. Поэтому коэффициент их использования в сталях этого типа составляет 0,70...0,75, то-

гда как в вольфрамовых и вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталях оптимального состава (Р18 и Р6М5 и сталей на их основе) он равен 0,50...0,55.

Освоено промышленное производство сталей типа 11М7ВФ.

Выводы

1. В МГТУ "Станкин" на основе теории легирования теплостойких инструментальных сталей разработаны быстрорежущие стали типа 11М7ВФ оптимального состава.

2. Для изготовления высокопроизводительных металлорежущих инструментов с плазменными покрытиями целесообразно использовать стали типа 11М7ВФ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кремнёв Л.С.** Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов оптимального состава // МиТОМ. 2008. № 11. С. 18–28.

2. **Steinmann P.A., Hintermann H.E.** Adgesion of TiC and Ti(C,N) coating on steel // Vacuum Science and Technology. 1985. V. 3. N. 6. P. 2394–2400.

3. **Sindgren J.E., Hibbs M-K., Johansson B-O., Helmersson U.** Effect of substrate material on the growth and hardness of TiN films prepared by reactive sputtering // 2nd Inst. Conf. Science Hard Mater. 1986. P.749–755.

4. **Кремнёв Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А.** Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей // МиТОМ. 2009. № 12. С. 13–19.

5. **Steven G., Hayser J.J., Neumeyer T.A., Capenos J.M.** Effect of nitrogen on the fine structure of high-speed steel // Trans. ASM. 1969. V. 62. P. 180.

6. **Mihaiu N.** The formation of eutectic carbides and decomposition in high-speed steel / Roal Inst. Tehnol. Stockolm. 1987. P. 4.

7. **Ishikava F., Sudo K.** The effect of Si on the Mo – type high-speed tool steel // JISI Jap. 1977. V. 63. P. 92–101.

8. **Fredricson B.** D – 950 high-speed steel // Manufacturing engineering. 1980. P. 96–99.

УДК 621.9.011

А.Н. Овсеенко, Д.Н. Клауч *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*
Тел.: (499) 972-95-96

Современные проблемы, связанные с технологическими остаточными напряжениями

Рассмотрены основные причины образования, величина и характер распределения остаточных напряжений в деталях, особенности разработки теоретических методов прогнозирования технологических остаточных напряжений. Проанализированы экспериментальные данные, позволившие установить некоторые общие качественные закономерности влияния обрабатываемых материалов, методов, инструментов, режимов и условий обработки на начальные напряжения в поверхностном слое деталей.

Ключевые слова: *остаточные напряжения, технология, прогнозирование, режимы обработки, инструмент.*

The main causes of educational, value and nature of the distribution of residual stresses in the details, especially the development of theoretical methods of predicting technological residual stresses are described. The experimental data enabled us to establish some general qualitative regularities of the influence of the materials, methods, tools, modes and processing conditions on the initial stresses in the surface layer of parts are analyzed.

Keywords: *residual stress, technology, forecasting, processing modes, tool.*

Во всех твердых телах из-за гетерогенности свойств в макро- и микрообъемах имеются остаточные напряжения, т.е. напряжения при отсутствии внешних воздействий на твердое тело (силовых, тепловых, магнитных, радиационных и др.). Технологические остаточные напряжения всегда возникают или целенаправленно формируются в ходе технологического процесса изготовления детали и ее ремонта.

При работе детали в машине технологические остаточные напряжения в той или иной мере изменяются и формируются эксплуатационные остаточные напряжения. Величина и характер распределения (эпюра) остаточных напряжений в детали зависят от большого количества факторов и могут изменяться в широких пределах – от небольших, не поддающихся измерению существующими методами, до напряжений, вызывающих разрушение детали. Они оказывают существенное влияние на многие эксплуатационные свойства деталей (сопротивление усталости, коррозионную усталость, коррозионное растрескивание

под напряжением и др.), а также вызывают деформации деталей при их изготовлении и эксплуатации (в результате релаксации).

Главными источниками остаточных напряжений являются анизотропия свойств материала и дислокации, возникающие в твердом теле в процессе его изготовления или эксплуатации. Применительно к кристаллическим материалам представляет интерес классификация остаточных напряжений по дислокационному принципу [1]. Известно, что напряжения от одной дислокации уменьшаются обратно пропорционально расстоянию от ядра дислокации. Когда избыток дислокаций одного знака накапливается в области, больше размеров зерна, то поля отдельных дислокаций накладываются друг на друга и создают сплошное поле дальнодействующих (или остаточных) напряжений I рода.

Для технологических процессов механической обработки и поверхностного пластического деформирования, воздействующих на тонкие поверхностные слои (до 0,5 мм), возникают специфические проблемы разработки математических моделей, которые бы адекватно отражали процессы формирования начальных и остаточных напряжений в *поверхностном слое* (ПС). Толщина ПС, который формируется в процессе обработки, соизмерима с размерами зерен обрабатываемого материала, а при финишных процессах может быть даже меньше размеров зерен. Например, в углеродистых сталях с ферритно-перлитной структурой размер зерен может достигать 200 мкм и более. Зерна феррита более пластичные и менее прочные, чем зерна перлита, т.е. формирование ПС и начальных напряжений происходит в гетерогенном материале с различными механическими свойствами в микрообъемах.

Для теоретического анализа таких процессов и разработки математических моделей напряженного состояния ПС используется макроподход и классические теории упругопластических деформаций твердых тел, основанные на гипотезах гомогенности, изотропности и других макросвойствах и характеристиках материала (пределе упругости, текучести, интенсивности напряжений и т.п.). В большинстве работ процесс формирования ПС и напряжений при обработке резанием рассматривается как квазистационарный с плоским напряженным состоянием (свободное резание, сливное стружкообразование).

Фактически при большинстве методов обработки в зоне формирования ПС имеет место трехосное напряженное состояние. При этом не учитываются скорости деформирования и нагрева, а также степени деформации, которые во много раз, а в скоростных процессах на несколько порядков, превышают эти показатели при обработке металлов давлением и термообработке. Например, при шлифовании скорости резания доходят до 100 м/с и более, а скорости нагрева тонкого ПС – до 1000 град/с. Возникают вопросы о корректности использования классических теорий малых упругопластических и термопластических деформаций для анализа и расчета НДС тонкого ПС при таких высокоскоростных процессах и больших степенях деформации.

Следует обратить внимание на то, что при обработке лезвийным инструментом толщина срезаемого слоя на участке окончательного формирования обработанной поверхности соизмерима, а на некотором участке значительно меньше радиуса округления режущего лезвия инструмента.

Так, например, теоретическая толщина срезаемого слоя в зоне радиусной части режущего лезвия резца или траектории движения зуба цилиндрической фрезы изменяется от 0 до максимума (рис. 1) и может быть рассчитана по формуле [2]:

$$h_n \quad r\cos \quad {}_n \quad \sqrt{r^2 \quad S^2 \sin \quad {}_n},$$

где r – радиус вершины резца или цилиндрической фрезы;

${}_n$ – текущий угол (в полярной системе координат);

S – подача (мм/об или мм/зуб).

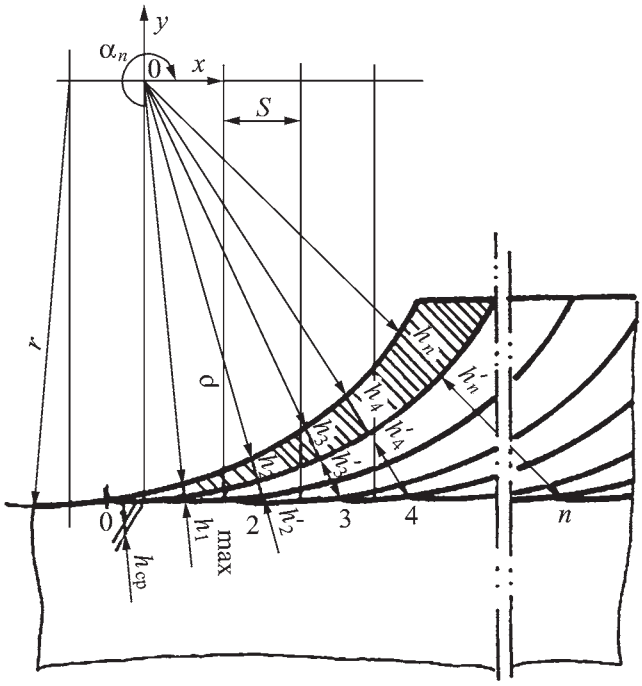


Рис. 1. Схема определения толщины срезаемого слоя и объяснения многостадийности процесса образования поверхностного слоя

Среднее ($\cos\ _{n} = 0$) и максимальное $\cos\ _{n}\ \ \frac{S}{2r}$ значения толщины срезаемого слоя на участке непосредственного формирования ПС определяются по формулам

$$h_{\text{ср}}\ \ r\ \ \sqrt{r^2\ \ S^2}\ \ \frac{S^2}{2r};\ h_{\max}\ \ \frac{S^2}{r}.$$

Например, при точении с $S = 0{,}2$ мм/об и $r = 2$ мм, $h_{\text{ср}} = 0{,}1$ мкм, $h_{\max} = 0{,}2$ мкм.

При фрезеровании фрезой диаметром 50 мм с $S =$ $= 0{,}1$ мм/зуб, $h_{\text{ср}} = 0{,}1$ мкм, $h_{\max} = 0{,}2$ мкм.

Как видно, толщины срезаемого слоя соизмеримы с шероховатостью обработанной поверхности или задней грани режущего инструмента.

Если вершину режущего лезвия рассматривать как жесткий цилиндр радиусом , который скользит по упругопластически деформируемой поверхности (полупространству), то переход от пластического обтекания металлом округленной вершины к резанию произойдет при условии:

$$\frac{t}{\ }\ \ \frac{\ }{6}\ \ 1{,}3\frac{\ }{q}\ ^{2},$$

где t – глубина резания, мм;

– прочность связей контактирующих поверхностей на срез, МПа;

q – фактическое нормальное давление, которое можно принять равным твердости обрабатываемого материала, МПа.

Из приведенной формулы следует, что при идеальной смазке ($= 0$) образование стружки начинается при относительном внедрении $t/\ \ > 0{,}31$. В условиях сухого трения пластическое обтекание переходит в резание при относительном внедрении $t/\ \ = 0{,}1...0{,}2$.

При определенных технологических условиях (больших r и , малых подачах, хорошей смазке и др.) вся обработанная поверхность детали может быть окончательно сформирована не путем снятия стружки, а путем пластической деформации тонкого ПС.

Расчеты показывают, что формирование ПС и остаточных (или начальных) напряжений в таких условиях следует рассматривать как многостадийный (многоцикловый) процесс с возрастающей от цикла к циклу интенсивностью напряженного поля. Например, в процессе цилиндрического фрезерования фрезой диаметром 50 мм и $S_z = 0{,}1$ мм/зуб напряженное поле, вызывающее пластические деформации на глубине 0,1 мм, действует на одни и те же участки ПС более 20 раз.

В случаях обработки с образованием элементной стружки процессы резания и формирования ПС отличаются еще большей нестационарностью. Для таких процессов отсутствуют корректные теории формирования ПС и остаточных напряжений даже на качественном уровне.

Теоретические методы прогнозирования технологических остаточных напряжений разрабатываются, как правило, без учета размеров, формы детали (заготовки) и ее деформаций под действием формирующихся напряжений. Такие напряжения являются не остаточными, а начальными [3], т.е. напряжениями в детали, лишенной возможности изменять свою форму и размеры от их действия.

Связь начальных и остаточных напряжений может быть показана на примере односторонней обработки заготовки прямоугольного сечения без технологических наследственных остаточных напряжений (рис. 2).

Заготовка закреплена жестко и не деформируется в процессе обработки. В результате обработки в ПС глубиной сформировались начальные напряжения $_{\text{н}}(x)$, что эквивалентно эксцентричному приложению в каждом поперечном сечении заготовки (в центре тяжести эпюры начальных напряжений) продольной силы

$$P_{\text{н}}\ \ \ _{0}\ _{\text{н}}(x)\mathrm{d}x.$$

Сила $P_{\text{н}}$ является главной интегральной характеристикой эпюры начальных напряжений. Второй интегральной характеристикой является приведенный к обработанной поверхности момент

$$M_{\text{н}}\ \ \ _{0}\ _{\text{н}}(x)\mathrm{d}x\ \ P_{\text{н}}X_c,$$

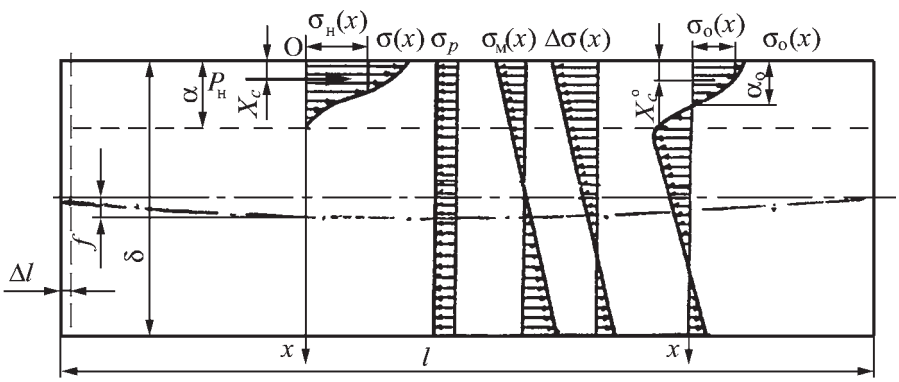


Рис. 2. Принципиальная схема образования остаточных напряжений при односторонней обработке

где X_c – координата (от обработанной поверхности) центра тяжести эпюры начальных напряжений.

После обработки поверхности и снятия внешних связей с детали (раскрепления) под действием начальных напряжений произойдет ее изгиб и продольная деформация (удлинение при формировании начальных сжимающих напряжений и укорочение – при начальных растягивающих напряжениях).

Начальные напряжения перераспределятся по всему сечению детали, уравновесятся и трансформируются в остаточные напряжения. Из этого следует, что часто употребляемое название "глубина проникновения остаточных напряжений" – некорректно, так как остаточные макронапряжения (I рода) распространяются по всему сечению детали. Можно только говорить о глубине проникновения остаточных напряжений определенного знака или активной части эпюры остаточных напряжений, которая соответствует глубине проникновения начальных напряжений [4]. Если процесс трансформации начальных напряжений в остаточные происходит в упругой зоне, то остаточные напряжения могут быть определены с использованием принципа суперпозиции, т.е.

$$_{о}(x) \quad _{н}(x) \quad _{м}(x) \quad _{p}, \qquad (1)$$

где $_{о}(x)$ – остаточные напряжения;

$_{н}(x)$ – начальные напряжения;

$_{м}(x)$ – напряжения от изгиба под действием начальных напряжений;

$_{p}$ – напряжения от продольной деформации.

Они определяются по следующим формулам:

$$_{м}(x) \quad 4E\frac{f}{l^2}(\quad 2x); \; f \quad \frac{3}{8}\frac{l}{E} \quad \frac{P_н \quad 2M_н}{3}; \qquad (2)$$

$$_{p} \quad E\frac{l}{l}; \quad l \quad \frac{P_н l}{E},$$

где x – текущая координата;

E – модуль упругости материала;

f – стрела прогиба детали;

l, – длина и жесткость детали прямоугольного сечения;

l – изменения длины детали.

Из формул (1) и (2) следует, что при одних и тех же начальных напряжениях $P_н$ с уменьшением жесткости детали увеличиваются ее технологические остаточные деформации f, l и снижается величина остаточных напряжений превалирующего знака. О степени снижения начальных напряжений при их трансформации в остаточные напряжения можно судить по относительной толщине напряженного слоя / , если известен характер эпюры начальных напряжений. У маложестких деталей (при больших —) разница между начальными и остаточными напряжениями может быть значительной.

На рис. 3 приведены экспериментальные эпюры остаточных напряжений в ПС турбинных лопаток из титанового сплава после гидродробеструйного упрочнения. Несмотря на одинаковые для всех сечений лопатки режимы упрочнения, а значит одинаковые начальные напряжения, эпюры остаточных напряжений имеют подобную форму, но разную величину напряжений как в пределах сечения (по ширине лопатки), так и по ее длине. Общая тенденция состоит в уменьшении остаточных сжимающих напряжений в ПС и глубины их проникновения с уменьшением толщины лопатки, т.е. с увеличением —.

Так, в наиболее толстом корневом сечении максимальные напряжения были на наружной поверхности (спинке) и составляли 800 МПа. В более тонком сечении (близком к торцовому) максимальные напряжения на спинке составляли 600 МПа, а на самой тонкой выходной кромке – только 200...250 МПа.

Для многих технологических процессов полученные экспериментальные данные позволяют установить некоторые общие качественные закономерности влияния обрабатываемых материалов, методов, инструментов, режимов и условий обработки на начальные напряжения в ПС деталей. При лезвийной, абразивной обработке и поверхностном пластическом деформировании эпюры остаточных напряжений имеют послойный максимум, глубина расположения которого может изменяться от нескольких микрометров при финишных методах обработки до сотен микрометров при грубой обработке. Это объясняется тем, что при указанных методах обработки начальные напряжения образуются преимущественно в результате пластических и термопластических деформаций, которые происходят в зоне действия максимальных касательных напряжений, т.е. на некоторой глубине от обработанной поверхности.

Экспериментально установлено [5], что начальные напряжения тесно связаны с прочностными характеристиками обрабатываемого материала, в частности с пределом текучести $_{т}$ и пределом прочности $_{в}$. При лезвийной обработке металлов, у которых отношение $_{т}/_{в} > 0,8$ формируются начальные растягивающие напряжения, а при $_{т}/_{в} < 0,8$ – сжимающие напряжения. Существует также связь между знаком начальных напряжений и характером стружкообразования. При сливной стружке формируются, как правило, начальные растягивающие напряжения, при ярко выраженной элементной стружке – сжимающие напряжения. Обработка углеродистых, легированных, высокопрочных, жаропрочных, коррозионно-стойких сталей и сплавов инструментами с положительными передними углами формирует

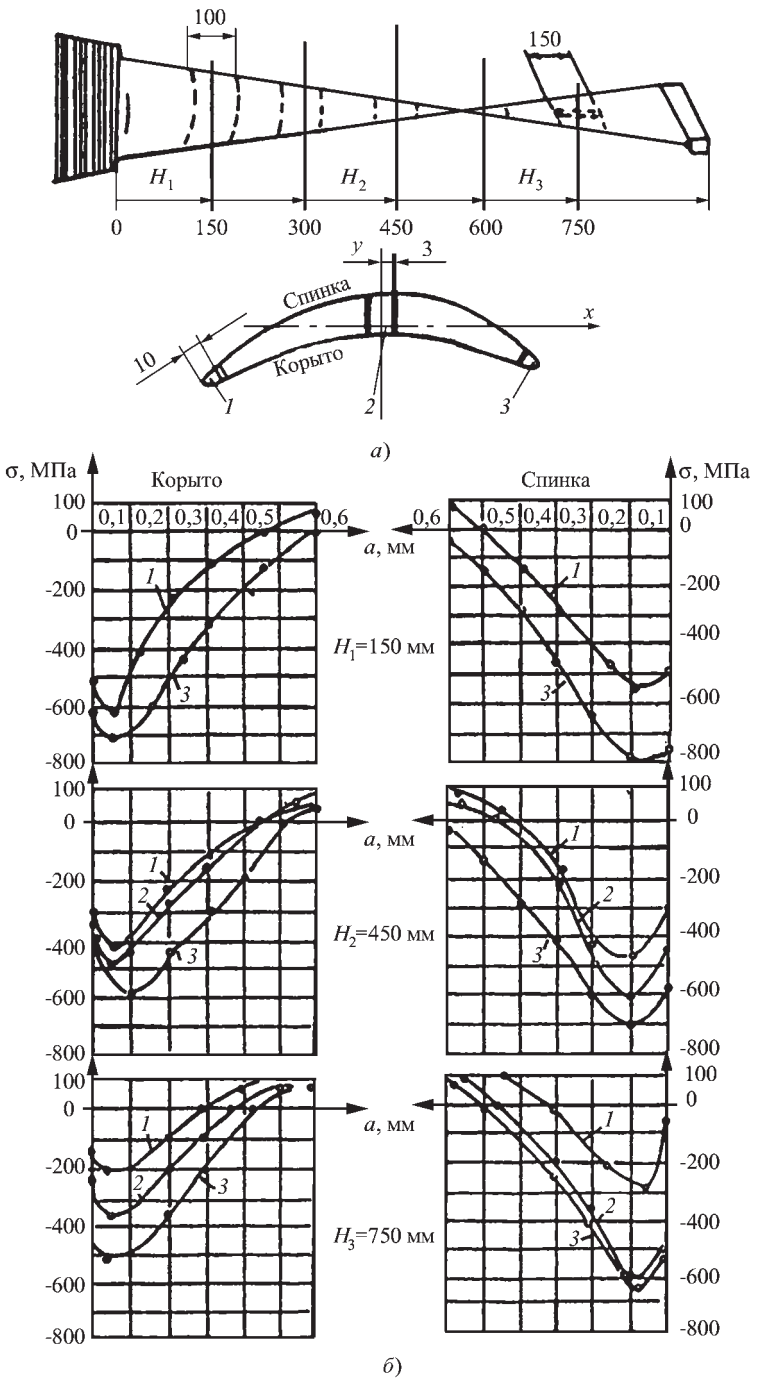


Рис. 3. Остаточные напряжения в ПС турбинной лопатки из титанового сплава после гидродробеструйного упрочнения:
а – схема вырезки образцов; *б* – эпюры остаточных напряжений: *1* – на выходной кромке; *2* – в середине сечения; *3* – на входной кромке

в ПС в основном начальные растягивающие напряжения. В случае обработки малопластичных металлов и сплавов с гексагональной кристаллической решеткой образуется элементная стружка и, как правило, формируются начальные сжимающие напряжения.

Сложность задачи установления закономерностей технологического наследования остаточных напряжений состоит в том, что для ее решения не применим принцип суперпозиции. В последние годы проблема технологического наследования остаточных напряжений становится все более острой в связи со значительным увеличением в конструкциях машин и приборов маложестких точных деталей с высокими требованиями к состоянию ПС (турбинные и компрессорные лопатки, диски, длинные валы, детали ракетно-космической техники и т.п.).

Обработка таких деталей сопряжена со значительными трудностями из-за их технологических остаточных деформаций. Они возникают в процессе изготовления деталей на всех операциях технологического процесса в результате нарушения равновесия технологических наследственных остаточных напряжений и формирования в ПС начальных напряжений от обработки. В случае отсутствия технологических наследственных остаточных напряжений именно начальные, а не остаточные напряжения, являются причиной технологических остаточных деформаций. Остаточные напряжения являются следствием перераспределения (трансформации) начальных напряжений под действиями вызванных ими технологических остаточных деформаций детали (заготовки).

Таким образом, разработка рациональных технологических процессов изготовления маложестких деталей требуемого качества невозможна без знания закономерностей формирования технологических начальных, остаточных напряжений и деформаций по всем операциям технологического процесса изготовления деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Смирнов В.С.** Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1997. 466 с.

2. **Овсеенко А.Н.** и др. Технологическое обеспечение качества изделий машиностроения. М.: "Янус-К", 2003. 296 с.

3. **Овсеенко А.Н.** Технологические начальные напряжения и методы их определения // Труды ЦНИИТМАШ. 1986. № 196. С. 4–8.

4. **Промптов А.И.** Технологические остаточные напряжения. Иркутск, 1980. 51 с.

5. **Кравченко Б.А., Кравченко А.Б.** Физические аспекты теории процесса резания металлов. Самара, 2002. 167 с.

УДК 621.787

А.Н. Овсеенко, Д.Н. Клауч, М.Е. Кущева, Е.С. Овсеенко *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*
Тел.: (499) 972-95-96

Качество поверхностного слоя деталей, упрочненных методами поверхностного пластического деформирования

Проведено исследование и сравнительный анализ наиболее эффективных методов упрочнения поверхностного слоя деталей машин по нескольким основным показателям. Проанализировано качество получаемого поверхностного слоя деталей методами поверхностного пластического деформирования.
Ключевые слова: *поверхностный слой, качество, деталь, упрочнение, пластическое деформирование.*

The study and comparative analysis of the most effective methods of hardening the surface layer of machine parts for several key indicators are carried out. The quality of the surface details of the methods of surface plastic deformation is analyzed.
Keywords: *surface layer, quality, detail, hardening, plastic deformation.*

Введение

Деформационное упрочнение *поверхностного слоя* (ПС) широко применяется в различных отраслях машиностроения для технологического обеспечения и повышения эксплуатационных свойств деталей машин (износостойкости, сопротивления усталости, коррозионно-усталостной прочности, стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением и др.)

Существует большое многообразие методов ППД, однако все они базируются на упругопластическом деформировании ПС в процессе его статического или динамического нагружения и возникновения остаточных пластических деформаций (после снятия нагрузки).

Основные характеристики ПС (шероховатость *Ra*, максимальные остаточные сжимающие напряжения – $^{max}_{ост}$, глубина и степень наклепа) после обработки методами ППД приведены в таблице.

Основные характеристики ПС после обработки ППД

Метод обработки		Квалитет	*Ra*, мкм	$^{max}_{ост}$, МПа	Наклеп	
					Глубина, мм	Степень, %
Накатывание плоскостей	черновое	8...10	0,63...2,5	200...450	0,4...0,5	30...70
	чистовое	5...7	0,1...0,83	100...300	0,2...0,5	20...60
	вибронакатывание	5...10	0,16...2,5	100...400	0,04...2,0	10...60
Обкатывание валов	черновое	8...10	0,8...2,5	200...500	0,5...5,0	30...80
	чистовое	5...7	0,05...1,0	100...400	0,3...2,0	20...70
	виброобкатывание	5...9	0,06...1,6	100...450	0,1...0,3	10...70
Выглаживание валов			0,05...2,0	100...400	0,3...3,0	20...70
Раскатывание отверстий	черновое	8...9	0,32...2,0	200...500	0,5...3,0	20...60
	чистовое	5...7	0,05...0,32	150...400	0,2...1,0	20...70
Виброраскатывание		5...8	0,06...1,6	100...450	0,1...1,5	10...70
Выглаживание отверстий			0,05...2,0	100...400	0,3...2,0	20...70
Дорнование			0,1...1,6	100...500	0,2...0,3	50...80
Накатывание, раскатывание резьб		5...7	0,8...2,5	200...400	0,1...1,0	
Накатывание шлицев		6...8	0,8...1,0	200...500	0,5...4,0	
Обкатывание шлицев		5...7	0,32...1,0	200...400	0,3...2,0	30...70
Обработка вращающимися металлическими щетками		6...8	1...2,5	100...400	0,05...0,1	70...150
Упрочнение	дробеметное		0,6...5,0	200...400	0,15...0,6	30...50
	пневмодробеструйное		0,6...2,5		0,1...0,5	25...40
	гидродробеструйное			300...500	0,1...0,4	40...60
Виброупрочнение		5...8	0,2...1,6	250...450	0,08...0,4	20...40

Окончание табл.

Метод обработки	Квалитет	*Ra*, мкм	$^{max}_{ост}$, МПа	Наклеп	
				Глубина, мм	Степень, %
Ультразвуковое упрочнение	5...8	0,3...2,0	300...500	0,08...0,3	40...70
Упрочнение микрошариками	5...7	0,16...0,8	500...700	0,04...0,1	50...80
Центробежная обработка	6...8	0,08...1,25	400...600	0,2...0,8	30...50
Алмазное выглаживание	5...7	0,04...0,6	1000...1200	0,1...0,3	20...30

Теоретическое исследование

Наиболее технологичными и широко применяемыми методами упрочнения ППД являются динамические методы упрочнения дробью, к которым относятся:

1) *дробеметное упрочнение* (ДМУ);
2) *пневмодробеструйное упрочнение* (ПДУ);
3) *гидродробеструйное упрочнение* (ГДУ);
4) *пневмогидродробеструйное упрочнение* (ПГДУ);
5) *ультразвуковое упрочнение* (УЗУ);
6) *упрочнение микрошариками* (УМШ);
7) *виброупрочнение* (ВУ) и *виброшлифование* (ВШ).

Процессы упрочнения дробью отличаются способами сообщения дроби кинетической энергии и, соответственно, величиной энергии удара. Удельная кинетическая энергия, приходящаяся на единицу поверхности обрабатываемой детали в единицу времени, может быть определена по формуле [1]:

$$E_{уд} \quad \frac{Q_д v_д}{2gS_n},$$

где $Q_д$ – расход дроби, кг/с;

$v_д$ – скорость полета дроби, м/с;

S_n – площадь упрочняемой поверхности, м^2;

g – ускорение силы тяжести, g = 9,81 м/с^2.

С течением времени упрочнения по мере увеличения сплошности покрытия обрабатываемой поверхности отпечатками интенсивность роста прогиба снижается, величина прогиба достигает максимума, стабилизируется и далее может даже уменьшаться. Это указывает на то, что степень, глубина наклепа и остаточные напряжения больше не растут, достигнув определенного уровня, который зависит от физико-механических свойств обрабатываемого материала и режимов упрочнения. Дальнейшее продолжение упрочнения приводит к исчерпанию пластичности металла ПС, его перенаклепу и снижению эксплуатационных свойств детали.

К недостаткам методов ДМУ и ПДУ следует отнести то, что между дробью и обрабатываемой поверхностью происходит сухой контакт, возникают большие силы трения и выделение тепла, которое может нагреть ПС до температуры 600 С. Происходит также внедрение частиц дроби в ПС детали, что может снизить ее коррозионную стойкость.

Исследования состояния ПС после ПДУ показали, что при обработке никелевых и титановых сплавов на рациональных режимах (диаметр дроби 0,5...1,4 мм; давление воздуха 0,2...0,5 МПа; время упрочнения 2 мин) обеспечивается шероховатость поверхности *Ra* = 0,6...2,5 мкм. При исходной шероховатости поверхности *Ra* 0,7...1,25 мкм в большинстве случаев происходит некоторое ее увеличение. Так, например, шероховатость поверхности детали, шлифованной после цементации и закалки, при дробеструйном упрочнении повышается на 1...2 мкм. Упрочнение детали из титановых и алюминиевых сплавов, а также из улучшенных сталей, прошедших закалку с отпуском, приводит к повышению шероховатости поверхности на 2,5...5 мкм.

Высокая интенсивность пластических деформаций ПС при ДМУ обеспечивает более высокую степень и глубину упрочнения по сравнению с ПДУ и ГДУ. Микротвердость ПС увеличивается на 20...25 % и, например, на стали 12Х2НА достигает 10000 МПа.

Процессы ГДУ и ПГДУ отличаются от ДМУ тем, что удар дроби (шариков) по обрабатываемой поверхности происходит через жидкую пленку, которая практически устраняет трение между дробью и металлом. Это способствует более равномерному распределению нагрузки в зоне контакта дроби и ПС, снижает трение и выделение тепла, а жидкость (трансформаторное масло или эмульсия) охлаждает обрабатываемую поверхность. В качестве ударных тел в установках ГДУ и ПГДУ обычно применяют стальные шарики с шероховатостью поверхности *Ra* 0,6 мкм. При исходной шероховатости обрабатываемой поверхности *Ra* = = 0,16...0,32 мкм ГДУ ухудшает шероховатость, повышая ее до *Ra* = 0,5...0,7 мкм, если исходная шероховатость поверхности *Ra* > 1,25 мкм, то ГДУ ее снижает до *Ra* = 0,63 мкм.

Основными технологическими параметрами ГДУ, определяющими шероховатость поверхности, деформационное упрочнение и остаточные напряжения в ПС, являются диаметр шариков, давление жидкости, скорость полета шариков в направлении обрабатываемой поверхности, расстояние от сопла до обрабатываемой поверхности и угол атаки потока шариков. При ГДУ и ПГДУ детали из титановых сплавов, теплостойких сталей и сплавов формируется поверхность с шероховатостью *Ra* = 1,6...6,3 мкм. С увеличением диаметра шариков высота шероховатости снижается, а с увеличением давления жидкости – возрастает. Так, при ГДУ титановых сплавов увеличение давления жидкости с 0,2...0,25 до 0,5...0,8 МПа сопровождается увеличением шероховатости с 1,65 до 6,3 мкм.

Микротвердость ПС цементованной стали 12Х2НВФА после ГДУ с давлением жидкости 0,1 МПа составила 6300 МПа, а повышение давления до 0,7 МПа привело к увеличению микротвердости до 8800 МПа.

В установках для УЗУ в качестве источника энергии используются ультразвуковые генераторы, которые с помощью магнитостриктора и концентратора приводят в колебательное движение массу незакрепленных рабочих тел (шариков) или закрепленный упрочняющий инструмент, который прижимается статической силой к обрабатывае-

мой поверхности и дополнительно ему сообщаются колебания с ультразвуковой частотой.

На состояние ПС при УЗУ влияют следующие параметры: диаметр шариков (или наконечника), их количество, частота и амплитуда ультразвуковых колебаний, расстояние детали от стенок камеры, продолжительность обработки. Рациональные режимы УЗУ устанавливают для конкретных деталей экспериментально. Шероховатость поверхности при УЗУ в большинстве случаев повышается по сравнению с исходной. При УЗУ стальными шариками диаметром 1...3 мм обработанная поверхность имеет шероховатость Ra = 0,3...0,6 мкм.

Для упрочнения деталей малой жесткости (с острыми кромками (R 0,1 мм), узкими канавками, резьбой и т.п.) применяют обработку микрошариками (УМШ). В общем случае микрошариками называют металлические или стеклянные гранулы сферической формы диаметром 30...400 мкм. В процессе УМШ наклеп тонкого ПС не вызывает заметных изменений формы, размеров детали, поэтому УМШ может применяться в качестве финишной операции. Преимуществом УМШ является также то, что эпюра остаточных напряжений сжатия имеет максимальное значение почти на самой поверхности детали (без подслойного максимума), а исходная шероховатость поверхности в результате УМШ существенно снижается (до Ra = 0,16...0,63 мкм). Усталостная прочность деталей, работающих при повышенных температурах, после УМШ увеличивается.

При УМШ формируется специфический микрорельеф поверхности, который имеет осповидный характер без рисок. Впадины микропрофиля поверхности имеют сферическую форму с радиусами, равными радиусам упрочняющих микрошариков. При большой исходной шероховатости происходит более интенсивное снижение микронеровностей в процессе УМШ, чем при малой исходной шероховатости. Так, например, поверхность с исходной шероховатостью Rz = 3...4 мкм после УМШ имела шероховатость Rz = = 1...2 мкм.

Глубина пластически деформированного ПС при УМШ определяется расчетом по формуле [2]:

$$a \quad 3d\sqrt{1{,}54 \quad \frac{\text{HB}}{1000} \ \text{v} \ \frac{}{6g\text{HB}K}}^{\,0{,}5},$$

где d – диаметр микрошариков, мм;

HB – твердость упрочняемого материала по Бринеллю, МПа;

v – скорость полета микрошариков, м/с;

– удельная масса материала микрошариков, кг/м^3;

K – коэффициент, учитывающий изменение твердости в результате предшествующей механической обработки, K = 1...3.

ВУ и ВШ являются широко применяемыми видами виброударной обработки, которую называют также виброгалтовкой. Обрабатываемые детали вместе с шариками, металлическими гранулами или абразивными зернами (рабочая среда) помещают в специальный контейнер, которому сообщают механические низкочастотные колебания по двум или трем координатам. Под действием вибраций рабочая среда совершает колебательные движения и скольжение по обрабатываемой поверхности, наносит по ней множество микроударов, пластически деформирует ПС и частично снимает микронеровности. Для интенсификации процесса виброгалтовки в рабочую среду добавляют активирующие химические растворы или техническую воду.

Эффективность виброгалтовки определяется: амплитудой и частотой колебаний контейнера; соотношением масс обрабатываемой детали и рабочей среды; характеристикой среды (свойствами и размерами абразивных зерен и шариков); физико-механическими свойствами обрабатываемого материала; формой обрабатываемых поверхностей деталей; составом и свойствами активирующих растворов.

Колебания контейнера происходят с ускорениями, превышающими во много раз ускорение свободного падения. В результате этого обеспечивается периодический отрыв рабочих тел от стенок, дна контейнера, а также от обрабатываемых деталей и последующие соударения твердой частицы рабочей среды и детали. Достоинством виброгалтовки является возможность обрабатывать детали сложной формы и труднодоступные места. При виброгалтовке практически не возникает перенаклепа ПС деталей. К недостаткам следует отнести небольшие виброускорения и скорости рабочих тел (1...1,2 м/с), ограниченность энергетических возможностей оборудования и большое время упрочнения (от 10 минут до нескольких часов).

Рациональные технологические режимы упрочнения для конкретных деталей устанавливают экспериментально. Например, обработку лопаток из стали 13Х12Н2ВМФ ведут стальными шариками диаметром 1,6...2,5 мм на следующих режимах: амплитуда колебаний вертикальная 2,9...3,6 мм, боковая – 1...1,1 мм, осевая – 0,1...0,15 мм; частота колебаний – 24 Гц; шероховатость поверхности лопаток после виброупрочнения Ra = 0,16...0,32 мкм.

Эффективность различных методов упрочнения оценивается в первую очередь по их влиянию на напряжения в ПС и остаточные деформации деталей (образцов). Остаточные напряжения после различных методов и режимов ППД определяли на образцах размером 120 20 3,5 мм механическим методом с расчетом по формулам И.С. Биргера [2]. Результаты исследований показывают следующие особенности влияния методов и режимов упрочнения на начальные и остаточные напряжения.

Для всех вариантов упрочнения шариками 0,06...7 мм на сталях, титановых и никелевых сплавах в ПС формируются начальные сжимающие напряжения. С увеличением диаметра шариков наблюдается тенденция к уменьшению удельной энергии удара (на единицу площади отпечатка), что приводит к снижению максимальных значений начальных напряжений и увеличению глубины их проникновения (рис. 1).

Уменьшение диаметра шариков ведет к росту максимальных значений начальных напряжений и снижению глубины их проникновения, что сопровождается увеличением градиента изменения напряжений по глубине ПС. Изменение среднего градиента падения напряжений по глубине ПС колеблется в пределах от 1 МПа/мкм (ВУ) до 10 МПа/мкм (УМШ). Подслойный максимум начальных напряжений наиболее сильно проявляется при больших диаметрах шариков, что согласуется с положением о воз-

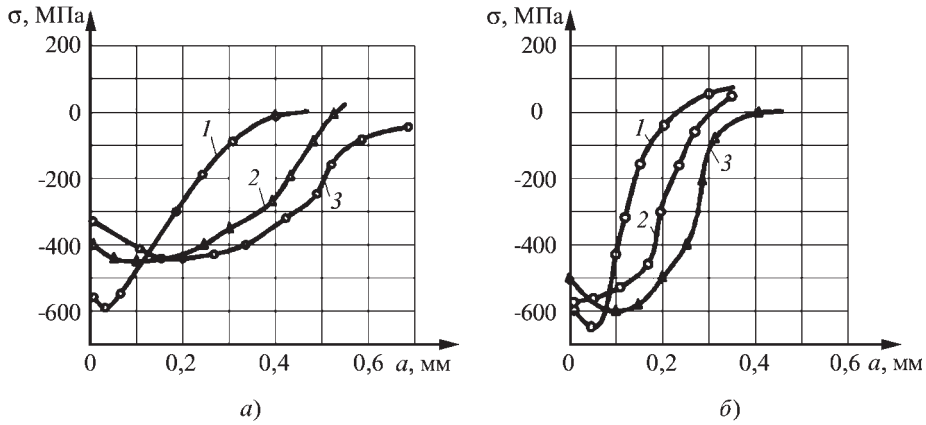


Рис. 1. Влияние диаметра шариков на начальные напряжения после ГДУ ($p_ж$ = = 0,4 МПа; T = 2 мин):
а – 15Х11МФ; *б* – ТС5; *1* – 1,6 мм; *2* – 2 мм; *3* – 3 мм

никновении пластических деформаций под действием максимальных касательных напряжений.

Сравнение эпюр напряжений после различных методов и режимов ППД показывает, что глубина проникновения начальных сжимающих напряжений изменяется в пределах 60...600 мкм у титановых сплавов и 90...750 мкм у стали 15Х11МФШ.

Для одного и того же материала ГДУ (3 мм) и ВУ (7 мм) обеспечивают практически одинаковую глубину залегания сжимающих напряжений.

Однако максимальные значения напряжений существенно различны (рис. 2). Для стали 15Х11МФШ начальные напряжения на 40 % больше при ГДУ по сравнению с ВУ.

УЗУ шариками 1,6 мм создает в ПС начальные сжимающие напряжения примерно той же величины, что и ГДУ, однако глубина их проникновения (на принятом режиме обработки) оказалась меньше (для 15Х11МФШ и ВТ5 в 2 раза).

Для всех вариантов упрочнения глубина распространения начальных и остаточных сжимающих напряжений у титановых сплавов на 20...40 % меньше, чем на стали

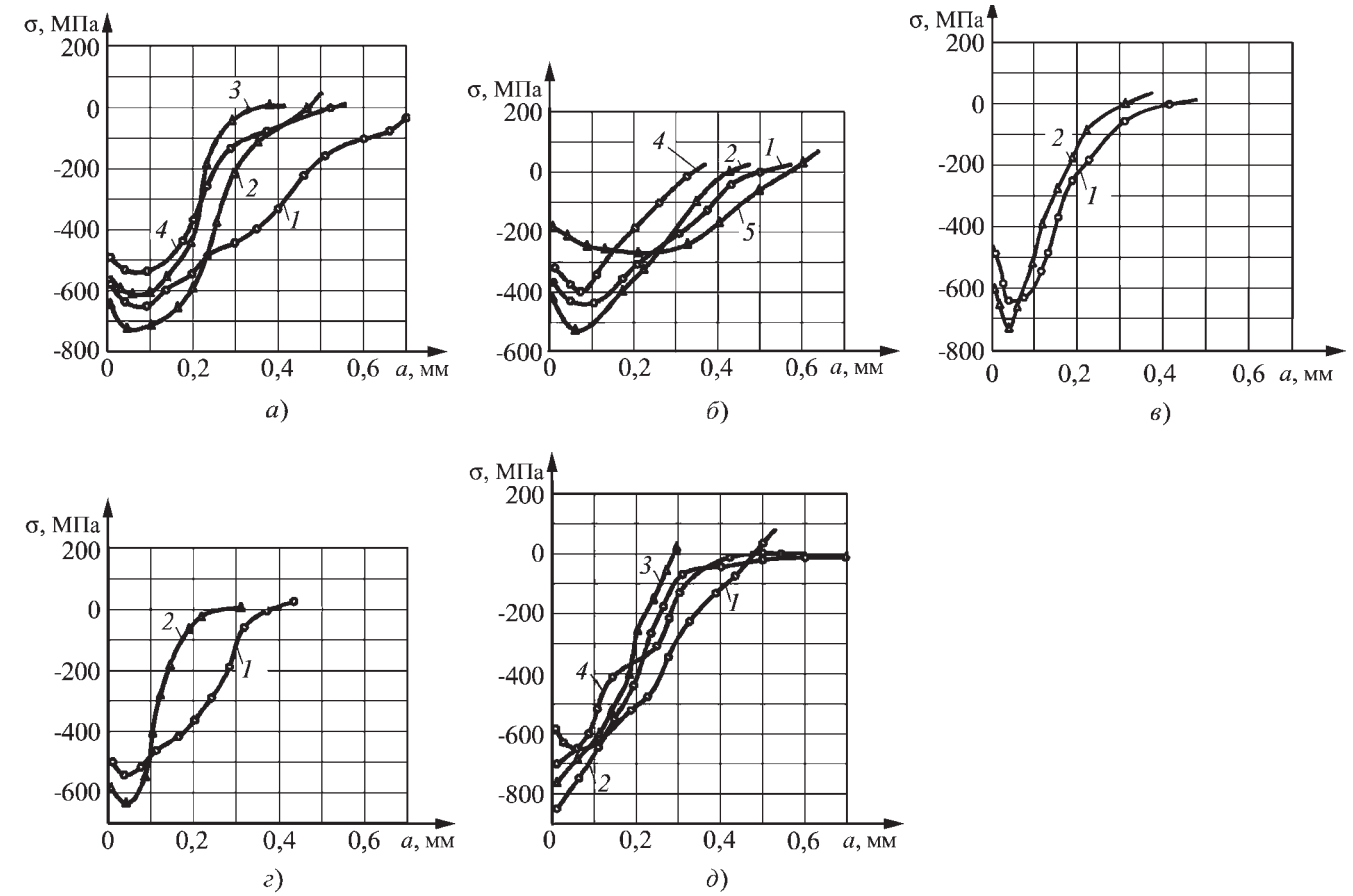


Рис. 2. Влияние методов ППД шариками на начальные напряжения:
а – ГДУ, $d_ш$ = 3 мм, $E_{уд}$ = 1728 Дж; *б* – ВУ, $d_ш$ = 5...7 мм, $E_{уд}$ = 812 Дж; *в* – ДМУ, $d_ш$ = 1 мм, $E_{уд}$ = 1535 Дж; *г* – УЗУ, $d_ш$ = = 1,6 мм, $E_{уд}$ = 693 Дж; *д* – УМШ, $d_ш$ = 0,16 мм, $E_{уд}$ = 256 Дж; *1* – 15Х11МФШ; *2* – ВТ5; *3* – ТС5; *4* – ВТ20; *5* – 20Х13

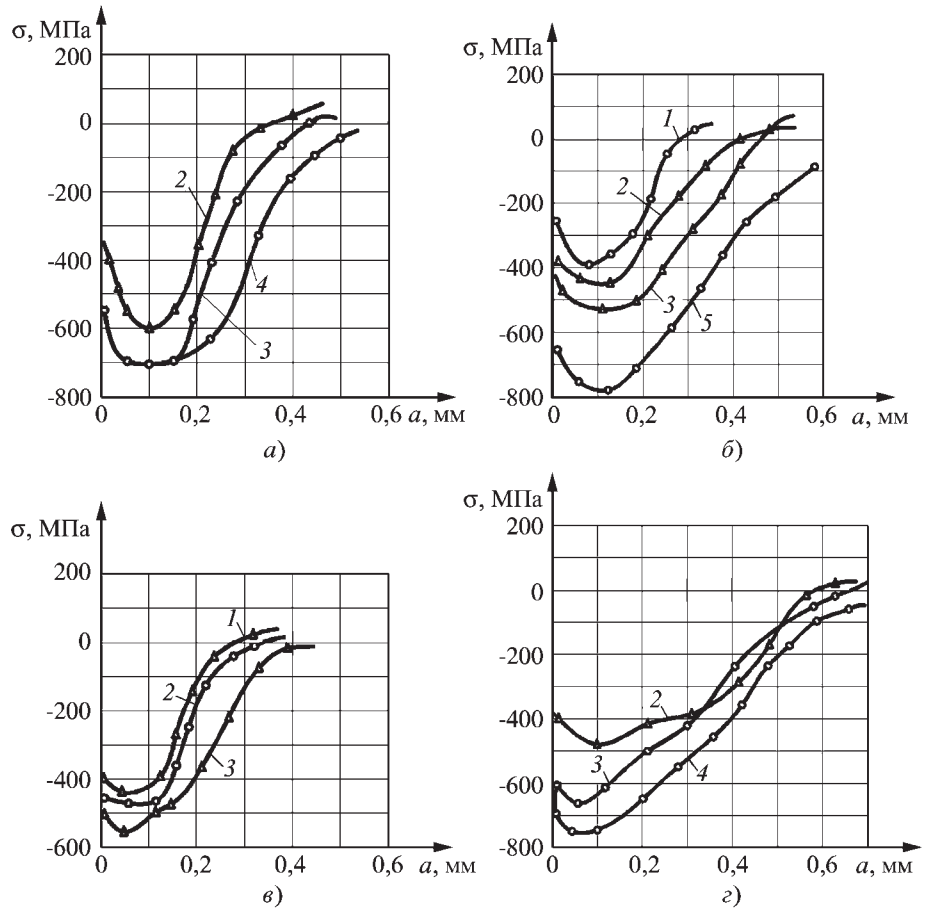


Рис. 3. Влияние давления жидкости на начальные напряжения при ГДУ ($d_ш$ = 2 мм): *а* – ВТ5; *б* – 15Х11МФШ; *в* – ВТ20; *г* – ТС5; *1* – $p_ж$ = 0,2 МПа; *2* – $p_ж$ = 0,4 МПа; *3* – $p_ж$ = 0,6 МПа; *4* – $p_ж$ = 0,8 МПа; *5* – $p_ж$ = 1,0 МПа

15Х11МФШ, что связанно, в основном, с более высокими прочностными характеристиками титановых сплавов. Сталь 15Х11МФШ и сплав ВТ5 имеют близкие прочностные свойства, однако значения максимальных сжимающих напряжений в ПС стали на 20...30 % меньше, чем у титанового сплава. Подслойный максимум наблюдается на эпюрах напряжений у обеих групп материалов, но на титановых сплавах он выражен сильнее и расположен ближе к поверхности.

При ГДУ вторым (после диаметра шариков) по значимости фактором, влияющим на начальные напряжения, является давление жидкости (рис. 3), которое определяет скорость полета дроби.

С увеличением давления жидкости от 0,1 до 0,6 МПа значения начальных напряжений и глубина их проникновения сначала монотонно растут, а затем стабилизируются на определенном уровне. Эта закономерность характерна как для стали 15Х11МФШ, так и для титановых сплавов. Дальнейшее увеличение давления жидкости (более 0,6 МПа) может привести к уменьшению начальных напряжений в ПС. При этом подслойный максимум становится более сильно выраженным и перемещается вглубь ПС. У титановых сплавов подслойный максимум выражен сильнее, чем у стали 15Х11МФШ, что связанно с низкой теплопроводностью титановых сплавов и более сильным влиянием теплового фактора на снижение напряжений в ПС. Время ГДУ (от 1 до 8 мин) оказывает слабое влияние на характер эпюр начальных напряжений (рис. 4).

С увеличением времени ГДУ как стали 15Х11МФШ, так и титановых сплавов глубина проникновения и величина сжимающих напряжений в ПС медленно растут, затем начинают уменьшаться. Максимальные значения напряжений также растут, замедляя темп и перемещаясь вглубь материала. Время насыщения ПС напряжениями для стали 15Х11МФШ – 2...3 мин, для титановых сплавов – 5...8 мин.

Исследования влияния УЗУ на начальные напряжения показали, что при упрочнении стали 20Х13 максимальные

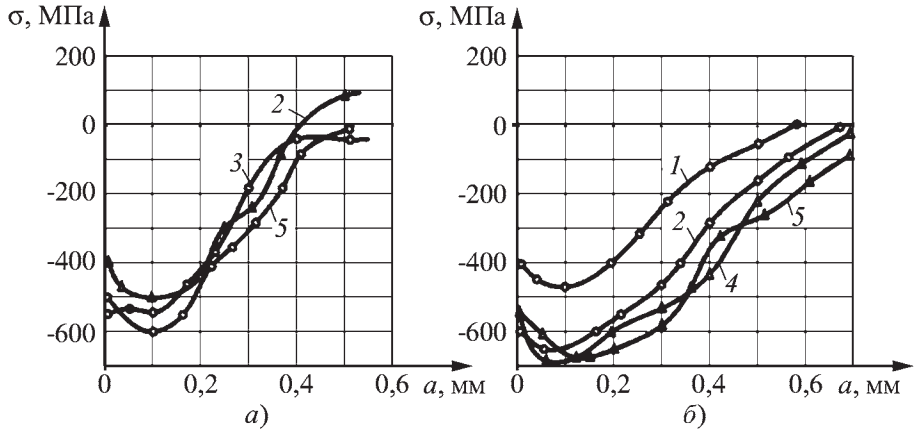


Рис. 4. Влияние времени упрочнения на начальные напряжения при ГДУ: *а* – ТС5; *б* – 15Х11МФШ; *1* – *T* = = 1 мин; *2* – *T* = 2 мин; *3* – *T* = = 5 мин; *4* – *T* = 6 мин; *5* – *T* = 8 мин; $p_ж$ = 0,4 МПа; $d_ш$ = 2 мм

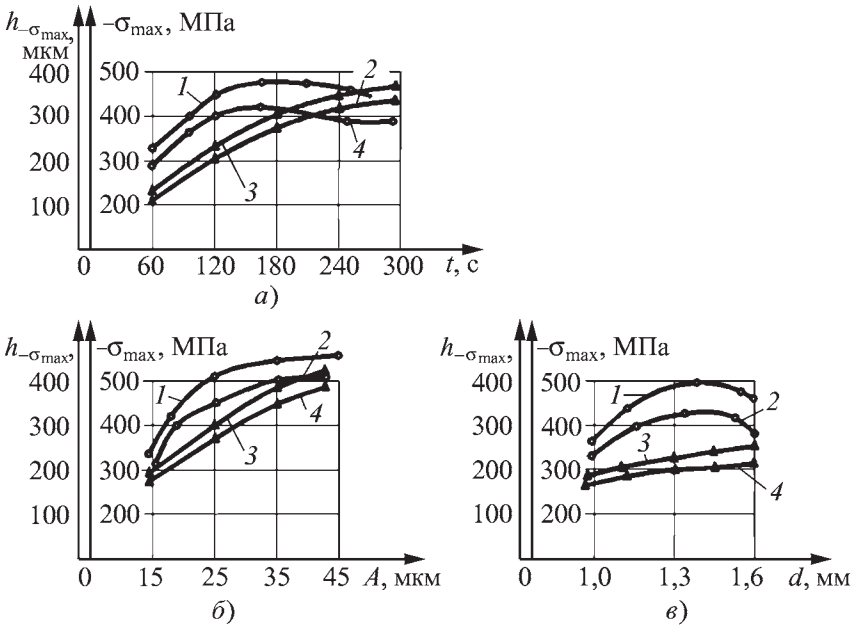


Рис. 5. Влияние времени обработки (*а*), амплитуды колебаний (*б*), диаметра шариков (*в*) на максимальную величину сжимающих напряжений (*1*, *2*) и глубину их залегания (*3*, *4*) при УЗУ турбинных лопаток из стали 20Х13:
1, *3* – начальные напряжения; *2*, *4* – остаточные напряжения

значения начальных напряжений могут достигать 400...500 МПа и глубина распространения 400 мкм (рис. 5).

Увеличение длительности упрочнения от 60 до 180 с сопровождается ростом максимальных значений начальных сжимающих напряжений в более глубоких слоях. Дальнейшее увеличение длительности наклепа приводит к уменьшению максимальной величины напряжений.

При увеличении амплитуды колебаний от 15 до 45 мкм – $_{max}$ возрастает, достигает наибольшего значения при амплитуде 25...35 мкм и затем практически не изменяется. Глубина залегания сжимающих напряжений возрастает во всем исследованном диапазоне амплитуд колебаний, что объясняется увеличением энергии удара шариков при увеличении амплитуды колебаний стенки волновода-станка.

Вывод

Таким образом, наиболее значимыми технологическими факторами УЗУ, влияющими на напряженное состояние ПС, являются диаметр шариков и длительность обработки. Влияние амплитуды колебаний и расстояния упрочняемой детали от дна волновода-станка менее существенно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кузнецов Н.Д., Цейтлин В.И., Волков В.И.** Технологические методы повышения надежности деталей машин. М.: Машиностроение, 1993. 304 с.

2. **Овсеенко А.Н., Серебряков В.И., Гаек М.М.** Технологическое обеспечение качества изделий машиностроения. М.: "Янус-К", 2004. 294 с.

Èí ô î ðì àöèî í í î å ñî î áù åí èå

6 – 8 î êòÿáðÿ 2010 ãîäà â Äî í ñêî ì ãî ñóäàðñòâåí í î ì òåõí è÷åñêî ì óí èâåðñèòåòå áóäåò ï ðî õî äèòü IX Ì åæäóí àðî äí ày í àó÷í î -òåõí è÷åñêàÿ êî í ô åðåí öèÿ «Èí í î âàöèÿ, ýêî ëî ãèÿ è ðåñóðñî ñáåðåãàþ ù èå òåõí î ëî ãèè í à ï ðåäï ðèÿòèÿõ ì àø èí î ñòðî åí èÿ, àâèàñòðî åí èÿ, òðàí ñï î ðòà è ñåëüñêî ãî õî çÿéñòâà» («Èí ÝÐÒ-2010»). Ðàáî òà êî í ô åðåí öèè áóäåò î ðãàí èçî âàí à ï î 10 í àó÷í ûì í àï ðàâëåí èÿì .

Â ðàì êàõ êî í ô åðåí öèè ñî ñòî ÿòñÿ çàñåäàí èÿ ì åæäóí àðî äí î ãî êî ì èòåòà ï î î áðàáî òêå Ï Ï Ä (ICSPD), í àó÷í î -òåõí è÷åñêî ãî êî ì èòåòà ï î âèáðî òåõí î ëî ãèè (ICVT), ì åæäóí àðî äí î ãî êî ì èòåòà ï î ô èí èø í î é î áðàáî òêå ï ðåöèçèî í í ûõ ï î âåðõí î ñòåé (BEST).

С более подробной информацией о конференции можно ознакомиться на сайте: www.donstu.ru/inert-2010.

Приглашаем всех заинтересованных специалистов принять участие в конференции.

УДК 621.771.01

Р.И. Непершин *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*
Тел.: (499) 972-94-54

Поверхностное пластическое деформирование скользящим инструментом

Приведены модели стационарного процесса пластического деформирования поверхностного слоя детали скользящим инструментом с различной формой поперечного сечения на основе решения плоской задачи пластического течения идеально пластического полупространства с учетом контактного трения. Показана возможность реализации процесса с помощью устройств для пластического деформирования плоских и цилиндрических поверхностей деталей с целью упрочнения поверхностного слоя.
Ключевые слова: *пластическое деформирование, скользящий инструмент, поверхностный слой.*

Steady-state plastic deformation processes of the part surface layer by sliding toll with various cross section forms are considered on the base of the plane strain problem solution for the ideal plastic half space with contact friction are included. Practical application of the theory by devices for plastic deformation of flat and cylindrical part surfaces is shown.
Keywords: *plastic deformation, rolling tool, the surface layer.*

Введение

В данной работе приведены модели стационарного плоского пластического течения поверхностного слоя при скольжении жесткого инструмента по границе идеально пластического тела [1]. В этом случае поля напряжений и скоростей перемещений на плоскости *xy* определяются гиперболическими уравнениями с ортогональными линиями скольжения , , дифференциальные уравнения которых имеют вид

$$\frac{dy}{dx} \quad \mathrm{tg} \quad (\text{для} \quad); \quad \frac{dy}{dx} \quad \mathrm{ctg} \quad (\text{для} \quad), \qquad (1)$$

где – угол между направлением оси *x* и касательной к линии скольжения .

Напряжения рассматриваются в безразмерном виде, отнесенными к удвоенной пластической постоянной *k*, которая определяется по условию пластичности Треска или Мизеса с учетом упрочнения материала по средней деформации в пластической области [2, 3].

Вдоль линий скольжения удовлетворяются дифференциальные соотношения Генки для среднего напряжения и угла :

$$d \quad d \quad 0 \ (\text{вдоль} \quad); \ d \quad d \quad 0 \ (\text{вдоль} \quad) \qquad (2)$$

и Гейрингера для проекций вектора скорости v , v на линии скольжения

$$dv \quad v \ d \quad 0 \ (\text{вдоль} \quad); \ dv \quad v \ d \quad 0 \ (\text{вдоль} \quad). \qquad (3)$$

Линии скольжения и поле напряжений в пластической области определяют интегрированием уравнений (1) и (2) с граничными условиями для напряжений на свободной границе пластической области и коэффициентом контактного трения по Прандтлю < 0,5 на границе с инструментом. Поле скоростей перемещений определяется условиями непрерывности нормальной компоненты скорости на жесткопластических границах и на границе контакта с инструментом.

Скольжение клина

На рис. 1 показано поле линий скольжения и годограф скоростей в пластической области при скольжении клина по границе пластического полупространства [4]. Угол между (линией скольжения *OD* и границей контакта *OA*) определяется коэффициентом трения

$$1/2 \arccos 2 \qquad (4)$$

Стационарное пластическое течение с приведенным полем линий скольжения имеет место при выполнении неравенства . В областях *ABC* и *OAD* напряженное состояние однородно и удовлетворяет граничному условию = –1/2 на свободной границе *AB*. Области однородного напряженного состояния соединены центрированным полем линий скольжения *ACD*, в котором находится из первого уравнения (2) и определяет давление *p* на границе контакта *OA*

$$p \quad 1/2(1 \quad \sin 2 \ ). \qquad (5)$$

Угол центрированного поля линий скольжения и угол наклона границы *AB* определяются формулами

$$/4 \quad ; \ \sin \quad \sin \ /(\sqrt{2 \sin} \ ), \qquad (6)$$

где – угол наклона границы контакта *OA* к оси.

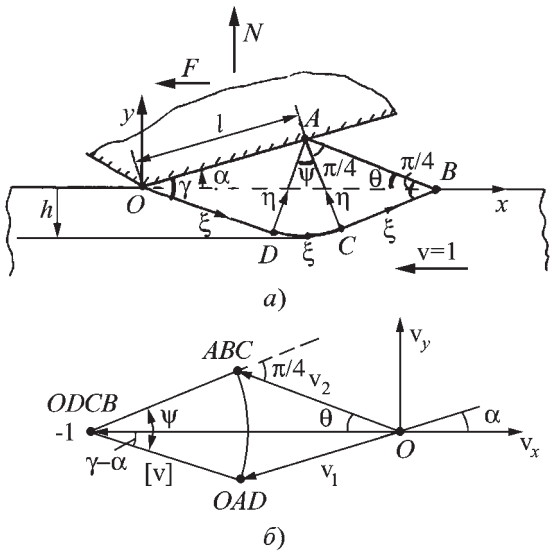


Рис. 1. Линии скольжения (*а*) и годограф скоростей (*б*) при скольжении клина по границе пластического полупространства

Толщина пластического слоя h и силы, действующие на инструмент, пропорциональные длине контакта l, определяются формулами

$$h \quad l(\sin \quad \sin \quad); \tag{7}$$

$$N \quad l(p\cos \quad \sin \quad); \; F \quad l(\quad \cos \quad p\sin \quad). \tag{8}$$

Вследствие острого угла при вершине O вдоль жесткопластической границы $ODCB$ возникает разрыв скорости [v], направленный по касательной к этой границе

$$[\mathrm{v}] \quad \sin \quad /[\cos \quad \sin(\quad) \quad \sin \quad \cos(\quad)]. \tag{9}$$

Разрыв скорости приводит к скачку деформации сдвига [ ] на границах BC, DC и OD, равному отношению [v] к нормальной компоненте скорости

$$[\ ]_{BC} \quad \frac{\sqrt{2}[\mathrm{v}]}{\cos \quad \sin}; \tag{10}$$

$$[\ ]_{DC} \quad [\mathrm{v}]/\sin \quad ,(0 \quad (\ /4 \quad)); \tag{11}$$

$$[\ ]_{OD} \quad \frac{\sin}{\sin \quad \sin(\quad)}. \tag{12}$$

В нижней точке границы DC прямолинейная линия тока жесткой области совпадает с направлением разрыва скорости [v] при 0 и [ ] в уравнении (11), что приводит к неограниченному росту деформации сдвига на глубине h от поверхности в случае клина с острым углом при вершине для идеально пластической модели материала. Если клин имеет конечный радиус закругления в точке O, то разрыв скорости вдоль жесткопластической границы $ODCB$ заменяется непрерывным изменением скоростей в окрестности этой границы, и пластические деформации в поверхностном слое будут ограниченными.

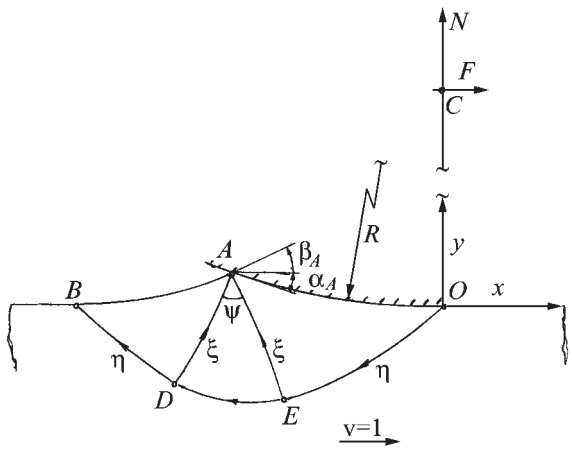


Рис. 2. Схема стационарной пластической области при скольжении цилиндра по границе пластического полупространства

Образование стационарной пластической волны перед скользящим по пластической поверхности клином с последующим разрушением материала сдвигом вдоль границы $ODCB$ наблюдалось в экспериментах [5]. Поэтому инструмент в виде клина с острой заточкой при вершине не является удовлетворительным для процессов ППД, так как может приводить к внутреннему отслоению материала.

Скольжение круглого цилиндра

При скольжении круглого цилиндра по границе пластического полупространства возникает стационарная пластическая область с линиями скольжения, показанными на рис. 2. В координатах x, y, связанных с цилиндром, ось цилиндра неподвижна, а полупространство перемещается с единичной скоростью v = 1. В отличие от скольжения клина, вдоль жесткопластической границы $OEDB$ скорости непрерывны. При стационарном пластическом течении границы AB и OA являются линиями тока, касательные к которым в точках B и O направлены по границе полупространства с точкой O, находящейся на границе полупространства.

На рис. 3 показаны линии скольжения с распределениями контактного давления p и накопленной пластической

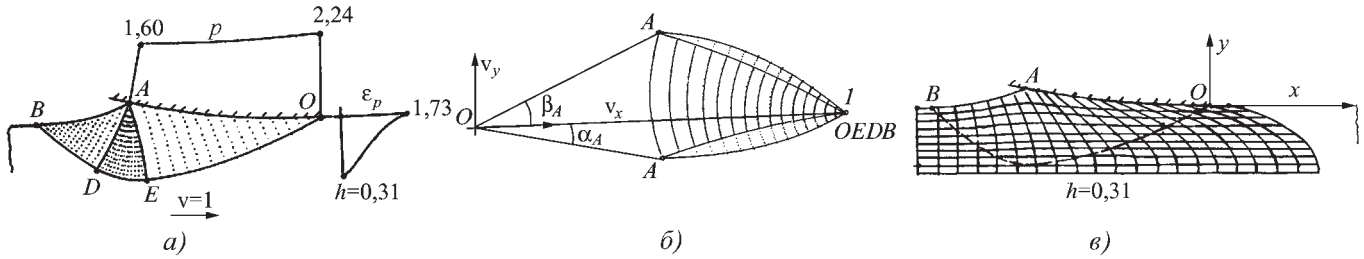


Рис. 3. Линии скольжения (*а*), годограф скоростей (*б*) и искривление прямоугольной сетки в поверхностном пластическом слое (*в*) при скольжении круглого цилиндра

деформации $_p$ по толщине пластического слоя за цилиндром, годограф скоростей на плоскости v_x, v_y и деформированная прямоугольная сетка при скольжении цилиндра для $_A = 0{,}2$ и $= 0{,}25$.

Скольжение эллиптического цилиндра

Схема стационарной пластической области перед скользящим эллиптическим цилиндром имеет тот же вид, что и для кругового цилиндра (см. рис. 2), но с переменной кривизной границы контакта *OA*. Решение задачи о скольжении эллиптического цилиндра, как и в случае круглого цилиндра, выполняется численным интегрированием уравнений (1)–(3) при заданном коэффициенте трения и угле наклона $_A$ касательной к границе эллипса в точке *A*.

Для определения дуги контакта *OA* эллипса в координатах *x*, *y* (см. рис. 2) используется система координат x_1, y_1 с началом O_1 в центре эллипса. Оси x_1 и y_1 совпадают с направлениями полуосей эллипса, форма которого определяется отношением длин *a* и *b*: $r = a/b$. В системе координат x_1, y_1 уравнение эллипса в параметрическом виде определяется формулами:

$$x_1 \quad rb\cos\ ;\ y_1 \quad b\sin\ , \tag{13}$$

с углом наклона касательной с осью x_1 в точке x_1 и y_1

$$\mathrm{tg} \quad (\mathrm{ctg}\ )/r. \tag{14}$$

Точки эллиптической дуги контакта задаются значениями параметра в интервале $_A \quad _O$, где $_O$ и $_A$ – значения в точках *O* и *A*, и формулами связи координат *x*, *y* с координатами x_1, y_1

$$x \quad b[r(\cos \quad \cos\ _O)\cos\ _O \quad (\sin \quad \sin\ _O)\sin\ _O]; \tag{15}$$

$$y \quad b[(\sin \quad \sin\ _O)\cos\ _O \quad r(\cos \quad \cos\ _O)\sin\ _O],$$

где $_O$ – значение в точке *O*. Угол наклона касательной к эллипсу с осью *x* определяется формулой

$$_O \quad \mathrm{arctg}[(1/r)\mathrm{ctg}\ ]. \tag{16}$$

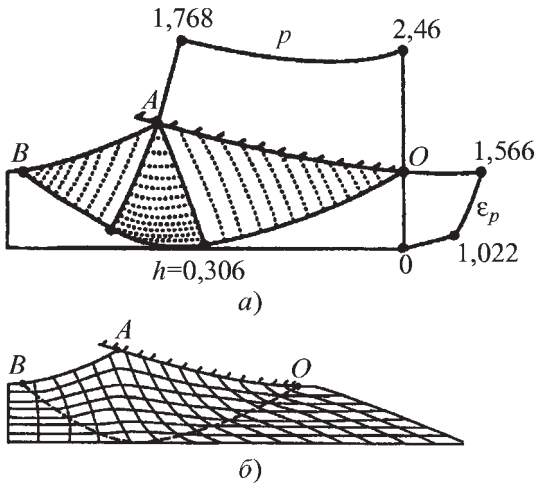


Рис. 4. Линии скольжения с распределением пластической деформации (*а*) и искривление прямоугольной сетки в поверхностном слое (*б*) при скольжении эллиптического цилиндра

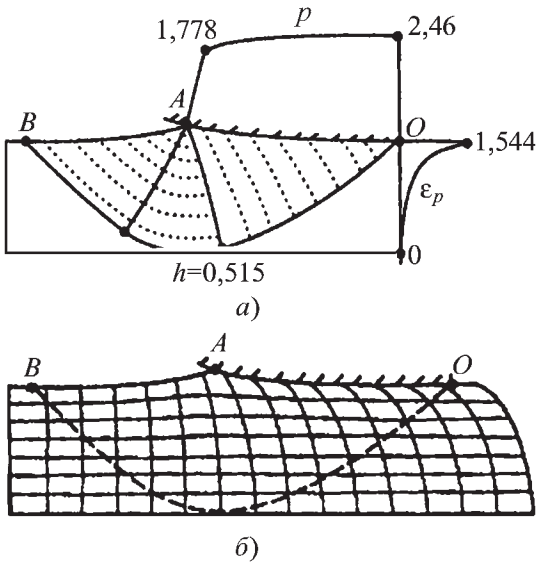


Рис. 5. Линии скольжения с распределением пластической деформации (*а*) и искривление прямоугольной сетки в поверхностном слое (*б*) при скольжении эллиптического цилиндра

Координаты центра эллипса O_1 определяются из соотношений (13) и (15) при $x_1 = y_1 = 0$

$$\begin{aligned} x_{O1} &\quad b[R\cos \quad \cos\ _O \quad \sin\ _O\sin\ _O]; \\ y_{O1} &\quad b[R\cos\ _O\sin\ _O \quad \sin\ _O\cos\ _O]. \end{aligned} \tag{17}$$

Так как длина дуги контакта *OA* принята за характерный размер, то при заданном отношении *r* длина *b* одной из полуосей определяется формулой

$$b \int_{_O}^{_A} \sqrt{[\cos^2 \quad (R\sin\ )^2]}\,\mathrm{d} \quad 1. \tag{18}$$

Важной особенностью задачи о скольжении эллиптического цилиндра является переменная кривизна границы контакта, которая определяется параметром эллипса *r* и ориентацией его осей относительно границы пластического полупространства. Влияние этих факторов показано на рис. 4–6 для $= 0{,}1$. В этих примерах линейные размеры отнесены к длине дуги контакта *OA*.

На рис. 4 показаны линии скольжения в пластической области с распределениями контактного давления *p* и деформации $_p$ по толщине пластического слоя и деформированная прямоугольная сетка при стационарном скольжении эллиптического цилиндра для $r = 20$. Граница контакта задана параметрами $_O = -0{,}11$; $_A = -0{,}3$, которым соответствует угол наклона оси эллипса $_O = 0{,}425$ и угол $_A = 0{,}265$ в точке *A*. В этом случае на большей части границы контакта кривизна мала, но в окрестности точки *O* она быстро увеличивается. В результате этого давление на большей части границы меняется незначительно, но быстро возрастает около точки *O*.

На рис. 5 показаны результаты расчета скольжения эллиптического цилиндра с параметрами $r = 0{,}05$; $_O = -1{,}2$; $_A = -1{,}45$; $_O = 1{,}443$ и $_A = 0{,}263$. Это случай

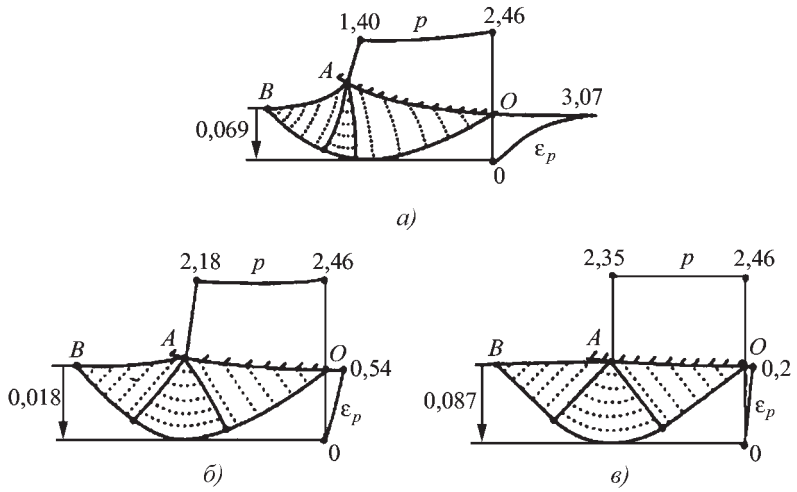


Рис. 6. Линии скольжения с распределением пластической деформации при скольжении эллиптического цилиндра:
а – $_O$ = 1,55; *б* – $_O$ = 0,74; *в* – $_O$ = 0,31

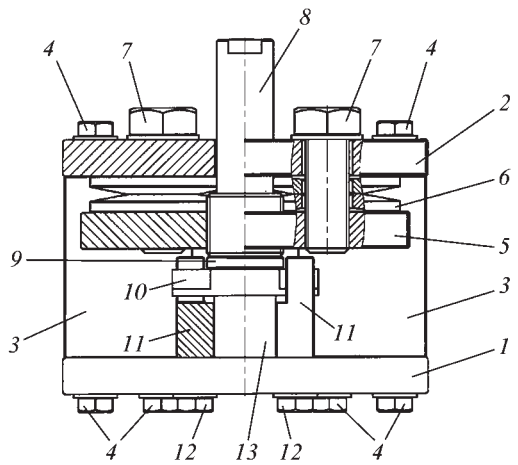


Рис. 7. Устройство для ППД плоской поверхности:
1, *2*, *5* – пластины; *3* – корпус; *4*, *7*, *12* – болты; *6* – пружины тарельчатые; *8* – винт; *9* – муфта; *10* – инструмент; *11* – направляющие; *13* – обрабатываемая деталь

обратного изменения кривизны границы контакта по сравнению с рис. 4. Давление *p* быстро возрастает около точки *A* и незначительно изменяется на остальной части границы контакта. Вследствие непрерывности скоростей вдоль жесткопластической границы пластические деформации малы в глубине пластического слоя и быстро возрастают к границе. Искажение прямоугольной сетки происходит главным образом вблизи границы полупространства.

На рис. 6 показано изменение пластической области, распределения контактного давления и пластической деформации при скольжении эллиптического цилиндра с параметрами $r = 2$; $b = 1$, с углами наклона большой полуоси эллипса к границе полупространства $_O$ = 1,55; 0,74 и 0,31 при одинаковом значении вертикальной силы $N = 0{,}356$. Установлено, что существенное изменение деформации по толщине пластического слоя и распределения контактного давления на инструмент можно получить поворотом оси эллипса относительно границы полупространства.

Устройства для ППД скользящим инструментом

Разработаны устройства для ППД плоских и цилиндрических поверхностей деталей [6, 7], основанные на использовании стационарного пластического течения при скольжении инструмента по обрабатываемой поверхности.

Устройство для обработки плоских поверхностей (рис. 7) состоит из разъемного корпуса и цилиндрического инструмента с круговой формой рабочей поверхности, который прижимается с заданной силой *N* к обрабатываемой поверхности детали пакетом тарельчатых пружин.

На переднем конце обрабатываемой детали *13* сначала выполняется пластическое вдавливание инструмента *10* по нормали к поверхности или фрезеруется узкая заходная часть. Деталь устанавливается в направляющие *11* и прижимается к пластине *1* вращением винта до контакта с инструментом по поверхности начального пластического отпечатка или заходной части.

В начальном положении линия контакта инструмента находится ниже поверхности обрабатываемой детали. При проталкивании детали толкателем сначала происходит выход цилиндрической поверхности инструмента на поверхность детали за счет сжатия тарельчатых пружин и перемещения инструмента в пазах направляющих *11*. Затем наступает стационарная стадия пластического скольжения инструмента по поверхности детали без изменения ее толщины при постоянной силе проталкивания *F* детали и силе прижима *N* инструмента.

Стационарная стадия процесса при сохранении толщины детали и поверхностное пластическое упрочнение получены экспериментально при обработке поверхности детали из углеродистой стали с начальным пределом текучести 700 МПа инструментом из закаленной инструментальной стали У8 с применением описанного устройства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Challen J.M., Oxley P.L.B.** Some new thoughts on the mechanisms of sliding and sticking friction in metal working processes // Advanced Technology of Plasticity. 1984. V. 1. P. 127.

2. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. Справочник. М.: Машиностроение, 1987. 327 с.

3. **Непершин Р.И.** О качении и скольжении цилиндра по идеально пластическому полупространству с учетом контактного трения // Доклады РАН. 2002. Т. 383. № 3. С. 346.

4. **Непершин Р.И.** Качение и скольжение цилиндра по границе идеально пластического полупространства // Прикладная математика и механика. 2003. Т. 67. Вып. 2. С. 326.

5. **Непершин Р.И.** Качение и скольжение жесткого цилиндра по границе жесткопластического полупространства // Известия РАН, Механика твердого тела. 2005. № 5. С. 150.

6. **Пат. 71093 РФ.** Устройство для пластического упрочнения плоской поверхности детали скользящим цилиндром / А.Н. Андреев, Р.И. Непершин. 2008, Бюл. № 6.

7. **Пат. 72226 РФ.** Инструмент для пластического упрочнения цилиндрических поверхностей металлических деталей / А.Н. Андреев, Р.И. Непершин. 2008, Бюл. № 10.

УДК 621.9.04-45:553.9

С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, А.С. Метель, В.В. Панин *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*
E-mail: rector@stankin.ru

Изготовление канавок на износостойкой диэлектрической поверхности с помощью широкого пучка быстрых атомов аргона

Приведены результаты травления широким пучком быстрых атомов аргона канавок глубиной до десятков микрометров на подложках из металла и диэлектрика. Установлены основные факторы, определяющие диаметр зоны с неоднородностью травления подложки не более ±5 % при формировании пучка источником с секционированной эмиссионной сеткой. Выявлена обусловленная секционированием сетки азимутальная неоднородность пучка, и для обеспечения заданной точности изготовления канавок использовано вращение подложек.

Ключевые слова: *газовые подшипники, бесконтактные торцовые уплотнения, газовая смазка, ионный источник, травление диэлектриков, полый катод, эмиссионная сетка.*

Up to tens micrometers deep grooves etching by a broad beam of fast neutral argon atoms on substrates made of metal and dielectric has been investigated and the investigation results are presented. For a beam produced by a source with sectioned emission grid the main factors are determined, which influence the zone diameter, where the substrate etching non-uniformity does not exceed ±5 %. Azimuthal non-uniformity of the beam has been revealed, and the substrate rotation was used in order to ensure prescribed accuracy of the groove production.

Keywords: *gas-lubricated bearings, contactless face seals, gas-film lubrication, ion source, etching of nil-conductors, hollow cathode, emission grid.*

Введение

Травление поверхности ионами через маску (шаблон) является эффективным методом получения газодинамических канавок глубиной от единиц до десятков микрометров на поверхности бесконтактных торцовых уплотнений компрессоров и газовых подшипников, изготовленных из сверхтвердых износостойких материалов [1]. Если материал уплотнения является проводником, можно использовать плазменно-иммерсионное травление с подачей постоянного напряжения отрицательной полярности на изделие, погруженное в однородную плазму. В этом случае все напряжение сосредоточено в слое положительного объемного заряда между плазмой и поверхностью изделия. Оно ускоряет бомбардирующие поверхность ионы, вытягиваемые в слой из плазмы, до энергии, соответствующей разности потенциалов между плазмой и поверхностью изделия.

Так как с помощью источника постоянного напряжения создать высокую разность потенциалов между плазмой и поверхностью изделия, изготовленного из диэлектрического материала, невозможно, приходится обрабатывать его ионным пучком большого поперечного сечения. Однако для травления диэлектриков можно использовать не все типы ионных источников.

Например, источник пучка диаметром 0,5 м [2] ионов аргона при давлении в рабочей камере 0,02...0,04 Па, энергии ионов 1 кэВ и плотности тока ионов 25 А/м^2 может достаточно однородно травить плоские металлические подложки диаметром до нескольких сотен миллиметров со скоростью 2...5 мкм/ч. Использовать же его для травления износостойких диэлектрических материалов, например оксида алюминия или нитрида кремния, нецелесообразно. Дело в том, что значительная доля распыляемого материала через сетки ионно-оптической системы поступает внутрь источника, отравляет его термоэмиссионные катоды и осаждается на его аноде, сетках и других элементах конструкции. Непроводящие покрытия внутри источника незамедлительно приведут к выходу его из строя. Кроме того, положительный заряд ионов на поверхности обрабатываемой диэлектрической подложки может снижать энергию ионов и однородность травления.

В источниках пучков *быстрых нейтральных молекул* (БНМ) с поперечным сечением площадью до 0,5...1 м^2 [3] для поддержания достаточной электропроводности поверхности используемых в них холодных полых катодов внутренняя поверхность единственной эмиссионной сетки источника с геометрической прозрачностью 75...80 % непрерывно распыляется ионами, ускоряемыми в слое между ней и плазменным эмиттером. Поэтому кроме поступающего через отверстия сетки материала обрабатываемого изделия на катоде непрерывно осаждаются атомы металла.

В большинстве источников БНМ сетки изготовлены из листа титана толщиной до 3 мм, а диаметр отверстий в них – 2...8 мм. При распылении сетки толщиной 3 мм со скоростью до 5 мкм/ч источник может травить диэлектрические материалы не менее 500 ч, после чего отработавшую свой срок сетку заменяют новой.

В работе [4] изучалось пространственное распределение скорости травления металлических образцов в вакуумной камере широким пучком быстрых атомов аргона, формируемых источником с цилиндрическим полым катодом диаметром

210 мм, глубиной 90 мм и эмиссионной сеткой диаметром 180 мм, а также угловое распределение вектора скорости быстрых атомов в пучке. В качестве источников питания разряда и ускоряющего напряжения использовали два источника постоянного тока до 2 А конвертерного типа с защитой от образования на электродах катодных пятен вакуумной дуги. В случае травления диэлектрических материалов количество стимуляторов катодных пятен на холодном полом катоде и на эмиссионной сетке резко возрастает. В результате частота пробоев между этими электродами и плазмой может превысить максимально допустимую частоту срабатывания устройства защиты от катодных пятен, что приведет к выходу источников питания из строя.

Поэтому при травлении диэлектриков целесообразно использовать источник БНМ с полым катодом и сеткой в виде наборов отдельных элементов, изолированных электрически друг от друга. Их можно соединить с источниками питания через индивидуальные резисторы, ограничивающие ток в цепи каждого элемента величиной, меньшей минимального тока горения дуги [5]. В таком источнике при пробое диэлектрической пленки на поверхности отдельного элемента зажигания дуги не происходит. Разность потенциалов между плазмой и этим элементом лишь на короткое время снижается от сотен и тысяч до десятков вольт, а это не влияет на параметры источника пучка. Данная работа посвящена изучению особенностей травления материалов источником БНМ с секционированными электродами.

Описание экспериментальной установки

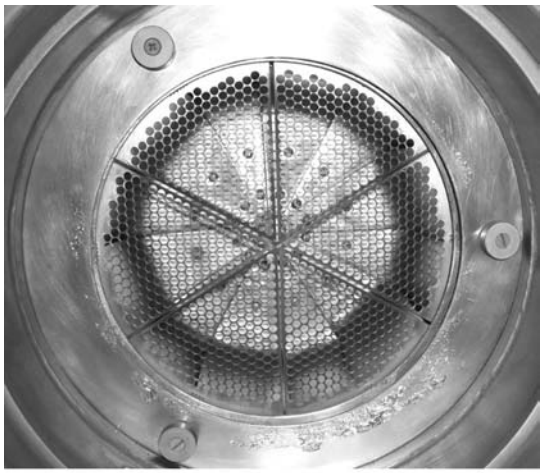
На рис. 1, *а* представлена фотография источника быстрых нейтральных атомов аргона с круглой сеткой диаметром 180 мм, состоящей из шести изолированных друг от друга секторов, и с полым титановым катодом диаметром 210 мм и глубиной 90 мм, образованным двенадцатью Г-образными катодными элементами (рис. 1, *б*).

Конструктивная схема источника представлена на рис. 2. В центре дна полого катода, образованного 12 катодными элементами *1*, установлен дисковый анод *2* диаметром 28 мм. С противоположной стороны катод перекрыт плоской эмиссионной сеткой, образованной шестью сеточными элементами *3* в виде секторов, отделенных друг от друга зазорами шириной 3 мм. На поверхности каждого сеточного элемента, изготовленного из титанового листа толщиной 2 мм, равномерно распределены отверстия диаметром 4,6 мм на расстоянии 5 мм между их центрами.

Источник пучка установлен на фланце вакуумной камеры *4* диаметром 0,5 м, причем расстояние от его сетки до противоположного фланца камеры составляет 0,7 м. Камеру откачивают диффузионным насосом до давления 3 10 ^{3} Па, а затем через устройство предварительной ионизации газа в нее подают аргон, давление которого регулируется игольчатым натекателем в диапазоне от 0,01 до 1 Па. В полый катод источника пучка аргон попадает из камеры *4* через сеточные элементы *3*.

Основными элементами устройства предварительной ионизации являются стальной и алюминиевый полые катоды, сообщающиеся через отверстие малого диаметра, на котором создается перепад давления. При подаче на них через резистор сопротивлением 10 кОм напряжения 1 кВ отрицательной полярности зажигается разряд между меньшим по размерам стальным катодом и соединенным с камерой *4* через сопротивление 1 кОм вспомогательным анодом. Он инициирует зажигание разряда с током 65...75 мА между камерой *4* и алюминиевым полым катодом через отверстие диаметром 4 мм в торцовой перегородке последнего, а сам погасает.

Катодные элементы *1* соединены с отрицательным полюсом источника питания *5* через индивидуальные резисторы *6* сопротивлением по 0,2 кОм и амперметр *7*, а сеточные элемен-



а)

б)

Рис. 1. Источник пучка быстрых нейтральных атомов аргона с круглой секционированной сеткой (*а*) и секционированный полый катод источника (*б*)

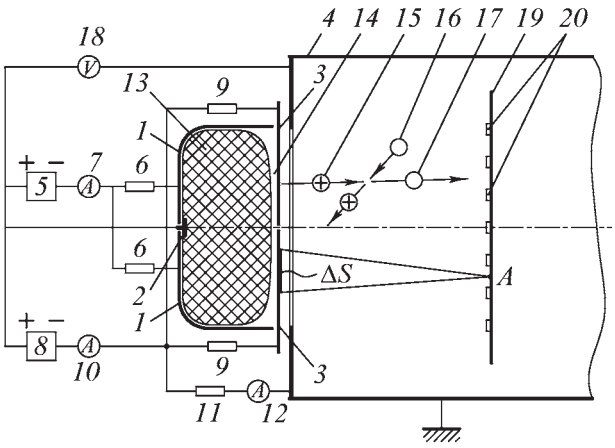


Рис. 2. Схема экспериментальной установки

ты *3* соединены с отрицательным полюсом источника питания *8* через индивидуальные резисторы *9* сопротивлением по 2 кОм и амперметр *10*. Положительные полюса обоих источников питания *5* и *8* соединены с анодом *2*, а заземленная камера *4* через амперметр *10*, резистор обратной связи *11* и амперметр *12* соединена с отрицательным полюсом источника питания *8*.

После включения устройства предварительной ионизации камера *4* и полый катод источника заполнены плазмой низкой концентрации. При подаче от источника питания *8* ускоряющего напряжения 1...4 кВ, а также напряжения до нескольких сотен вольт от источника питания *5* плазма низкой концентрации внутри катода инициирует тлеющий разряд с электростатическим удержанием электронов [6] при давлении аргона $p = 0{,}1...1$ Па, и катодная полость заполняется однородным свечением плазменного эмиттера *13*.

В этом разряде катодные элементы *1* и отрицательные по отношению к ним сеточные элементы *3* образуют электростатическую ловушку для быстрых электронов, эмитированных катодом и образованных в слоях положительного объемного заряда. Ток разряда в цепи анода *2* регулируется изменением напряжения источника *5* и при $p = 0{,}1...1$ Па достигает нескольких ампер. Ускоренные в слое *14* положительного объемного заряда между эмиттером *13* и сеточными элементами *3* ионы *15* через отверстия сетки поступают во вторичную плазму в камере *4*, где при столкновениях с атомами газа *16* превращаются в быстрые нейтральные атомы *17*.

Между анодом *2* и камерой *4* включен киловольтметр *18*, позволяющий измерять потенциал эмиттера *13* относительно камеры *4*. С помощью термоэмиссионного зонда было установлено, что потенциал вторичной плазмы превышает потенциал камеры *4* не более чем на 10 В. Поэтому энергия ионов, ускоряемых разностью потенциалов между эмиттером и вторичной плазмой, и энергия быстрых атомов аргона в камере практически равны величине, соответствующей напряжению, измеряемому киловольтметром *18*. Эквивалентный ток пучка принимали равным измеряемому амперметром *10* току ионной эмиссии (сумме токов в цепях сетки и камеры), умноженному на геометрическую прозрачность сетки 0,8.

При протекании тока через резистор обратной связи *11*, сопротивление которого можно изменять от 0,5 до 6 кОм, поступающие на стенки камеры *4* положительные ионы на сеточных элементах *3* индуцируют отрицательный потенциал 100...150 В, препятствующий проникновению электронов из камеры *4* в плазменный эмиттер *13*. Вторичная плазма в камере *4* образуется в результате нейтрализации объемного заряда поступающих в нее ионов, вторичными электронами со стенок камеры, а также в результате ионизации газа в ней быстрыми атомами *17* и эмитированными внешними поверхностями сеточных элементов *3* вторичными электронами с энергией 100...150 эВ.

Искривление поверхности плазменного эмиттера *13* и сильная неоднородность электрического поля вблизи поверхности сеточных элементов *3* приводят к заметному угловому разбросу вектора скорости поступающих в камеру *4* ионов *15*. Из-за этого плотность эквивалентного тока быстрых атомов аргона, распыляющих подложку в точке *A* (см. рис. 2), и скорость травления ее материала в этой точке зависят от распределения плотности тока ионов и угла их вылета через отверстия сетки по некоторому участку поверхности сетки *S* [5].

Измерение скорости травления подложек в камере

Для определения пространственного распределения в камере *4* скорости травления материалов быстрыми атомами аргона *17* внутри камеры на некотором расстоянии от сетки устанавливается параллельная ей подложка *19* (см. рис. 2) в виде металлической полосы шириной 28 мм и длиной 300 мм.

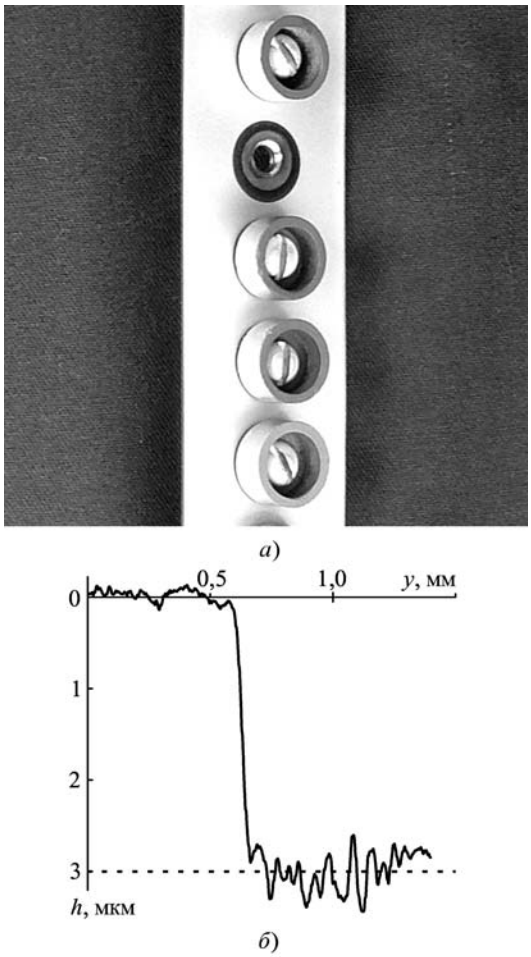


Рис. 3. Участок подложки из коррозионно-стойкой стали с керамическими масками после травления пучком (*а*) и профилограмма ступеньки (*б*) на расстоянии 60 мм от центра подложки, удаленной от сетки на 0,2 м, после травления в течение 30 мин пучком атомов аргона с энергией 3 кэВ и эквивалентным током 0,4 А

На обращенной к сетке полированной поверхности полосы расположены в ряд с шагом 20 мм маски *20* в виде цилиндрических полых втулок из оксида алюминия. Их боковая поверхность диаметром 12 мм и высотой 6 мм перпендикулярна подложке и практически не распыляется скользящими вдоль нее быстрыми атомами. Втулки крепятся к подложке винтами и гайками, а обращенные к сетке головки винтов находятся в полостях втулок (рис. 3, *а*). Поэтому распыляемый материал винтов не попадает на поверхность подложки вблизи границы маски и не искажает результаты измерений высоты ступеньки между поверхностью подложки, закрытой маской, и поверхностью, распыляемой быстрыми атомами.

После установки в камере подложку с масками обрабатывали пучком в течение 0,5...5 ч. Через час после выключения источника пучка остывшую подложку извлекали из камеры, снимали маски и по профилограммам, полученным с помощью скретчтестера MST50-227 фирмы CSM Instrument (Швейцария), измеряли высоту ступенек на разных расстояниях от центра подложки (рис. 3, *б*). Скорость травления получали делением высоты ступеньки на время травления.

На рис. 4, кривая *1* показано радиальное распределение скорости v травления подложки из коррозионно-стойкой стали

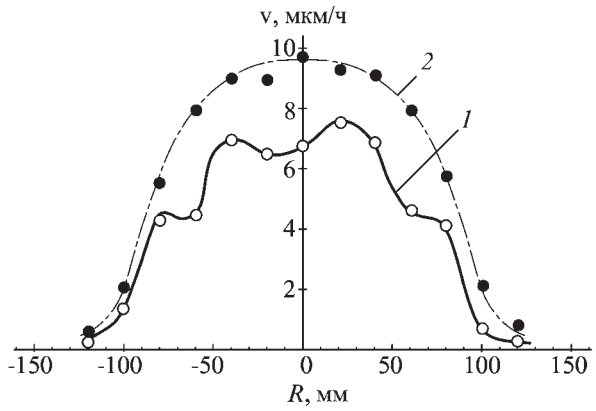


Рис. 4. Радиальное распределение скорости v травления подложки из коррозионно-стойкой стали

пучком с энергией 3 кэВ и током 0,4 А при давлении аргона 0,2 Па на расстоянии от эмиссионной сетки источника 0,2 м. На рис. 4, кривая *2* распределения скорости травления медной подложки, полученная в работе [4] при использовании точно такого же источника, но без секционирования сетки (рис. 4, кривая *2*), отличается большей однородностью и монотонностью.

Для выяснения причин неоднородности в камере было установлено устройство, использовавшееся для измерения угла расходимости и углового разброса быстрых атомов [4]. Оказалось, что азимутальную однородность распределения по поверхности сетки угловых характеристик прошедших через нее ускоренных ионов существенно нарушают потоки ионов, прошедших через щелевые зазоры между сеточными секторами. Если распределение угла вылета ионов через круглое отверстие сетки можно считать азимутально-симметричным, то угловой разброс ионов, прошедших через щелевой зазор, максимален в плоскости, перпендикулярной щели. В плоскости, проходящей через щель, он снижается почти до нуля.

Таким образом, секционирование круглой сетки, обеспечивающее работоспособность источника в условиях интенсивного загрязнения электродов диэлектрическими включениями, приводит к азимутальной неоднородности пучка. Поэтому для

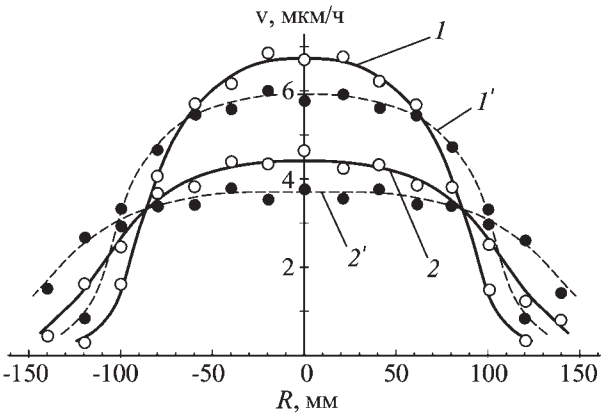


Рис. 5. Зависимость скорости v травления подложки из коррозионно-стойкой стали на расстоянии от эмиссионной сетки источника 0,2 м (*1*, *1'*) и 0,4 м (*2*, *2'*) пучком с энергией 3 кэВ и током 0,4 А (*1*, *2*), с энергией 1,5 кэВ и током 0,8 А (*1'*, *2'*) от расстояния *R* до оси пучка

достижения монотонного радиального распределения скорости травления подложки источником с секционированной сеткой необходимо вращать ее вокруг оси, совпадающей с осью источника.

Внутри камеры было смонтировано устройство с вращающимся вокруг ее горизонтальной оси с частотой 8 об/мин валом, на котором крепили дисковый держатель подложек диаметром 300 мм. Расстояние *x* между эмиссионной сеткой источника и параллельным ей держателем можно было изменять от 0,2 до 0,5 м. Обрабатываемые пучком подложки крепили к держателю винтами. На рис. 5 представлены радиальные распределения скорости травления v вращающейся подложки из коррозионно-стойкой стали. Кривая *1*, полученная при расстоянии $x = 0{,}2$ м, энергии пучка 3 кэВ и токе 0,4 А, существенно отличается от кривой *1* на рис. 4 немонотонной зависимости v(*R*), полученной при тех же параметрах в отсутствие вращения.

В центральной области радиусом $R = 50$ мм скорость травления v практически постоянна и в среднем составляет 6,5 мкм/ч, а при увеличении *R* до 70 мм v уменьшается на 20 %. На расстоянии, равном радиусу эмиссионной поверхности сетки источника (90 мм), скорость травления падает в 2 раза и далее быстро снижается до 0,5 мкм/ч на расстоянии от оси $R = 120$ мм.

При уменьшении энергии пучка в 2 раза и увеличении в 2 раза его тока мощность пучка не изменяется, однако распределение v(*R*) расширяется (кривая *1*). С увеличением расстояния от сетки до $x = 0{,}4$ м диаметр области, обрабатываемой пучком с энергией 3 кэВ и током 0,4 А (кривая *2*), заметно возрастает. Это обусловлено как расходимостью пучка, так и угловым разбросом проходящих через сетку ускоренных частиц. И на расстоянии от сетки $x = 0{,}4$ м снижение энергии атомов аргона при неизменной мощности пучка приводит к заметному выравниванию радиального распределения скорости травления (кривая *2*).

Закономерности травления вращающихся подложек пучком быстрых атомов аргона, полученным с использованием секционированной сетки, полностью соответствуют результатам, полученным в работе [4] при травлении неподвижных подложек источником со сплошной круглой сеткой. И в случае вращающейся подложки увеличение диаметра *D* зоны однородного травления с уменьшением энергии быстрых атомов при постоянной мощности пучка объясняется повышением углового разброса прошедших через отверстия сетки ионов при одновременном снижении их угла расходимости в результате уменьшения ширины слоя положительного объемного заряда между плазменным эмиттером и сеткой.

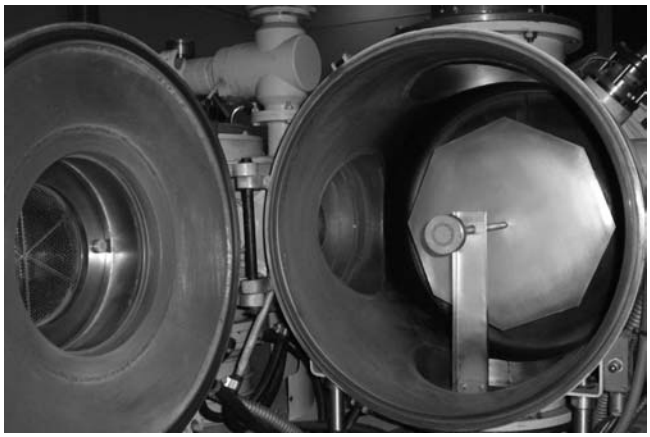


Рис. 6. Закрытая маской подложка из корунда (Al_2O_3)

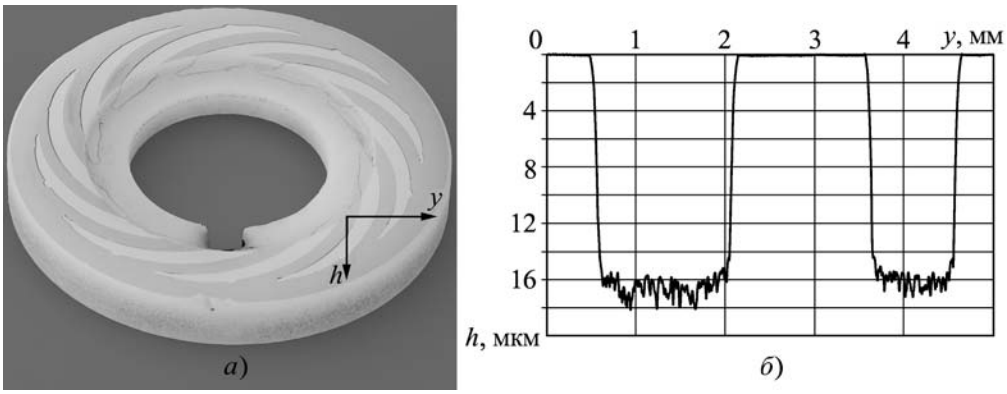


Рис. 7. Фасонные канавки на поверхности подложки из корунда (Al_2O_3) (*а*) и профилограмма поверхности подложки (*б*)

При травлении фасонных канавок к поверхности обрабатываемой подложки с помощью специальной оснастки плотно прижималась маска с прорезями. На рис. 6 показана подложка из корунда диаметром 40 мм, установленная внутри камеры на расстоянии 200 мм от эмиссионной сетки источника пучка на торце вращающегося вала. Так как размеры узла ввода вращения в вакуум на противоположной источнику двери камеры значительно превышают диаметр данной подложки, для предотвращения его нагрева и распыления пучком на том же валу на расстоянии 300 мм от подложки установлен защитный экран из титанового листа толщиной 1 мм.

Травление представленной на рис. 6 вращающейся подложки с маской проводили в течение 5 ч при давлении аргона в камере 0,2 Па, энергии атомов 3 кэВ и токе пучка 0,8 А. На рис. 7, *а* представлены полученные на поверхности подложки в результате травления быстрыми атомами аргона фасонных канавок. На фотографии указана также линия перемещения индентора скретчтестера MST50-227 при снятии профилограммы поверхности, представленной на рис. 7, *б*.

Глубина полученных канавок равна 16 мкм, а их боковые поверхности строго перпендикулярны поверхности подложки. Шероховатость дна канавок выше, чем у полированной поверхности подложки, которая во время травления была закрыта маской. Тем не менее, обусловленный шероховатостью разброс глубины канавок значительно меньше допустимой при их изготовлении величины 5 %. Скорость травления корунда быстрыми атомами аргона с энергией 3 кэВ составила v = 3,2 мкм/ч и оказалась в 4 раза меньше скорости травления подложки из коррозионно-стойкой стали на том же расстоянии от сетки и при том же токе пучка 0,8 А.

Обсуждение результатов

Для ионов аргона с энергией 3 кэВ сечение резонансной перезарядки = 2,5 10 ^{19} м^2. Если пренебречь нагревом газа в камере, то при давлении 0,2 Па плотность атомов газа n = = 5 10^{19} м ^{3}, а длина перезарядки = $1/n$ = 0,08 м. В этом случае доля ионов в потоке бомбардирующих подложку быстрых атомов аргона составляет на расстоянии от сетки x = 0,2 м около 10 %, а на расстоянии x = 0,4 м – около 1 %. Поэтому представленные на рис. 4 и 5 результаты характеризуют травление подложек исключительно быстрыми нейтральными атомами аргона. В этом случае скорость и однородность травления не зависят от потенциала поверхности подложки и определяются лишь материалом подложки, плотностью эквивалентного тока быстрых атомов и однородностью пучка.

Эмиссионная сетка, состоящая из шести изолированных друг от друга элементов, соединенных с источником ускоряющего напряжения через индивидуальные резисторы сопротивлением по 2 кОм, позволила использовать в качестве источника ускоряющего напряжения простейший выпрямитель с емкостным фильтром напряжения однофазного повышающего трансформатора с регулировкой напряжения на первичной обмотке. Источник с такой сеткой формирует пучок мощностью до 2,4 кВт при рассеиваемой в сеточных резисторах мощности не более 120 Вт и может работать непрерывно в течение 8 ч.

Наряду с повышением стабильности характеристик источника, его надежности и снижением стоимости его электропитания разбиение круглой эмиссионной сетки на отдельные элементы в виде секторов нарушает азимутальную однородность пучка, что приводит к неоднородности травления неподвижных подложек. Однако этот недостаток легко устранить, вращая обрабатываемую подложку вокруг оси, совпадающей с осью источника.

Заключение

Источник пучка быстрых нейтральных атомов аргона с энергией до 3 кэВ и эквивалентным током до 0,8 А позволяет травлением через маску изготовлять фасонные канавки глубиной до десятков микрометров на твердых износостойких поверхностях изделий как из проводников, так и из диэлектриков.

Скорость травления зависит от материала изделия и при мощности пучка 2,4 кВт изменяется от 3 мкм/ч для корунда до 12 мкм/ч для коррозионно-стойкой стали. Источник с круглой секционированной эмиссионной сеткой устойчиво работает в условиях интенсивного загрязнения его электродов и позволяет непрерывно обрабатывать диэлектрические изделия в течение длительного времени. Однако для обеспечения заданной однородности травления подложки во время обработки ее необходимо вращать.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пинегин С.В., Орлов А.В., Табачников Ю.Б.** Прецизионные опоры качения и опоры с газовой смазкой. М.: Машиностроение, 1984. 216 с.

2. **Hayes A.V., Kamarov V., Vidinsky B.** // Rev. Sci. Instrum. 1996. V. 67. N. 4. P. 1638–1641.

3. **Grigoriev S., Melnik Yu., Metel A.** // Surf. Coat. Technol. 2002. V. 156. N. 1/3. P. 44–49.

4. **Григорьев С.Н., Мельник Ю.А., Метель А.С., Панин В.В.** Источник широкого пучка быстрых атомов, получаемых при перезарядке ионов, ускоряемых между двумя областями, заполненными плазмой // Приборы и техника эксперимента. 2009. № 4. С. 166–172.

5. **Pat. 6,285,025 US,** H 01 S 1/00; 3/00. Source of fast neutral molecules / A.S. Metel, S.N. Grigoriev // PCT Filed Mar. 18, 1997; Dated Sep. 4, 2001.

6. **Метель А.С., Григорьев С.Н.** Тлеющий разряд с электростатическим удержанием электронов: физика, техника, применения. М.: Янус-К, 2005. 296 с.

УДК 621.9:621.793

А.С. Верещака, А.А. Верещака *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*
E-mail: dr_averes@rambler.ru

Функциональные покрытия для режущего инструмента

Рассмотрены современные тенденции совершенствования покрытий для режущего инструмента. Представлена методология создания функциональных наноструктурированных покрытий на основе многослойной архитектуры при использовании процессов фильтруемого вакуумно-дугового осаждения. Показаны примеры эффективного применения режущих инструментов с разработанными покрытиями.
Ключевые слова: *наноструктурированные покрытия, режущий инструмент, вакуумно-дуговое осаждение.*

In the paper modern trends of coated cutting tools perfection are observed. The elaboration methodology of functional nanostructural coatings on the basis of the multilayer architecture at use of the filtrated vacuum-arc deposition processes is presented. Instances of effective application of cutting tools with the developed coatings are shown.
Keywords: *nanostructured coatings, cutting tools, vacuum-arc deposition.*

Введение

Совершенствование инструментальных материалов на основе традиционных методов производства достигло определенного предела, и дальнейший прогресс в этом направлении возможен только при разработке композиционных материалов, интегрирующих свойства компонентов, входящих в их состав. В 70–80-е годы XX века были разработаны методология, оборудование, процессы и технологии синтеза покрытий различного состава и функционального назначения, что позволило освоить производство композиционных инструментальных материалов, включающих субстрат и износостойкое покрытие.

Инструменты из композиционных материалов нашли самое широкое применение в металлообрабатывающих производствах и позволили решить гамму технологических задач по повышению производительности обработки, износостойкости и надежности инструмента, получению высоких качественно-точностных характеристик обработанных деталей, расширению областей технологического применения инструмента. Однако режущие инструменты остаются наиболее слабым звеном технологических систем резания.

В связи с этим дальнейшие поиски по совершенствованию композиционных инструментальных материалов на основе разработки ультрадисперсных субстратов, наиболее адаптированных к условиям нанесения покрытий и эксплуатации композитов, поиска новых составов, структуры, архитектуры и свойств покрытий, совершенствованию методов, процессов и оборудования для их получения, являются важной частью создаваемых высокоэффективных систем резания [1–7].

В данной работе рассмотрены современные тенденции совершенствования покрытий для режущего инструмента, а также методология создания функциональных наноструктурированных покрытий на основе многослойной архитектуры при использовании модифицированных процессов вакуумно-дугового синтеза.

Тенденции совершенствования покрытий для режущего инструмента

Функции покрытия. Анализ функциональной роли покрытия на контактных площадках режущего инструмента (рис. 1) позволяет рассматривать покрытие как некоторую *промежуточную технологическую среду* (ПТС) между инструментальным и обрабатываемым материалами, имеющую двойственную природу. С одной стороны, покрытие повышает такие важные свойства инструментального материала как твердость, теплостойкость, износостойкость, физико-химическая пассивность по отношению к обрабатываемому материалу, износостойкость, с другой – благоприятно влияет на контактные процессы и параметры резания, определяющие интенсивность изнашивания.

Анализ систематизированных требований к покрытию [3–5] позволяет отметить, что монослойные покрытия не удовлетворяют функциональным требованиям к покрытиям для режущего инструмента. При разработке композиционных инструментальных материалов наиболее перспективной является концепция многослойной архитектуры покрытия, которая позволяет разрешить совокупность противоречивых функций композиционного материала, связанных с необходимостью обеспечения достаточно прочной адгезии на границах "покрытие–инструментальный материал" при одновременном обеспечении максимальной физико-химической пассивности на границах "покрытие–обрабатываемый материал".

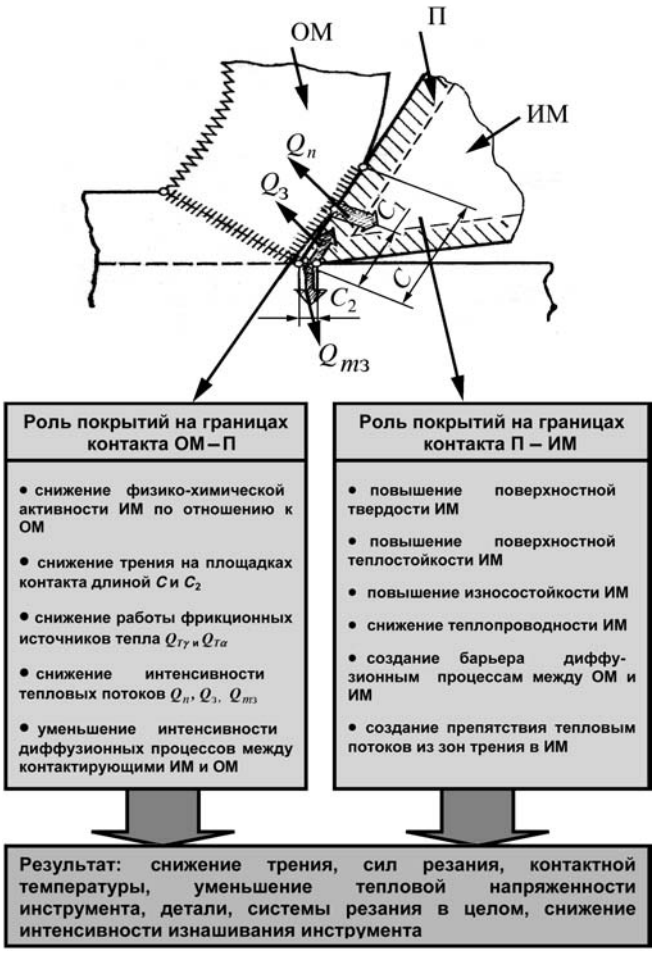


Рис. 1. Обобщенное представление о двойственной природе покрытий на рабочих поверхностях инструмента:
$Q_п$, $Q_з$, $Q_{тз}$ – тепловые потоки в инструмент и деталь от фрикционных источников тепла Q_T по передней и Q_T по задней поверхностям; C и C_1 – длины полного и плотного контакта срезаемого материала и контактной площадки передней поверхности инструмента; C_2 – длина полного контакта по задней поверхности; ИМ – инструментальный материал; ОМ – обрабатываемый материал; П – покрытие

Многослойное покрытие как важный компонент композиционного инструментального материала позволяет обеспечивать гамму чрезвычайно важных функций, связанных с: повышением сопротивляемости композита усталостному разрушению при воздействии циклических термомеханических напряжений, приводящих к формированию и развитию усталостных трещин; формированием надлежащих по уровню и знаку остаточных напряжений; торможением или блокировкой тепловых потоков от фрикционных источников тепла в инструмент и обрабатываемую поверхность, а также интердиффузии между инструментальным и обрабатываемым материалами и т.д. [1–7].

Теоретические предпосылки

Одним из наиболее эффективных методов направленного изменения свойств покрытия для повышения работоспособности инструмента является упрочнение материала покрытия за счет использования твердого раствора дополнительных (легирующих) элементов. Для упрочнения можно использовать элементы для твердорастворного упрочнения с неограниченной или ограниченной растворимостью.

Степень упрочнения твердого раствора для варианта полного растворения упрочняющего элемента можно оценить выражением [8]:

$$ {}_{a}^{3/4}C, \qquad (1) $$

где $_a = (1/a)da/dC$ – параметр линейной несовместимости, Па;

a – период решетки, м;

C – концентрация растворимых атомов, % мас. (% ат.).

Обычно прочность материала оценивают уровнем предела текучести [9]. Однако при анализе механизма упрочнения необходимо оценивать не только зависимость "предел текучести–микроструктура", но и зависимость "вязкость разрушения–микроструктура" [10]. В связи с этим влияние структуры на работоспособность инструмента с покрытием следует оценивать исходя из сбалансированности значения предела текучести $_T$ и коэффициента вязкости разрушения K_{1C}.

В соответствии с дислокационной теорией пластическая деформация и разрушение являются функцией следующих параметров [9]:

$$ {}_T, K_{1C} \quad f({}_п, {}_д, {}_р, {}_ф, {}_з), \qquad (2) $$

где $_п$ – напряжение Пайерсла–Набарро (напряжение трения кристаллической решетки);

$_д$ – упрочнение увеличением числа дефектов решетки (вакансий, дислокаций);

$_р$ – упрочнение растворенными атомами;

$_ф$ – упрочнение дисперсионными фазами, имеющимися или специально созданными в структуре покрытия;

$_з$ – упрочнение микроструктурными барьерами на пути движения дислокаций в виде границ зерен, границ двух фаз, узких прослоек второй фазы.

Краткий анализ выражений (1), (2) позволяет отметить следующее. Повышение напряжения трения решетки матрицы $_п$ может привести к росту $_T$ при одновременном снижении критического напряжения разрушения. Напряжение $_п$ сильно зависит от типа связи и увеличивается с усилением доли кавалентности в межатомной связи. Торможение дислокаций рельефом Пайерсла более эффективно при снижении температуры, что необходимо учитывать при оценке влияния параметра $_п$ на прочность покрытий. Поэтому наиболее перспективным направлением повышения свойств материала покрытия является создание в структуре материала дисперсионных упрочняющих фаз (параметр $_ф$) и условий формирования зерен нанодисперсного размера в многофазной структуре материала покрытия (параметр $_з$).

На основе концепции двойственной природы ПТС были систематизированы функциональные требования к покрытиям для режущего инструмента и обоснована концепция применения *многослойно-композиционных покрытий* (МКП) [4–6].

В соответствии с принятой концепцией архитектура МКП должна строиться на основе трехэлементной системы, включающей адгезионный подслой *3*, промежуточный слой *2* и износостойкий слой *1* (рис. 2). Адгезионный подслой *3* должен иметь максимальную кристаллохимическую совместимость и обеспечивать прочную адгезию с материалом субстрата (адгезионные функции). Переходный слой *2* должен сглаживать различие кристаллохимических свойств слоев *1* и *3* и, кроме того, блокировать тепловые потоки от фрикционных источников тепла в субстрат и интердиффузию между инструментальным и обрабатываемым материалами (барьерные функции). Износостойкий слой *1* должен иметь минимальную совместимость кристаллохимических свойств с материалом субстрата, повышенную твердость относительно обрабатываемого материала, максимальную сопротивляемость макро- и микроразрушению (изнашиванию) при термомеханических напряжениях, возникающих при резании. Каждый из слоев МКП может иметь многослойную структуру, что повышает его сопротивляемость хрупкому разрушению.

Разработку МПК для режущего инструмента обычно производят: на основе упрочняющих твердых растворов; при применении слоев, градуированных по типам связи; путем применения метастабильных систем с гомогенной металлоидной структурой; на основе наноструктурированных многофазных слоев; на основе супермногослойных структур со слоями наноразмерной толщины [1–7, 11].

Анализ отечественных и зарубежных исследований, относящихся к проблемам создания инструмента с покрытием последнего поколения, позволяет отметить ограниченное

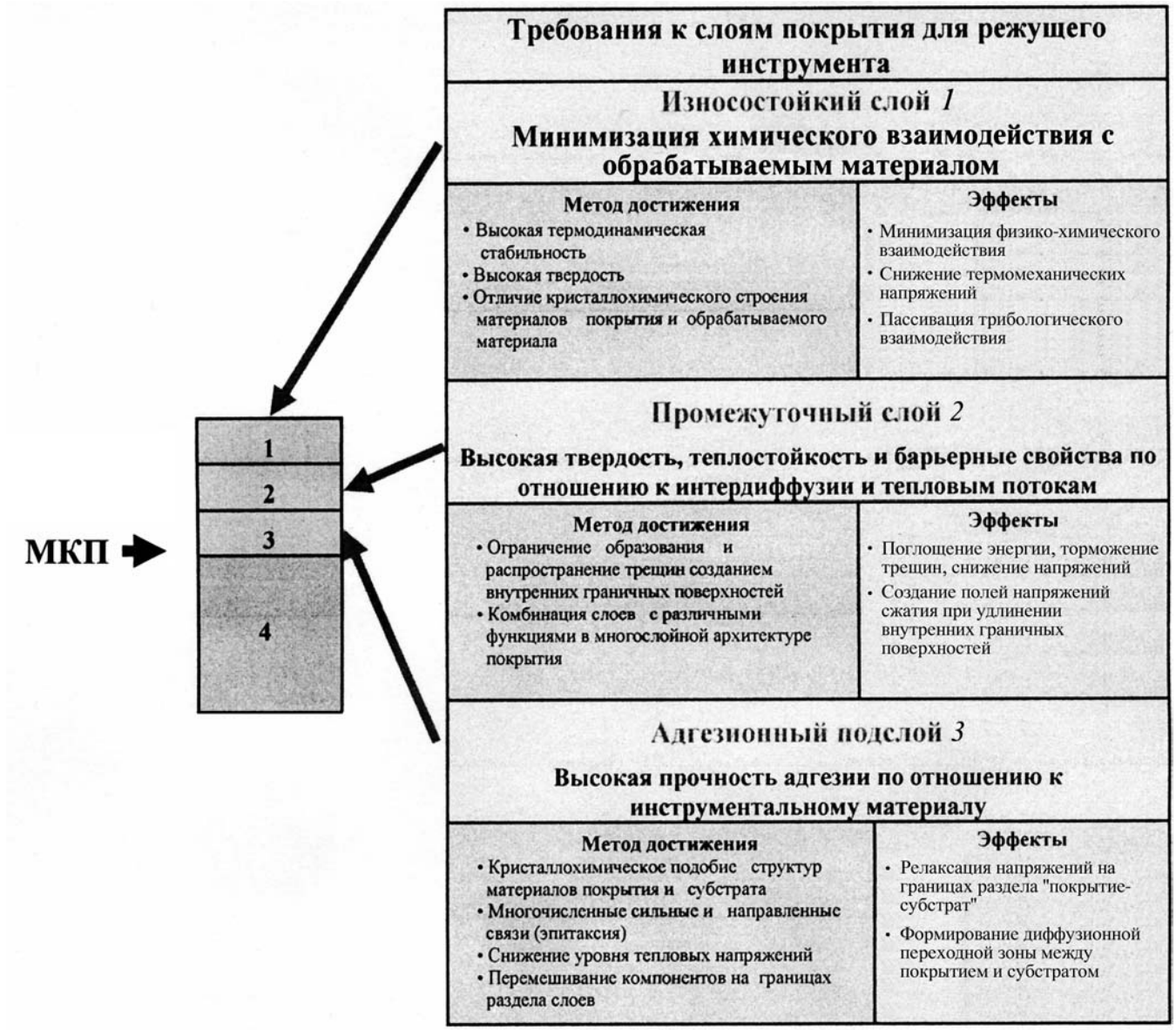


Рис. 2. Систематизация общих требований к МПК, исходя из их двойственной природы:
1 – износостойкий слой; *2* – промежуточный (барьерный) слой; *3* – адгезионный подслой; *4* – субстрат

применение монослойных систем (типа TiC, TiN, TiCN) и широкое применение многослойно-композиционных систем: двухэлементных {Ti–TiN–(Ti,Al)N; Ti–(Ti,Cr)N; Zr–(Ti,Zr)N; TiN–(Ti,Nb); TiCN–Al_2O_3–TiN и др.} [1–7, 10, 11]; трехэлементных {Ti–TiN–(Ti,Cr,Al)N; (Ti,Al,V)N; (Ti,Zr,Cr)N; (Al,Ti,Cr)NO; (Ti,Al,Si)N и др.} [3–5, 12–20] нитридов, оксинитридов, карбидов и карбонитридов 4–6 групп Периодической системы элементов, легированных алюминием и кремнием [6–7, 17–20]. Ограниченное применение получили покрытия, включающие слои на основе алмазоподобного аморфного графита (DLC, -WC:H) [1].

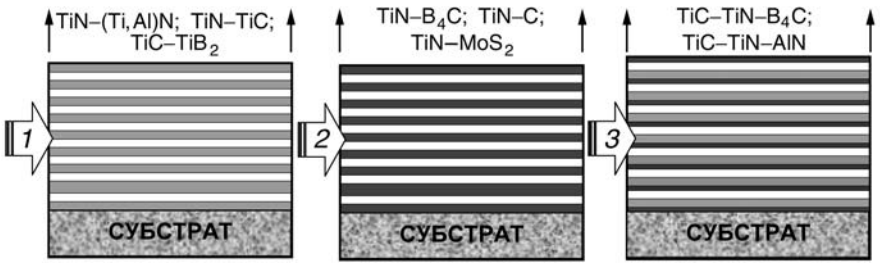


Рис. 3. Классификация многослойно-композиционных наноструктурированных покрытий по архитектуре:
1 – со слоями с одинаковыми химическими связями; *2* – из материалов с сильным отличием химических связей и структуры; *3* – с внутренними подслоями нанометрической толщины

Покрытия с нанокристаллической структурой. Производители режущих инструментов с МКП последнего поколения разработали гамму покрытий с нанокристаллической структурой, имеющих повышенные эксплуатационные характеристики [3, 5, 11, 12, 14, 16, 21, 22].

В настоящее время МКП, используемые для нанесения на режущие инструменты, можно классифицировать по кристаллической структуре на три основные группы: макрометрические $10^{1,5}...10^{3,5}$ мм; микрометрические $10^{4,8}...10^{6,8}$ мм и нанометрические $10^{7,8}...10^{9,7}$ мм.

Известно, что первопричиной разрушения материалов, имеющих стандартную структуру с размерами зерен свыше $d > 1$ мкм, является формирование трещин, возникающих вследствие концентрации дислокаций у различных дефектов [8]. В наноструктурированных материалах с размерами зерен менее $d < 80...100$ нм превалирующей причиной разрушения являются процессы на межзеренных границах, что связано с меньшим или сравнимым количеством атомов в зернах по сравнению с их количеством на границах [12, 16, 21, 23].

Упрочненные межзеренные границы трансформируют взаимодействие между зернами, так как тормозится движение и генерация дислокаций, а также движение трещин. Дислокации в наноразмерных зернах практически не возникают из-за полного торможения на границах зерен, а сами границы начинают выполнять решающую роль в деформировании и разрушении материала. Появляется возможность формирования уникальных свойств у нанокристаллических материалов, а при размерах зерен с $d < 5...10$ нм можно прогнозировать создание субатомных нанокристаллических структур и соответствующих направленных изменений свойств материалов [16, 21].

Особые свойства наноструктурированных покрытий можно прокомментировать, используя зависимость Холла–Петча [21, 23], которая устанавливает связь между пределом текучести $_{\text{T}}$ и размером зерна d:

$$_{\text{T}} \quad _0 \quad k/(d)^{1/2}. \qquad (3)$$

Зависимость (3), сформулированная вначале экспериментально, следует также из дислокационной теории ползучести. Так как границы зерен являются надежным стопором для дислокаций, то прочность материалов растет с уменьшением размера зерен (3), а при уменьшении их размера от 1 мм до 100 нм твердость возрастает в 100 раз. С другой стороны, при уменьшении размера зерен d растет скорость зернограничной ползучести [23]:

$$\mathrm{d}\ /\mathrm{d}t \quad (\quad / d^3)Q_{Coble} \exp(\quad Q_{Coble} / T), \qquad (4)$$

где d /dt – скорость деформации;

– приложенное напряжение;

Q_{Coble} – энергия активации зерна граничной ползучести;

T – температура.

В соответствии с (1), (2) при очень малых размерах зерен материал становится пластичным. Это накладывает определенные ограничения на уменьшение размера зерен с целью достижения максимальной твердости. Согласно положениям работы [23], граничная ползучесть начинает преобладать над дислокационной ползучестью при размерах зерен меньше 10...15 нм, а это означает, что увеличение твердости материала возможно при предельном уменьшении размеров зерна до этих величин.

Таким образом, при использовании покрытий с нанозерновой структурой для режущего инструмента можно уверенно прогнозировать сбалансированность высокой твердости и износостойкости покрытия в сочетании с достаточной трещиностойкостью и сопротивляемостью усталостному разрушению. При этом следует учитывать, что для покрытий из высокотвердых соединений тугоплавких металлов одни и те же механизмы могут привести как к повышению вязкости и прочности (материалы с плотноупакованными кубическими решетками), так и к ее снижению (материалы с гексагональными решетками).

Наноструктурированные МКП классифицируют на три группы (рис. 3): *1* – состоящие из слоев с одинаковыми химическими связями и структурой; *2* – содержащие слои с сильным отличием химических связей и структуры; *3* – имеющие слои с внутренними граничными промежуточными подслоями нанометрической толщины.

МКП, имеющие слои с одинаковым характером химических связей, наиболее широко применяют для нанесения на режущие и штамповые инструменты. Чаще всего в подобных покрытиях комбинируют слои из нитридов, карбидов, карбонитридов и боридов переходных тугоплавких металлов IV–VI групп Периодической таблицы, легированных алюминием [1–4].

МКП с наномоделированной структурой. Слоистая архитектура покрытий со слоями наноразмерной толщины по-

зволяет фиксировать определенную текстуру каждого слоя покрытия и создавать материалы для покрытий нового типа. Примером подобного "конструирования" покрытия могут служить МКП на основе TiC–TiB_2, для которых наблюдают рост плоскостей с текстурой (III) TiC на плоскостях с текстурой (001) TiB_2 [1, 3, 7].

Минимизация энергии граничных поверхностей является еще одним направлением создания материалов для покрытий нового поколения [22]. Например, для МКП на основе многослойных композиций TiN–AlN и TiC–SiC наблюдается стабилизация кубической гранецентрированной решетки слоев AlN и SiC в многослойной архитектуре покрытий. Отмеченный эффект стабилизации структуры возможен только для МКП с толщиной слоев менее 80 нм, а подобная архитектура МКП создает большие перспективы для создания материалов для покрытий нового типа. В связи с этим можно прогнозировать стабилизацию решетки соединения C_3N_4 посредством ее встраивания в слоистую структуру решетки Si_3N_4. Твердость такого соединения теоретически должна быть больше, чем у алмаза [7, 22].

Многослойные покрытия с суперрешетчатой структурой (Superlattice). Перспективным направлением совершенствования покрытий является разработка "суперрешетчатой" структуры покрытия. В существующей литературе очень часто не проводят четкого разделения между многослойными покрытиями с наноразмерной толщиной слоев и суперрешетчатыми покрытиями [7, 21, 22]. Необходимо различать монокристаллические и поликристаллические суперрешетчатые покрытия. В обоих случаях речь идет о защитных покрытиях с экстремальными значениями некоторых свойств, что предопределяет перспективность их применения для режущего инструмента.

Необходимо отметить, что не все типы суперрешетчатых покрытий могут иметь высокие значения основных свойств. Например, комбинации TiC–TiN, TiC–TiN и TiN–(Ti,Al)N синтезировали с толщиной слоя в диапазоне 1...500 нм. Максимальная твердость покрытия была получена для варианта с многослойной архитектурой, имеющего 100...200 слоев при общей толщине покрытия 5 мкм, что соответствует толщине слоя 25...50 нм. Эффекты суперрешетчатой структуры проявляются также при изменении и других параметров, например модуля упругости отдельных слоев покрытия.

В настоящее время основные модели, устанавливающие механизмы связи параметров суперрешетки с особыми свойствами покрытий, строятся на положении, согласно которому изменение свойств связано с ограничением перемещения дислокаций на граничных поверхностях. Однако следует признать, что эти модели являются дискуссионными и носят гипотетический характер.

Разработка наноструктурированных МКП

Выбор состава слоев МКП. Для выбора состава слоев МКП необходимо использование модели изнашивания режущего инструмента. Было принято ключевое положение о том, что превалирующим механизмом изнашивания режущего инструмента в широком диапазоне изменения условий обработки является адгезионно-усталостное изнашивание. В соответствии с таким подходом минимизация уровня изнашивания инструмента достигается при минимуме теряемой массы инструментального материала M_a min:

$$M_a \quad K_a \; F_a(J \; {}_a / \; {}_{\text{р}}), \tag{5}$$

где K_a – коэффициент адгезии (объемный);

– плотность инструментального материала;

F_a – номинальная площадь контакта;

J – интенсивность схватывания;

${}_a$ – прочность связей в узлах схватывания;

${}_{\text{р}}$ – сопротивляемость инструментального материала разрушению.

Интенсивность схватывания можно оценить, используя зависимость

$$J \quad (N_{\text{Т}} \quad N_{\text{М}})F_a, \tag{6}$$

где $N_{\text{Т}}$, $N_{\text{М}}$ – число активных центров на единицу площади контакта соответственно при термическом и механическом активировании;

Величину $N_{\text{Т}}$ можно оценить по формуле

$$N_{\text{Т}} \quad T\text{e}^{\;Q_{\text{Т}}/K}, \tag{7}$$

где – частота собственных валентных колебаний атомов;

T – время;

$Q_{\text{Т}}$ – энергия термической активации;

K – постоянная Больцмана;

– абсолютная температура.

Число $N_{\text{М}}$ находят по зависимости

$$N_{\text{М}} \quad {}_{\text{l}}Sb, \tag{8}$$

где ${}_{\text{l}}$ – плотность дислокаций;

S – средняя длина пробега дислокации;

b – вектор Бюргерса.

Скорость движения дислокаций равна

$$\text{v}_{\text{Д}} \quad S^{\;n}, \tag{9}$$

где – напряжение;

n – показатель степени, зависящий от твердости материала.

По формулам (5–9) можно качественно оценить влияние различных факторов на склонность покрытия и обрабатываемого материала к адгезии. Эта склонность будет возрастать при увеличении температуры (до момента начала интенсивного окисления и термического разупрочнения "мостиков адгезии") и частоты собственных колебаний валентных атомов, которая коррелирует со *статистическим весом атомов наиболее стабильных электронных конфигураций* (СВАСК); росте подвижности дислокаций $\text{v}_{\text{Д}}$, которая обратно пропорциональна твердости инструментального материала (покрытия).

Термическая составляющая схватывания зависит от температуры плавления вещества (соединения):

$$N_{\text{Т}} \quad CT^{\;/\;{}_{\text{пл}}}, \tag{10}$$

где C – постоянная;

– абсолютная температура;

$_{пл}$ – температура плавления вещества.

При оптимальном составе наружного слоя *1* (см. рис. 2) МКП достигается соблюдение условия M_a min.

Анализ зависимостей (5–10) позволяет констатировать, что при выборе материала износостойкого слоя МКП предпочтение следует отдавать твердым тугоплавким соединениям, содержащим максимальное количество СВАСК типа sp^3 (материалы с преимущественно металлическими связями), s^2p^6 (материалы со смешанными типами связей) и d^5 (материалы с ковалентными и ионными связями).

Для качественной оценки составов слоев была произведена систематизация тугоплавких соединений по видам кристаллохимических связей, принципиально пригодных для использования в МКП (рис. 4).

На основе разработанных положений и систематизации соединений в табл. 1 представлены некоторые рекомендации по составам слоев МКП.

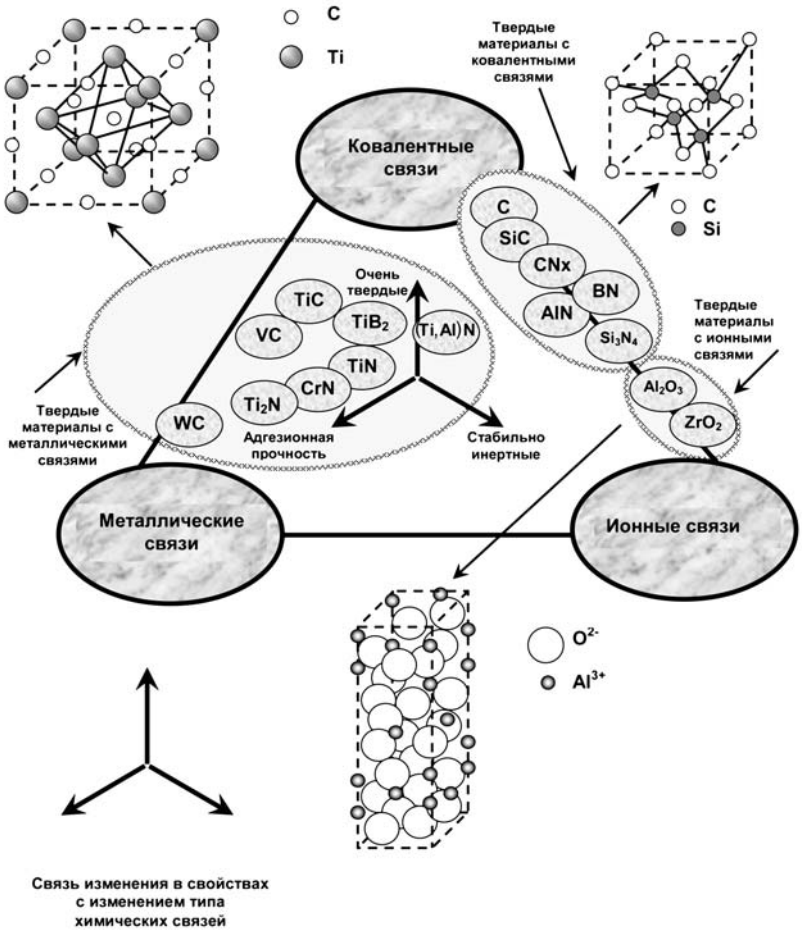


Рис. 4. Систематизация тугоплавких соединений, наиболее пригодных для использования в качестве слоев МКП для режущего инструмента, по типам связей, кристаллохимическому строению и свойствам

Таблица 1

Рекомендации по выбору предпочтительных составов элементов МКП и основные требования к ним

Износостойкий слой	Адгезионный подслой	Промежуточный слой
Рекомендуемые составы		
CrN > CrC > CrB > VN > ZrN > ZrC > > ZrB> TiN > TiC > TiB_2 > ZrB > HfB_2. Карбиды, нитриды, карбонитриды, бориды: (Ti,Zr) > (Ti,Cr) > (Ti,Al) > (Zr,Nb) > > (Zr,Cr) > (Zr,Al) > (Ti,Nb,Cr) > > (Ti,Cr,Al) > (Ti,Zr,Al)	Металлические подслои: Zr > Cr > V > Ti. Металлические композиты: (Ti,Zr) > (Zr,Cr) > (Ti,Cr) > > (Ti,V). Соединения: ZrN > (Ti,Cr)N > TiN > (Ti,V)N	-C > MoS_2 > $(Mo,Ti)S_x$ > $Me_x(JO_3)_y$ > > AlN > Al_2O_3 (Ti,Al)N > AlN–CrN

Окончание табл. 1

Износостойкий слой	Адгезионный подслой	Промежуточный слой
Важнейшие требования		
1. G_T^o 0 для пары "слой *1*–ОМ". 2. M_a min. 3. Максимальные значения параметров HV, $_в$, K_{1C}	1. G_T^o 0 для пары "слой *3*–субстрат (ИМ)". 2. G_T^o 0 для пары "слой *3*–слой *2*". 3. Необходимость соблюдения правила "Юм-Розери" для пар: "слой *3*–субстрат (ИМ)", "слой *3*–слой *2*"	1. G_T^o 0 для пар "слой *2*–ОМ"; 2. G_T^o 0 для пар "слой *2*–слой *1*"; "слой *2*–слой *3*". 3. Необходимость соблюдения правила "Юм-Розери" для пар: "слой *2*–слой *1*"; "слой *2*–слой *3*"
Примечание. CrN>CrC>CrB>... – предпочтительный ряд соединений для различных слоев МКП (по мере возрастания); HV – твердость по Виккерсу; $_в$ – предел прочности при растяжении; K_{1C} – коэффициент вязкости разрушения; G_T^o – изобарный потенциал реакции при температуре эксплуатации режущего инструмента; Правило "Юм-Розери" – взаимная растворимость элементов возможна, если размер их атомных диаметров не превышает 15 %; ИМ, ОМ – соответственно инструментальный и обрабатываемый материалы.		

Некоторые результаты реализации методологии проектирования МКП для режущего инструмента

Методика исследований. Для формирования МКП использовали установку ВИТ-2 разработки МГТУ "Станкин" – НПК "ЭКОТЕК", которая позволяет реализовывать инновационные процессы *фильтруемого вакуумно-дугового осаждения* (ФВДО) [3, 5, 12].

Реализацию методологических положений по формированию МКП производили применительно к нескольким типам режущего инструмента: резцам и торцовым фрезам с механическим креплением *сменных многогранных пластин* (СМП), цельнотвердосплавным и быстрорежущим сверлам и концевым фрезам.

Микрорентгеноструктурные исследования, состав и морфологию поверхности слоев МКП выполняли с помощью электронно-сканирующего микроскопа JSM 4510 фирмы JEOL и DSM 950 фирмы ZEISS. Макроскопические свойства МКП (твердость, коэффициент трения, прочность сцепления покрытия с основой) определяли стандартными методами. В частности, измерение толщины МКП проводили с помощью калотеста и методом обратного -излучения на приборе Fisherscope MMS компании Helmut Fisher GmbH (ФРГ). При оценке микротвердости покрытий (толщина покрытий 2...5 мкм) использовали нанотестер А-600 фирмы Micro Materials Ltd (Великобритания), который позволяет измерять микротвердость с локальностью до 100 нм.

Эффективность МКП сравнивали с соответствующими характеристиками инструмента, имеющего стандартные покрытия. Исследования проводили при сухом резании или использовании *смазочно-охлаждающих технологических сред* (СОТС) при точении, сверлении, фрезеровании сталей и труднообрабатываемых материалов с использованием стандартного станочного оборудования.

Некоторые результаты исследований. Количественный анализ МКП на основе Ti–TiN–(Ti,Al)N показал, что соотношение Ti и Al в износостойком слое (Ti,Al)N существенно изменяется при изменении таких параметров процесса ФВДО, как ток дуги при испарении титана *I*, давление азота *p* и напряжение смещения при осаждении покрытия *U*. Установлено, что изменение *I* от 40 до 80 А приводит к изменению массовой доли Ti в покрытии от 21,3 до 38,3 % при соответствующем изменении массовой доли Al от 44,7 до 33,0 %, что полностью подтверждает положения работ [3, 5]. Очевидно, что изменение состава слоев МКП оказывает сильное влияние и на режущие свойства инструмента.

Изучено и установлено сильное влияние основных параметров процесса ФВДО (*I*, *p*, *U*) при формировании износостойкого слоя (Ti,Al)N (слой *1* МКП) на его важнейшие характеристики: микротвердость, толщину, прочность сцепления с промежуточным слоем TiN (слой *2* МКП). Установлено, что с увеличением *U* изменение микротвердости слоя (Ti,Al)N имеет экстремальный характер, в то время как его толщина уменьшается, а прочность сцепления со слоем TiN возрастает.

Разработку математических моделей процесса ФВДО проводили применительно к осаждению МКП Ti–TiN–(Ti,Al)N на твердосплавные СМП, предназначенные для чистовой и получистовой обработки сталей и чугунов (области применения (К01-К20, Р01-Р20). Диапазон варьирования факторов *p*, *U*, *I* выбирали таким образом, чтобы разрабатываемая модель была справедлива для всей области управления, а значения варьируемых факторов внутри выбранной области были практически реализуемы.

Выбранные диапазоны варьируемых факторов имели следующие значения: $p = 5\ 10^{\ 2}...3\ 10^{\ 1}$ Па; $U = 75...200$ В; $I = 40...130$ А. Математическая модель, устанавливающая связи между наиболее значимыми параметрами процесса ФВДО *I*, *p*, *U* и стойкостью инструмента *T*, была использована в качестве целевой функции для процедуры оптимизации процесса ФВДО. Модель была получена применительно к процессу продольного точения стали 45 (200 НВ) с $t = 1,0...4,0$ мм; $S = 0,15...0,6$ мм/об и $v = 150...350$ м/мин и имела следующий вид:

$$T \quad 2,39 I_{Ti}^{\ 8,60} p_N^{\ 3,29} U_C^{\ 0,33} \exp(8,26\ 10^{\ 2} I_{Ti} \quad 13,7 p_N \quad 7,88\ 10^{\ 3} U_C). \tag{11}$$

Результаты исследования структуры, параметров, морфологии и состава слоев МКП на основе системы Ti–TiN–(Ti,Al)N, приведенные в табл. 2 и на рис. 5, позволяют отметить следующее.

Таблица 2

Архитектура и параметры МКП на основе системы Ti–TiN–(Ti,Al)N

Архитектура элементов МКП	Толщина , мкм	Микротвердость*, МПа	Прочность адгезии МКП $P_{крит}$, Н
Адгезионный подслой Ti (монослойный)	$h_а = 0,1$	–	120
Износостойкий слой (Ti,Al)N (многослойный), состав 50 % Ti –50 % Al	$h_и = 2,0$ $h_с = 0,025$	3200	
Промежуточный слой TiN (многослойный)	$h_п = 1,8$ $h_с = 0,015$	–	

*Значение микротвердости получено на наноиндентометре с поверхности образца.

Примечание. $h_а$ – толщина адгезионного подслоя; $h_и$, $h_п$ – толщина износостойкого и промежуточного слоев; $h_с$ – толщина субслоев износостойкого и промежуточного слоев; $P_{крит}$ – критическое значение усилия, прилагаемого к скрайбирующему (царапающему) индентору, при котором происходит разрушение МКП вдоль царапины.

1. Износостойкий слой (Ti,Al)N имеет ультрадисперсную структуру с толщиной субслоев порядка 15...25 нм. Среднее значение соотношения Ti и Al в слое (Ti,Al)N составило 2,6. Слой (Ti,Al)N имеет столбчатую структуру, ориентированную перпендикулярно к плоскости подслоя TiN. Толщина субслоев промежуточного TiN-слоя также составляет порядка 25 нм, что позволяет классифицировать МКП как наноструктурированное.

2. Структура слоя (Ti,Al)N (рис. 5, *а*) свидетельствует о наноразмерной толщине субслоев слоя. Морфология поверхности износостойкого слоя (Ti,Al)N, полученного при использовании стандартной (рис. 5, *б*) и разработанной ФВДО (рис. 5, *в*) технологий, наглядно демонстрирует существенное улучшение качества поверхностного слоя при практически полном отсутствии микрокапель.

Разработанную методологию формирования МКП использовали и для получения составов МКП для вариантов чистового, получистового и тяжелого резания широкой гаммы обрабатываемых материалов.

Для оценки режущих свойств различных типов инструмента с разработанными МКП были проведены широкие лабораторные и промышленные испытания различных типов режущего инструмента с разработанными покрытиями.

На рис. 6 приведены данные сравнительных исследований стойкостных свойств торцовых фрез, оснащенных СМП из сплава ВК6, без покрытия (кривые *1*), со стандартным МКП (Zr,Cr)N (кривые *2*) и с разработанными МКП (Ti,Zr)–ZrN–(Zr,Cr)N (кривые *3*), при сухом симметричном фрезеровании деформируемого двухфазного (+) титанового сплава ВТ14 при изменении v = 50...110 м/мин и S = 0,1...0,25 мм/об. Полученные данные позволяют отметить, что СМП с разработанными МКП заметно превышают по стойкости СМП без покрытия (в 1,8...2,4 раза) и СМП со стандартными МКП (1,5...1,7 раза) для достаточно широкого диапазона изменения v и S, причем с их ростом эффект возрастает.

Разработанные МКП, нанесенные на СМП из Т5К10 и ВК10ХОМ, показали высокую эффективность при продольном точении стали 45 и труднообрабатываемых сплавов ХН77ТЮР и ВТ14. Установлено повышение времени наработки инструмента на отказ до 3...5 раз при точении конструкционной стали 45 (СМП из Т5К10–(Ti–TiN–(Ti,Al)N) и до 1,5...3 раз при точении сплавов ВТ14 (СМП из ВК10ХОМ–(Zr–ZrN–(Zr,Cr)N) и ХН77ТЮР (СМП из ВК10ХОМ–(Ti,Zr)–ZrN–(Zr,Cr)N) по сравнению со стойкостью инструмента со стандартными типами покрытий, рекомендуемых для указанных целей.

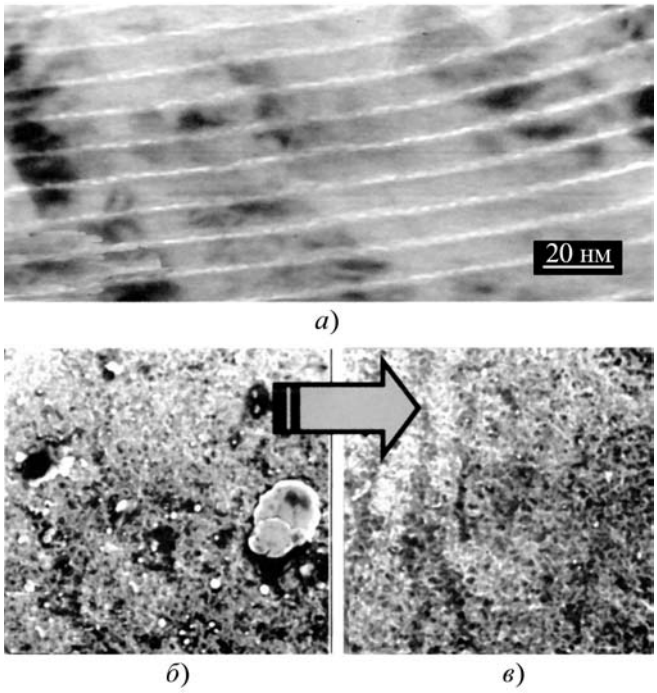


Рис. 5. Структура (*а* – ×100000) и морфология МКП, полученная при использовании стандартного (*б* – ×3000) и фильтруемого (*в* – ×3000) вакуумно-дуговых процессов КИБ-MeVVA

Результаты исследований режущих свойств цельнотвердосплавных сверл и концевых фрез с разработанными составами МКП при обработке стали 40Х также свидетельствуют

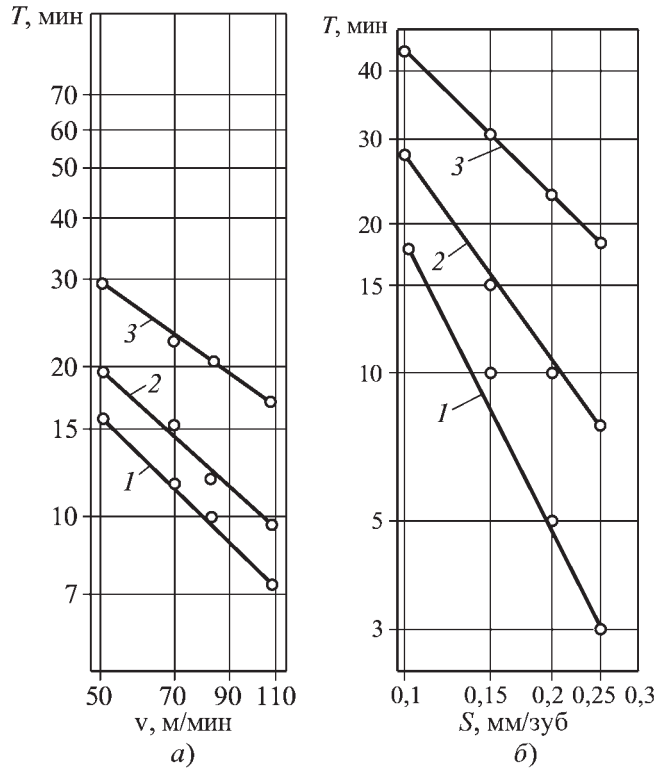


Рис. 6. Влияние скорости резания v (*а*) и подачи *S* (*б*) на стойкость торцевых фрез, оснащенных СМП из сплава ВК6 с различными покрытиями при сухом фрезеровании (симметричном) титанового сплава ВТ14

об их существенном преимуществе по сравнению со сложнопрофильным инструментом без покрытия. В частности, зафиксировано повышение времени наработки на отказ сверл (до 5 раз) и концевых фрез (2–3 раза) по сравнению с аналогичным показателем для инструмента без покрытия.

Результаты статистической обработки данных сравнительных промышленных испытаний резцов, оснащенных СМП форм LNMX и RPUX со стандартными МКП ведущих производителей и СМП из сплава Т14К8 с разработанным МКП при восстановительной обточке катального профиля колесных пар в особо тяжелых условиях (v = = 50 м/мин, S = 1,2 мм/об, t = 6,0 мм), представлены в табл. 3.

Анализ данных табл. 3 позволяет отметить достаточно высокую эффективность СМП форм LNMX и RPUX из твердого сплава Т14К8 с разработанным МКП по сравнению с лучшими зарубежными аналогами при тяжелой восстановительной обточке катальной поверхности колесных пар подвижного состава ЖД. В частности, для СМП с разработанными МКП отмечено не только более высокое среднее значение стойкости (88,1 мин) и коэффициента стойкости $K_{ст}$ (2,19), но и снижение коэффициента вариации стойкости (υ = 0,355).

Заключение

Разработан процесс и технология ФВДО наноструктурированных МКП на рабочих поверхностях сложнопрофильных твердосплавных СМП, а также цельнотвердосплавного и быстрорежущего инструмента.

Аттестационные испытания СМП с разработанными МКП при обработке материалов авиационного двигателестроения (конструкционные стали, титановые и никелевые сплавы) показали их высокую эффективность не только в сравнении с СМП без покрытий, но и с СМП со стандартными износостойкими покрытиями, рекомендуемыми для указанных целей.

Аттестационные промышленные испытания сложнопрофильных твердосплавных СМП форм LMNX и RPUX с разработанными МКП на основе наноструктурированной системы Ti–TiN–(Ti,Al)N при черновой обработке наклепанной поверхности катания железнодорожных колес показали, что СМП с разработанными МКП не уступают по надежно-

Таблица 3

Результаты сравнительных испытаний СМП для обточки колесных пар

Производитель	Архитектура МКП	Толщина покрытия $h_П$, мкм	Средняя стойкость $T_П$, мин	Коэффициент вариации стойкости υ	Коэффициент стойкости $K_{ст} = (T_П/T)$
1	TiN–TiCN–TiN**	9,0	45,6	0,448	1,18
2	TiCN–Al_2O_3–TiN**	10,0	26,4	0,452	1,05
3	TiC–TiCN–TiN**	10,0	25,0	0,46	0,64
СМП с МКП МГТУ "Станкин"*	Ti–(Ti,Al)N–TiN	4,0	88,1	0,355	2,19

*Разработанное наноструктурированное МКП, синтезируемое с использованием процессов ФВДО.

**Покрытие получено методом HTCVD.

Примечание. $T_П$ – среднее значение стойкости инструмента с покрытием; T – среднее значение стойкости контрольного инструмента без покрытия.

сти и стойкости СМП со стандартными МКП ведущих мировых производителей твердосплавного инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Vetter J., Burgmer W., Dederichs H., Perry A.** The architecture and performance of compositionally gradient and milti-layer PVD coating // Material Science Forum. 1994. V. 163–165. P. 527–532.
2. **Byrne G., Dornfeld D., Denkena B.** Advancing Cutting Technology // CIRP Annals. 2003. V. 52/2. P. 68–118.
3. **Верещака А.С., Верещака А.А.** Повышение эффективности инструмента путем управления составом, структурой и свойствами покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 9. С. 9–19.
4. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
5. **Верещака А.С.** Некоторые методологические принципы создания функциональных покрытий для режущего инструмента // Современные технологии в машиностроении. Харьков: НТУ "ХПИ", 2007. С. 210–232.
6. **Moll E., Bergmann E.** Hard coatings by plasma-assisted PVD technologies:industrial practice // Surface and Coating Technology. 1989. V. 37. P. 483–509.
7. **Holleck H.** Basic principles of specific application of ceramic materials as protective layers // Surface and coatings Technology. 1990. V. 43/44. P. 245–258.
8. **Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М.** Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
9. **Тушинский Л.И., Плохов А.В.** Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. Новосибирск: Наука, 1986. 200 с.
10. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
11. **Григорьев С.Н.** Методы повышения стойкости режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2009. 368 с.
12. **Верещака А.С., Карпушевски Б., Дюбнер Л.Г.** Анализ основных аспектов применения многослойно-композиционных наноструктурированных функциональных покрытий для режущего инструмента // Высокие технологии в машиностроении: сб. науч. тр. Харьков: НТУ "ХПИ", 2008. Вып. 2. С. 72–87.
13. **Верещака А.С.** Основные аспекты применения и совершенствования режущих инструментов с износостойкими покрытиями // СТИН. 2000. № 9. С. 33–40.
14. **Fox-Rabinovich G.S., Kovalev A.I., Aguirre M.H.** Design and performance of AlTiN and TiAlCrN PVD coatings for machining of hard to cut materials // Surface and Coatings Technology. 2009. V. 204. P. 489–496.
15. **Paldey S., Deevi S.C.** Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review // Materials Science and Engineering. 2003. A. 342. P. 58–79.
16. **Faga M.G., Gautiel G., Calzavarini R.** et al. AlSiTiN nanocomposite coatings developed via arc cathodic PVD: evaluation of wear resistance via tribological analysis and high speed machining operations // Wear. 2007. V. 263. P. 1306–1313.
17. **Vetter J., Krug T., von der Heide V.** AlTiCrNO coatings for dry cutting deposited by reactive cathodic vacuum arc evaporation // Surface and Coatings Technology. 2003. V. 174–175. P. 615–619.
18. **Kim S.K., Vinh P.V., Kim J.H., Ngoc T.** Deposition of super hard TiAlSiN thin films by cathodic arc plasma deposition // Surface and Coatings Technology. 2005. V. 200. P. 1391–1394.
19. **Yamamoto K., Kujime S., Takahara K.** Structural and mechanical property of Si incorporated (Ti,Cr,Al)N coatings deposited by arc ion plating process // Surface and Coatings Technology. 2005. V. 200. P. 1383–1390.
20. **Tanaka Y., Ichimiya N., Onishi Y., Yamada Y.** Structure and properties of Al–Ti–Si–N coatings prepared by the cathodic arc ion plating method for high speed cutting applications // Surface and Coatings Technology. 2001. V. 146–147. P. 215–221.
21. **Chokshi A.H., Rosen A., Karch J., Gleiter H.** On the validity of the Hall-Petch relationship in nanocrystalline materials // Scripta Metall. 1998. V. 23. P. 1679–1684.
22. **Cselle T.** Nanostracturierte schichten in der werkstaff // Platit AG: Warkzeugtagung. 2002.
23. **Okumiya M., Gripentrog M.** Mechanical properties and tribological behavior of TiN–CrAlN and CrN–CrAlN multilayer coatings // Surface and Coating Technologies. 1999. V. 112. P. 123–128.

УДК 621.9.02.002.2:621.793.14:533.9

М.А. Волосова, С.Н. Григорьев *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*
E-mail: rector@stankin.ru

Технологические принципы осаждения износостойких нанопокрытий для применения в инструментальном производстве

Рассмотрены актуальные вопросы получения нанопокрытий с размерами зерен менее 100 нм. Приведены сведения о технологических методах их нанесения в вакууме с использованием плазменных источников энергии, способах управления структурой и свойствами, а также о перспективах использования нанопокрытий в инструментальном производстве.

Ключевые слова: *нанопокрытия, инструментальное производство, вакуум, плазменные источники энергии, технологические методы.*

The current issues of obtaining nano with grain sizes less than 100 nm are discussed, giving details of the technological methods of applying them in a vacuum using a plasma power sources, methods of controlling the structure and properties, as well as on the prospects of using nano in tool manufacturing.

Keywords: *nanotechnology surface sealing, tool manufacture, vacuum, plasma sources of energy, technological methods.*

Использующиеся в настоящее время материалы для изготовления различных видов режущих инструментов специализированы для определенных условий работы и имеют различные основные свойства. Например, быстрорежущие стали характеризуются высокими прочностными свойствами, но имеют сравнительно невысокую твердость и теплостойкость, а керамика, напротив, имеет высокие значения твердости и теплостойкости, но обладает низкими прочностными свойствами. Поэтому создание современного инструментального материала, пригодного для эксплуатации в

существенно отличающихся условиях резания, путем применения различных методов нанесения покрытий и модификации поверхностного слоя, является очень важной задачей для инструментального производства. Важным преимуществом методов нанесения покрытий и модификации является то обстоятельство, что их легко применить к уже готовому "рыночному" инструменту, когда реализация других направлений его совершенствования в большинстве случаев уже невозможна.

По своей сути методы, использующиеся для нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущих инструментов, имеют существенные различия в применяемых

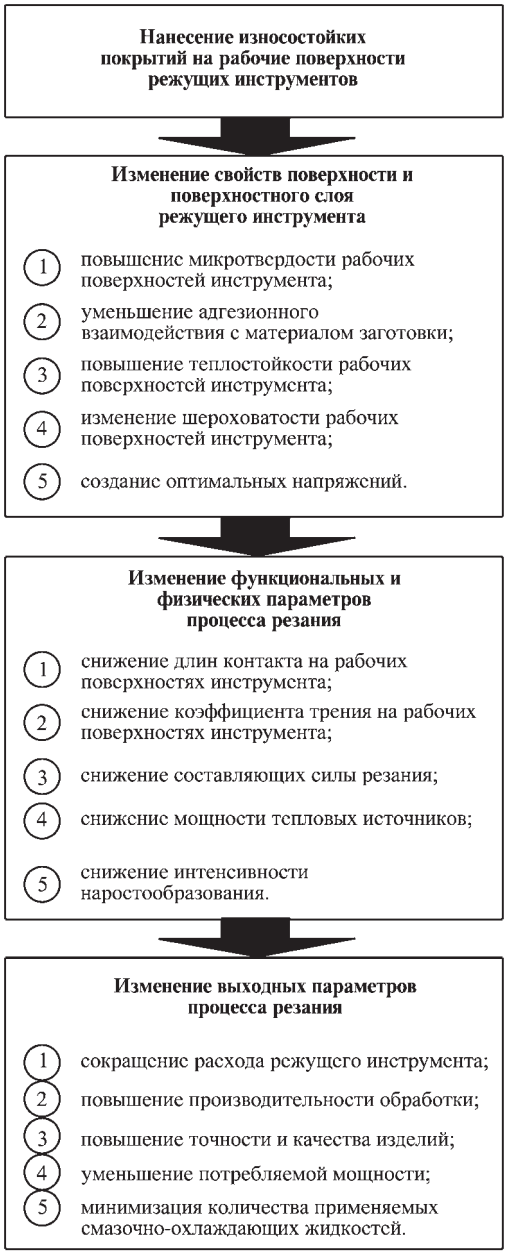


Рис. 1. Эффекты, достигнутые в результате нанесения различных по составу износостойких покрытий на рабочие поверхности режущих инструментов

источниках энергии (лазурный луч, низкотемпературная плазма и др.), рабочих средах (воздух, вакуум и др.) и т.д. Однако несмотря на это, эффекты, которые могут быть достигнуты при их применении, имеют существенные сходства и связаны с улучшением наиболее важных показателей эффективности (выходных параметров) процесса резания.

На рис. 1 представлена взаимосвязь между выходными параметрами процесса резания и физико-механическими и кристаллохимическими свойствами поверхности и поверхностного слоя инструмента. 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 инструмента, происходящего в результате применения того или иного метода нанесения покрытий и модификации [1, 2].

В зависимости от решаемых задач, поверхностный слой, сформированный каким-либо из методов поверхностной обработки, может выполнять функции:

- высокотвердого поверхностного слоя, препятствующего абразивному изнашиванию рабочих поверхностей инструмента в процессе резания;
- промежуточной среды, обладающей низким сродством с обрабатывающим материалом и препятствующей интенсивному схватыванию в условиях адгезионного изнашивания;
- антифрикционной твердой смазки, минимизирующей налипание обрабатываемого материала на инструмент в процессе резания;
- барьерного слоя, препятствующего отпуску поверхностного слоя инструмента в результате воздействия повышенных теплосиловых нагрузок;
- барьерного слоя, способного тормозить или останавливать распространение сетки усталостных трещин, приводящей к макровыкрашиванию рабочих кромок.

Широко применяемые в инструментальном производстве покрытия типа TiN, TiAlN, TiCrN и другие характеризуются высокими значениями твердости (до 35 ГПа) и низкими коэффициентами трения. Но в то же время эти покрытия характеризуются значительной хрупкостью, которая резко сужает область их рационального применения. Именно поэтому сегодня особый интерес во всем мире вызывают исследования, связанные с получением нанопокрытий с размерами зерен менее 100 нм, позволяющие реализовать в одном покрытии уникальный комплекс свойств. Впервые концепция наноматериалов была отчетливо сформулирована Г. Глейтером, который ввел в научный оборот термин "нанокристаллические материалы", а затем "наноструктурные", "нанофазные", "нанокомпозитные" и т.д. [3].

Практика показывает, что механическими свойствами наноматериалов можно варьировать в широких пределах путем изменения формы и структуры входящих в них наночастиц, а также структуры и свойств границ их раздела. У наноматериала с уменьшением размеров частиц наблюдается рост теплоемкости и, как следствие, внутренней энергии и энтропии системы. Это означает, что у поверхности при увеличении внутренней энергии и повышении твердости может увеличиваться пластичность вследствие роста энтропийного

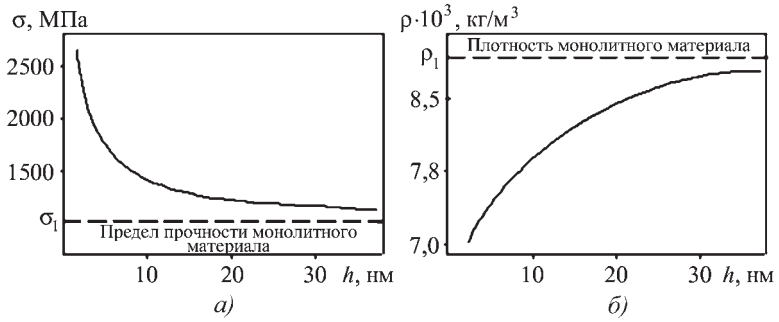


Рис. 2. Зависимость предела прочности (*а*) и плотности (*б*) пленки от ее толщины

фактора, в то время как в обычных материалах с увеличением твердости возрастает хрупкость.

Все без исключения материалы в виде тонкой пленки имеют характеристики, значительно отличающиеся от объемного (монолитного) материала, причем чем тоньше покрытие, тем сильнее отличаются его свойства [4]. На рис. 2, *а* показана тенденция изменения предела прочности материала от толщины пленки. Такая тенденция связана с тем, что в процессе формирования тонкая пленка сначала не сплошная, состоит из отдельных островков, которые затем увеличиваются, сливаются друг с другом вплоть до образования сплошного слоя. При этом изменяется и плотность формируемой пленки (рис. 2, *б*).

За последние несколько лет работы в области создания наноматериалов получили значительное развитие. Было доказано, что роль поверхностей раздела между элементами структуры (нанозерна, нанокристаллиты, нанофазы и т.д.) наноматериала очень важна, но не всегда определяющая. Роль среднего размера элемента структуры наноматериала сегодня остается ключевой.

На рис. 3 представлена зависимость изменения микротвердости покрытия от среднего размера его зерна. Видно, что измельчение зеренной структуры материала покрытия сопровождается ростом твердости до некоторого критического среднего размера нанозерна (наноразмерный эффект). Снижение твердости при дальнейшем уменьшении среднего размера зерна в покрытии происходит из-за проскальзывания по межзеренным границам (ротационный эффект). В этом случае для дальнейшего повышения твердости требуется затормозить процесс скольжения по межзеренным границам. Такое торможение может быть достигнуто за счет формирования соответствующей наноструктуры с упрочнением межзеренных границ. Эта проблема может быть решена синтезом многофазной (нанокомпозитной) структуры, которая имеет наноразмерные поверхности раздела с высокой когезионной прочностью. Развитие исследований в указанном направлении в скором времени сделает возможным синтез ультратвердых покрытий нового поколения – имеющих твердость до 100 ГПа в сочетании с достаточно высокой трещиностойкостью.

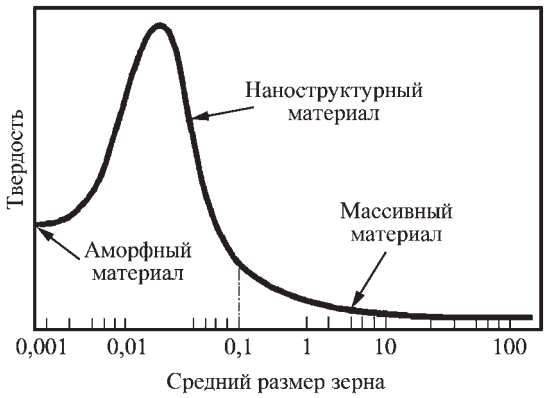


Рис. 3. Зависимость твердости материала от среднего размера зерна

Все существующие сегодня в нашей стране и за рубежом технологические приемы нанесения нанопокрытий, которые могут быть использованы для нужд инструментального производства, можно условно разделить на 3 основные группы: осаждение покрытий в условиях ионного сопровождения; осаждение многослойных покрытий со слоями нанометрической толщины; осаждение многофазных покрытий; комбинация перечисленных способов.

Осаждение нанопокрытий в условиях ионного сопровождения

Процессы физического осаждения покрытий в сопровождении ионным пучком (ионно-стимулированное осаждение), за рубежом получившие название "Ion beam assisted deposition", сегодня являются наиболее простым средством для формирования нанопокрытий.

Ассистирование пучком при конденсации покрытия обеспечивает поддержание высокой подвижности поверхностных атомов. Ионная бомбардировка управляет механизмом роста конденсируемого покрытия при помощи энергии, поставляемой в пленку ионами. Кинетическая энергия бомбардирующих ионов превращается в тепловую в очень малых объемах, которые затем охлаждаются с крайне высокими скоростями. Ионная бомбардировка в процессе осаждения также увеличивает плотность центров зародышеобразования, подвижность атомов, уменьшает количество вакансий и пор, вводит тепловую энергию непосредственно в поверхностную зону, стимулируя реакции и диффузионные процессы. Это приводит к уменьшению размеров зерен, способствует формированию нанокристаллических пленок. Регулируя энергию и плотность потока бомбардирующих ионов, можно регулировать размеры и ориентацию зерен и, как следствие, управлять микротвердостью, плотностью, стехиометрией и остаточными напряжениями в покрытиях.

Принципы, которые используются для осаждения покрытий с ассистированием пучком, в основном заключаются в том, что на подложку из отдельных источников поступает металлический пар и ускоренные частицы. Схема осаждения покрытий магнетронным распылением в сопровождении ионного пучка представлена на рис. 4, *а*, а электронно-лучевым испарением – на рис. 4, *б*.

Плотность формируемого покрытия существенно зависит от плотности энергии, подводимой ионами на его поверхность. В качестве примера можно привести изменение плотности покрытий из свинца и магния при осаждении на подложку в вакууме ионов этих металлов. Плотность покрытия растет с увеличением энергии ионов и достигает

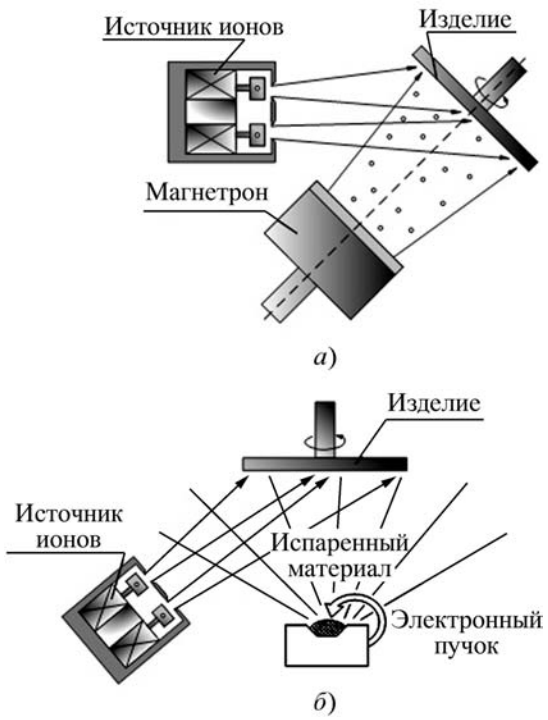


Рис. 4. Принципиальная схема осаждения покрытий магнетронным распылением (*а*) и электронно-лучевым испарением (*б*) в сопровождении ионного пучка

100 % плотности исходной мишени при энергии осаждаемых ионов свинца 72 эВ и при энергии осаждаемых ионов магния 48 эВ. С дальнейшим ростом энергии ионов плотности покрытий в обоих случаях снова снижаются и при энергиях 170 эВ составляют 35 % от плотности исходной свинцовой мишени и всего 17 % от плотности исходной магниевой мишени [4].

Другим примером могут служить углеродные покрытия, получаемые прямым ионным осаждением – их твердость также зависит от энергии ионов. При осаждении моноэнергетических ионов C_2H_2 она увеличивается с ростом энергии и при 92 эВ достигает максимального значения 61 ГПа, что составляет 60 % твердости природного алмаза.

Данные, имеющиеся в литературе, свидетельствуют о том, что для получения заданной плотности и микротвердости покрытий необходима вполне определенная энергия ионов [5, 6]. Поэтому для точной регулировки параметров покрытия нужны источники моноэнергетических ионов. Изменяя плотность тока и энергию ионов, сопровождающих осаждение покрытия, можно не только регулировать микротвердость и плотность покрытия, но и модифицировать его структуру, стехиометрию, а также в широком диапазоне регулировать остаточные напряжения.

Что касается остаточных напряжений в осаждаемом покрытии, то их величина определяется удельной энергией, транспортируемой быстрыми частицами на поверхность подложки, приходящейся на один осаждаемый атом. В большинстве случаев при нулевой удельной энергии формируются растягивающие напряжения. С увеличением энергии сначала растягивающие напряжения уменьшаются до нуля, а затем начинается рост сжимающих напряжений. Удельная энергия, при которой напряжения равны нулю, зависит от материала покрытия. Порядок ее величины составляет для бора – 10 эВ/атом, а для хрома – 100 эВ/атом.

Примером влияния энергии ионов (определяемой потенциалом подложки) на размеры кристаллитов могут служить зависимости размеров кристаллитов (Ti,Cr)N от потенциала подложки при осаждении этих покрытий электродуговым способом (рис. 5, *а*). Видно, что минимальные размеры кристаллитов находятся в пределах 8...10 нм при потенциале порядка 200 В (имеется в виду отрицательный потенциал, ускоряющий положительные ионы к подложке). При дальнейшем повышении потенциала размеры кристаллитов несколько увеличиваются за счет повышения температуры в зоне конденсации. При этом размеры кристаллитов покрытия, осажденного на подложку из твердого сплава, несколько больше, чем на подложку из быстрорежущей стали.

Другим фактором, оказывающим существенное влияние на размеры кристаллитов, является давление азота (рис. 5, *б*). Видно, что с увеличением давления азота до 7 Па размеры кристаллитов (Ti,Cr)N уменьшаются с 16 до 9 нм, в то время как размеры кристаллитов $(Ti,Cr)_2N$ увеличиваются с 9 до 14 нм. При этом размеры кристаллитов и скорость их формирования на подложках из твердого сплава и быстрорежущей стали различны.

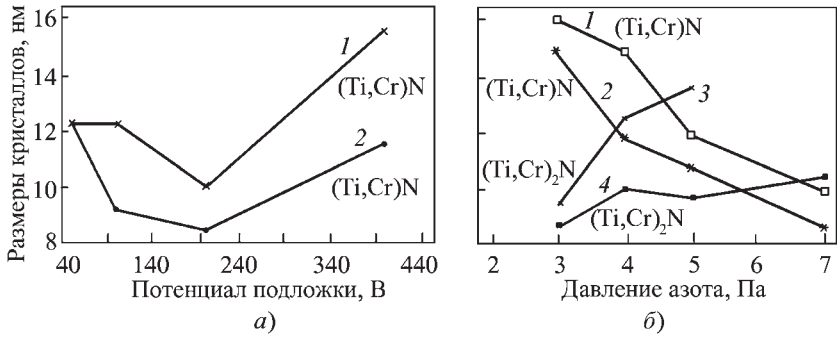


Рис. 5. Зависимости размеров кристаллитов от потенциала подложки (*а*) и давления азота (*б*) при осаждении покрытий на подложки из твердого сплава (*1*, *3*) и быстрорежущей стали (*2*, *4*)

Влияние содержания азота на размеры кристаллитов в покрытиях из нитрида титана представлено на рис. 6. Видно, что их минимальные размеры (9 нм) достигаются при нестехиометричном составе TiN_x (x = 38...40 %). При минимальных размерах кристаллитов покрытие обладает минимальными остаточными напряжениями и максимальным сопротивлением эрозионному износу.

Таким образом, на размеры кристаллитов влияют не только энергия ионов, но и состав покрытия, материал и температура подложки, давление, а также целый ряд других факторов. Поэтому в каждом конкретном случае необходимо оптимизировать процесс осаждения в зависимости от конкретных условий эксплуатации инструмента с покрытием.

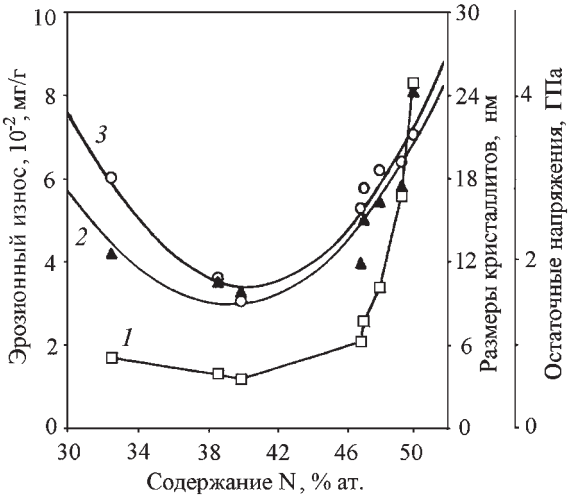


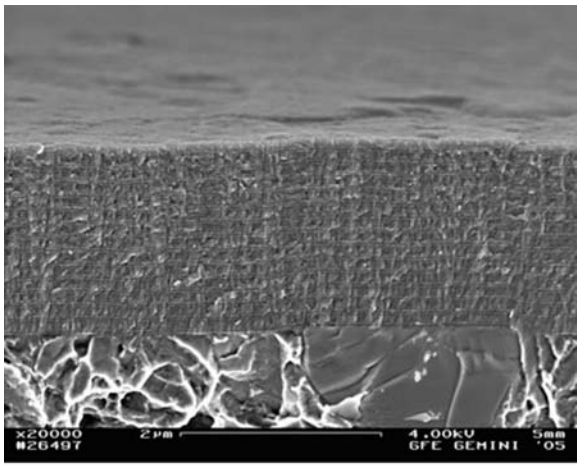
Рис. 6. Изменение эрозионного износа (*1*), остаточных сжимающих напряжений (*2*) и размеров кристаллитов (*3*) в зависимости от содержания азота в покрытии TiN_x

Осаждение многослойных покрытий со слоями нанометрической толщины

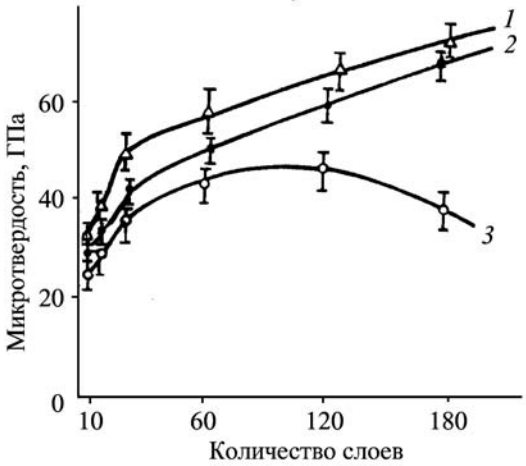
Идея увеличения трещиностойкости твердых покрытий за счет создания многослойных композиций была выдвинута более пятнадцати лет назад. Она заключалась в создании многослойных покрытий типа TiN–NbN, TiN–VN, (TiAl)N–CrN и других с чередующимися слоями металлов или соединений, обладающих различными внутренними напряжениями (модулями упругости) и близкими по величине коэффициентами термического расширения. Толщина отдельных слоев должна быть настолько малой, чтобы внутри них не появлялся источник дислокаций, а дислокации, которые под действием напряжений двигались бы к границе раздела из более мягкого слоя, отталкивались бы силами, создающимися упругими напряжениями в более твердом слое. Общее количество слоев покрытия выбирается в зависимости от решаемых технологических задач и в ряде случаев может достигать двухсот.

Эксперименты показывают, что микротвердость многослойных нанопокрытий, содержащих соединения с микротвердостью 20 ГПа, увеличивается приблизительно в 2 раза, т.е. достигает значений 40 ГПа. Например, максимальная твердость, получаемая для покрытия TiN–NbN с толщиной отдельных слоев 4 нм, составляет 50 ГПа, а для TiN–VN – около 55 ГПа [7].

В качестве примера на рис. 7 представлена структура многослойного нанопокрытия и приведены сведения о зависимостях микротвердости многослойных нанопокрытий различного состава от количества слоев, входящих в их состав (общая толщина покрытий ~ 2 мкм). Видно, что покрытия, состоящие из 60 слоев при толщине каждого из слоев ~ 33 нм, имеют высокую микротвердость. Это связано с тем, что зерна такого покрытия не успевают коагулировать в процессе осаждения. С увеличением количества слоев покрытия до 180 (т.е. с уменьшением толщины каждого из слоев до 10 нм) размеры зерен еще больше уменьшаются и микротвердость покрытий TiN–NbN и TiN–ZrN достигает значений 70 ГПа. Хорошо известно, что микротвердость



а)



б)

Рис. 7. Строение многослойного нанопокрытия TiN–AlN (*а*) и зависимость микротвердости (*б*) покрытий TiN–NbN (*1*), TiN–ZrN (*2*) и TiN–CrN (*3*) от количества их слоев (общая толщина пленки ~ 2 мкм)

традиционных однослойных покрытий на основе этих же соединений в зависимости от режимов их осаждения находится в пределах 20...30 ГПа. В то же время необходимо понимать, что отмеченная выше закономерность не является универсальной и применимой для всех химических соединений. Например, при увеличении количества слоев многослойного покрытия TiN–CrN свыше 80 (уменьшении их толщины менее 25 нм) его твердость наоборот снижется.

Осаждение многофазных покрытий

Комбинация двух или более нанокристаллических фаз в составе одного покрытия обеспечивает сложную конфигурацию межзеренных границ, что приводит к повышению микротвердости. Такие покрытия состоят из основной твердой нанокристаллической фазы, на границах зерен которой располагается тонкий слой второй нанокристаллической или аморфной фазы, препятствующий росту зерен основной фазы. Другими словами, твердые зерна первой фазы отделены друг от друга, покрыты тонкой сетью атомов другой фазы, сегрегированных на их поверхностях [8].

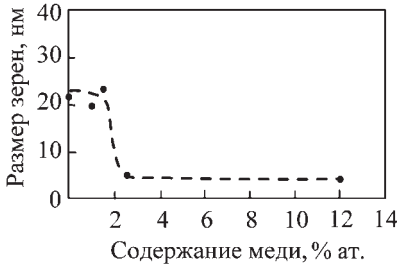


Рис. 8. Зависимость размеров зерен покрытия TiN–Cu от содержания меди

Структурные составляющие таких покрытий должны удовлетворять целому ряду требований: иметь ограниченную смешиваемость в твердом состоянии, термодинамически обусловленную сегрегацию в ходе синтеза, определенное химическое сродство друг к другу для усиления межфазного взаимодействия на границах нанозерен.

В качестве удачных примеров можно привести покрытия, синтезированные на основе систем TiN–TiB; (TiSiAl)N; TiN–Cu; ZrN–Cu; AlN–Cu, а также некоторые другие системы на основе комбинаций металл–нитриды, карбид–бориды и др.

Например, при осаждении покрытия TiN–Cu добавление меди в количестве 1,5 % ат. обеспечивает формирование покрытий с размерами зерен 22 нм (рис. 8) и приводит к увеличению микротвердости с 22 до 30 ГПа. При этом покрытие обладает большей трещиностойкостью, чем чистый TiN. При дальнейшем увеличении содержания меди до ~ 2 % ат. и более, размеры зерен снижаются примерно до 5 нм, но в то же время уменьшается микротвердость покрытия до 10...12 ГПа, а ориентация зерен TiN и Cu становится хаотичной. При содержании меди около 12 % ат. уровень пластической деформации покрытия составляет 53 % (почти как у чистой меди). Таким образом, присутствие атомов меди (2 % ат.) на поверхности растущих зерен TiN приводит к их измельчению, но в то же время увеличивает трещиностойкость и пластичность покрытий за счет скольжения по границам зерен.

Другим примером является покрытие ZrN–Cu, в котором максимальная микротвердость 54 ГПа и достаточно высокая трещиностойкость может быть достигнута введением 1,2 % ат. Cu. При этом размеры зерен покрытия составляют около 35...38 нм. При увеличении содержания меди свыше 6 % ат. физико-механические характеристики покрытия значительно ухудшаются.

Еще одним вариантом формирования многофазных покрытий является случай, когда зерна нанокристаллической фазы внедрены в аморфную матрицу. Целый ряд твердых материалов может быть использован для создания таких композиций. На сегодняшний день одним из наиболее удачных примеров такой композиции является система TiN–Si_3N_4.

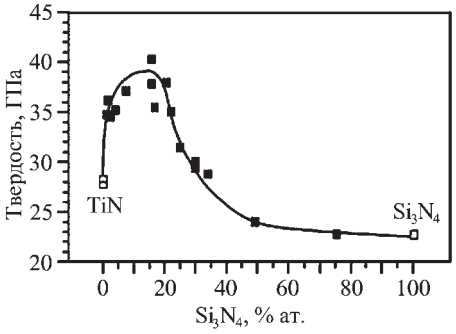


Рис. 9. Влияние концентрации нитрида кремния на твердость системы TiN–Si_3N_4

На рис. 9 приведена зависимость микротвердости многофазного покрытия TiN–Si_3N_4 от содержания в нем нитрида кремния. Структура покрытий, полученных без легирования, представляет собой поликристаллический нитрид титана со средним размером столбчатых зерен несколько сотен нанометров в высоту и несколько десятков нанометров в диаметре. Введение даже небольших количеств нитрида кремния в процессе конденсации покрытия приводит к дополнительному измельчению структуры и резкому росту величины микротвердости. При содержании аморфной фазы нитрида кремния в материале покрытия в количестве 15...20 % ат. средний размер нанокристаллов TiN не превышает 7 нм. В то же время при увеличении концентрации аморфной фазы нитрида кремния среднее расстояние между нанозернами TiN становится достаточным для возникновения и развития трещин в аморфной матрице. При этом твердость покрытия с преобладанием аморфной фазы монотонно приближается к твердости нитрида кремния.

Таким образом, в настоящее время существует достаточное количество технологических приемов, обеспечивающих формирование нанопокрытий самого различного химического состава и обладающих повышенными физико-механическими свойствами, необходимыми для современных режущих инструментов. Однако практически все из рассмотренных выше подходов у нас в стране находятся еще на стадии лабораторных испытаний. В самом ближайшем будущем можно ожидать более масштабного производственного внедрения результатов, полученных в лабораториях.

Применение нанопокрытий позволит не только повысить работоспособность инструментов из быстрорежущих сталей, твердых сплавов и керамики, но и существенно расширить область их применения. В первую очередь речь идет о тех операциях механической обработки, где возникают нагрузки, зачастую приводящие к разрушению обычных покрытий уже в самом начале работы инструмента – высокоскоростная обработка, точение и фрезерование заготовок из труднообрабатываемых материалов с большими толщинами среза и др.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьев С.Н.** Методы повышения стойкости режущего инструмента: учебник для студентов втузов. М.: Машиностроение, 2009. 368 с.: ил.

2. **Григорьев С.Н., Волосова М.А.** Нанесение покрытий и поверхностная модификация инструмента: учеб. пособие. М.: ИЦ МГТУ "Станкин", "Янус-К", 2007. 324 с.

3. **Gleiter H.** Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // Acta mater. 2000. V. 48. P. 1–29.

4. **Панфилов Ю.В.** Нанотехнология в инженерии поверхности // Справочник. Инженерный журнал. 2007. № 8. С. 14–24.

5. **Григорьев С.Н., Метель А.С.** Модификация поверхности тлеющим разрядом с электростатическим удержанием электронов: учеб. пособие. М.: МГТУ "Станкин", "Янус-К", 2007. 452 с.

6. **Андреев А.А., Шулаев В.М., Григорьев С.Н.** Технологические особенности получения композиционных наноструктурных покрытий вакуумно-плазменными методами // Технология машиностроения. 2005. № 7. С. 47–52.

7. **Ducros C., Benevent V., Savchette F.** Deposition, characterisation and mashining performance of multilayer PVD coatings on cemented carbide cutting tools // Surface and Coatings Technology. 2003. V. 163–164. P. 681–688.

8. **Mayrhofer P.H., Willmann H., Mitterer C.** Recrystallisation and grain growth of nanocomposite Ti–B–N coatings // Thin Solid Films. 2003. V. 440. P. 174–179.

УДК 621.9.04:533.9.13

С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, А.С. Метель, И.В. Валуева, В.В. Прудников *(ГОУ ВПО МГТУ "Станкин")*
E-mail: ametel@stankin.ru

Иммерсионная ионная имплантация и азотирование в плазме тлеющего разряда с электростатическим удержанием электронов

Экспериментально доказано, что вакуумную камеру любой установки для ионно-плазменной обработки изделий можно с помощью тлеющего разряда при давлении азота 0,01...1 Па заполнить однородной плазмой и упрочнять в ней поверхности изделий иммерсионной ионной имплантацией и/или азотированием. Показано, что после обработки в течение часа микротвердость титанового сплава ВТ1-0 возрастает от 250 до 600 HV, а микротвердость быстрорежущей стали Р6М5 – от 945 до 1400 HV. Бомбардировка стали Р6М5 ионами с энергией 6 кэВ препятствует образованию на ее поверхности ограничивающей диффузию азота нитридной пленки и повышает скорость азотирования.

Ключевые слова: *тлеющий разряд, плазма, иммерсионная ионная имплантация, азотирование, микротвердость, нитридная пленка.*

Experimentally proved that using a glow discharge at nitrogen pressure 0,01...1 Pa vacuum chamber of any system for ion-plasma substrate treatment may be filled with homogeneous plasma, which may be used for substrate surface hardening through immersion ion implantation and/or nitriding. After a 1-hour-long treatment microhardness of titanium alloy BT1-0 increased from 250 up to 600 HV and microhardness of stainless steel P6M5 increased from 945 up to 1400 HV. Bombardment of the steel by 6-keV ions prevents from formation on its surface of iron nitride layer, which restrains the nitrogen diffusion, thus increasing the steel nitriding rate.

Keywords: *glow discharge, plasma, immersion ion implantation, nitriding, microhardness, nitride layer.*

Введение

Бомбардировка инструмента и деталей машин ионами, ускоренными до единиц и десятков килоэлектронвольт, существенно изменяет химический состав и структуру поверхностного слоя материала. В результате заметно повышаются его коррозионная стойкость и микротвердость, уменьшается коэффициент трения, что приводит к значительному снижению износа и повышению срока службы изделий.

Например, испытания покрытых нитридом титана подложек из быстрорежущей стали после их бомбардировки ионами алюминия, ускоренными напряжением 45 кВ из плазмы вакуумной дуги [1], показали, что внедрение в покрытие по $2\ 10^{21}$ атомов алюминия на квадратный метр поверхности повышает износостойкость покрытия в 7 раз, увеличивает адгезию покрытия к подложке и препятствует окислению нитрида титана при высокой температуре. Известно, что покрытия из нитрида титана уже сами по себе увеличивают срок службы режущего инструмента в несколько раз. А комбинированная обработка инструмента, включающая нанесение покрытия из нитрида титана и последующую имплантацию алюминия, должна повысить срок службы инструмента на порядок. Не менее впечатляющие результаты дает имплантация и других химических элементов, например азота.

Начиная с 1987 года за рубежом получила широкое распространение плазменно-иммерсионная имплантация, при которой изделие погружается в содержащую необходимые ионы плазму, и на него подаются импульсы ускоряющего ионы высокого напряжения отрицательной полярности [2]. Толщина модифицированного поверхностного слоя материала определяется проекционным пробегом в нем бомбардирующих поверхность ионов, который прямо пропорционален их энергии. Чтобы энергия ионов и глубина модификации достигали максимально возможных при данном напряжении величин, ионы должны проходить через слой положительного объемного заряда между плазмой и поверхностью обрабатываемого изделия без столкновений с молекулами газа.

При комнатной температуре и атмосферном давлении длина свободного пробега молекул азота $= 6{,}3\ 10^{8}$ м, а при давлении 1 Па 6 мм. При напряжении в десятки киловольт ширина d слоя объемного заряда может достигать сотен миллиметров, а так как длина свободного пробега ионов по порядку величины равна и должна превышать d, давление газа p должно быть существенно меньше 0,1 Па. Несмотря на использование самых передовых методов получения плазмы, дорогих источников микроволнового излучения и высоковольтных импульсов напряжения, а также другого оборудования для заполнения вакуумной камеры однородной плазмой, рабочее давление азота в камерах известных установок [3] обычно превышает 0,1 Па.

В данной работе разработан новый метод заполнения вакуумной камеры однородной азотной плазмой с помощью стационарного тлеющего разряда с электростатическим удержанием электронов. Он позволяет проводить химико-термиче-

скую обработку, имплантацию и осаждение покрытий в рабочей камере любой технологической установки при давлении азота 0,01...1 Па.

Описание экспериментальной установки

Апробацию новых методов плазменно-иммерсионной обработки изделий проводили на установке для осаждения упрочняющих покрытий "Булат-6". Установленные на вакуумной камере *1* (рис. 1) диаметром и длиной примерно по 0,5 м три штатных электродуговых испарителя металла и поворотное устройство были заменены фланцами *2–4*. На верхнем фланце *2* установлен высоковольтный ввод напряжения *5* для погружения в плазму *6* подвешиваемого на нем обрабатываемого изделия *7* (полого цилиндра из коррозионно-стойкой стали длиной 90 мм с внешним диаметром 210 мм и толщиной стенки 5 мм). На нижнем фланце *4* имеется ввод напряжения *8* для установки на нем анода *9*. На цилиндрической стенке камеры *1* установлен третий ввод *10* для погружения в плазму *6* дискового электрода *11* диаметром 100 мм. Диск закреплен на торце керамической трубки *12* диаметром 6 мм и может перемещаться вместе с ней от стенки камеры до ее центра и обратно.

Давление газа в камере *1* измеряется в диапазоне 0,001...0,1 Па вакуумметром ВИТ-3 с ионизационным датчиком ПМИ-2, а в диапазоне 0,01...5 Па – вторым вакуумметром ВИТ-3 с ионизационным датчиком ПМИ-51. В диапазоне 0,5...5 Па результаты измерений можно сравнивать с показаниями вакуумметра фирмы MKS (США) с датчиком давления BARATRON. Датчики *13–15* установлены на боковом фланце *3*. На расстоянии 5 мм от фланца внутри камеры установлен титановый диск *16* с пятью отверстиями диаметром 6 мм, через которые газ из камеры *1* попадает в датчики. В стационарном режиме протока газа через камеру *1* перепад давления между ней и датчиками *13–15* отсутствует. Газ подается в камеру *1* через штуцер *17* и откачивается из нее через сетку *18* диффузионным насосом *19*.

Сетка *18* изготовлена из листа титана толщиной 2 мм с равномерно распределенными по его поверхности отверстиями диаметром 4 мм на расстоянии 5 мм между их центрами. Диск *16* и сетка *18* имеют надежный электрический контакт с камерой *1*. За сеткой *18* в шиберной камере *20* насоса *19* имеется устройство для регулирования сечения канала вакуумной откачки. С помощью этого устройства и игольчатого натекателя можно устанавливать давление газа в камере от 0,005 до 5 Па.

Источник питания разряда *21* включает однофазный повышающий трансформатор с регулировкой напряжения на первичной обмотке и выпрямитель по мостовой схеме с емкостным фильтром. Положительный полюс источника *21* через балластный резистор *22* сопротивлением R = 125 Ом соединен с анодом *9*, а отрицательный полюс соединен с камерой *1*, являющейся полым катодом разряда объемом V = 0,118 м^3 с площадью внутренней поверхности S = 1,46 м^2. Ток разряда в цепи камеры *1* измеряется амперметром *23*, а напряжение – киловольтметром *24*. При измерении разности потенциалов между анодом *9* и диском *11* ток в цепи вольтметра *25* не превышает 50 мкА.

Источник напряжения смещения *26*, ускоряющего бомбардирующие изделие *7* ионы, включает два повышающих трансформатора (220/3000 В) мощностью по 2,5 кВт и два включенных последовательно выпрямителя с емкостными фильтрами. Отрицательный полюс источника через балластный резистор *27* сопротивлением R = 3 кОм соединен с изделием *7*, а положительный полюс соединен с камерой *1*. Ток в цепи изделия *7* измеряется амперметром *28*, а его потенциал относительно камеры *1* – киловольтметром *29*.

Для измерения температуры обрабатываемых изделий на двери камеры имеется оптическое кварцевое окошко диаметром 20 мм. Температура измеряется пирометром производства фирмы IRCON (США) с двумя сменными измерительными головками, обеспечивающими измерение температуры в диапазонах 160...400 С и 350...800 С.

Результаты экспериментов

При напряжении 1,5...2 кВ между анодом *9* и камерой *1* повышение давления азота в ней до p ~ 0,5 Па приводит к пробою и зажиганию разряда. После пробоя устанавливается разрядное напряжение U ~ 400 В, а камера заполняется достаточно однородным ярким свечением плазмы *6*. От стенок камеры *1* плазма *6* отделена катодным слоем *30*, а от поверхности обрабатываемого изделия *7* – слоем *31*. Интенсивность свечения газа внутри слоев заметно ниже, чем в плазме. При разрядном токе $I_р$ = = 2 А в цепи анода *9* и напряжении $U_р$ 400 В между ним и камерой *1* средняя ширина катодного слоя *30* превышает как диаметр отверстий в диске *16*, так и диаметр отверстий сетки *18*. Поэтому во всем исследованном диапазоне токов $I_р$ 2 А и напряжений $U_р$ 400 В плазма *6* не проникает ни в датчики давления *13–15*, ни в камеру *20* диффузионного насоса *19*.

В отсутствие напряжения на изделии *7* ширина слоя *31* между ним и плазмой *6* практически равна ширине слоя *30*. Однако после включения источника *26* повышение напряжения U между изделием *7* и камерой *1* до 6 кВ сопровождается при постоянном разрядном токе $I_р$ значительным ростом ширины слоя *31* и увеличением до трех раз тока I в цепи изделия *7*. Кроме того, более чем в 2 раза снижается разрядное напряжение $U_р$ между анодом *9* и камерой *1*.

На рис. 2 представлены зависимости тока в цепи изделия I и разрядного напряжения $U_р$ от напряжения смещения U при постоянном разрядном токе $I_р$ = 2 А и давлении азота в камере 0,1 Па. При U = 0 ток в цепи камеры $I_к = I_р - I$ = 2 – 0,28 = 1,72 А. С ростом U до 6 кВ он уменьшается до $I_к$ = 2 – 0,76 = 1,24 А. При энергии бомбардирующих камеру ионов 200...400 эВ ток эмитируемых ее стенками электронов не превышает 5...10 % тока ионов. Поэтому мощность нагрева камеры ионами примерно равна произведению $I_к U_р$ и с ростом напряжения смещения U от нуля до 6 кВ снижается от 722 до 236 Вт, т.е. более чем в 3 раза.

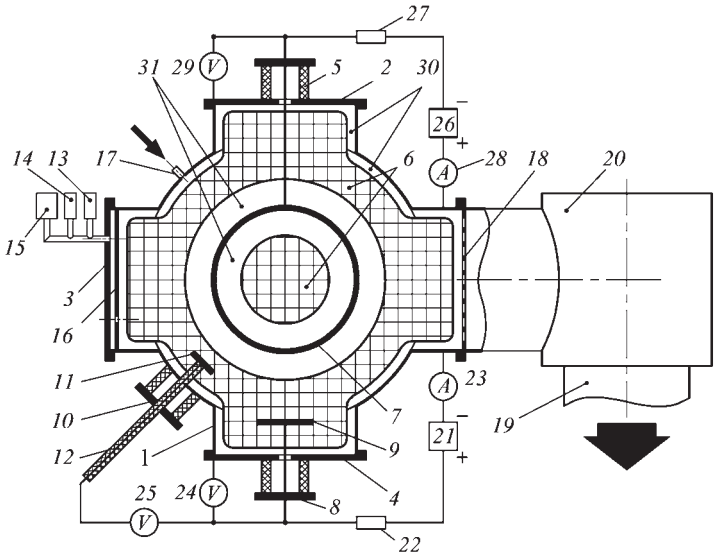


Рис. 1. Схема экспериментальной установки

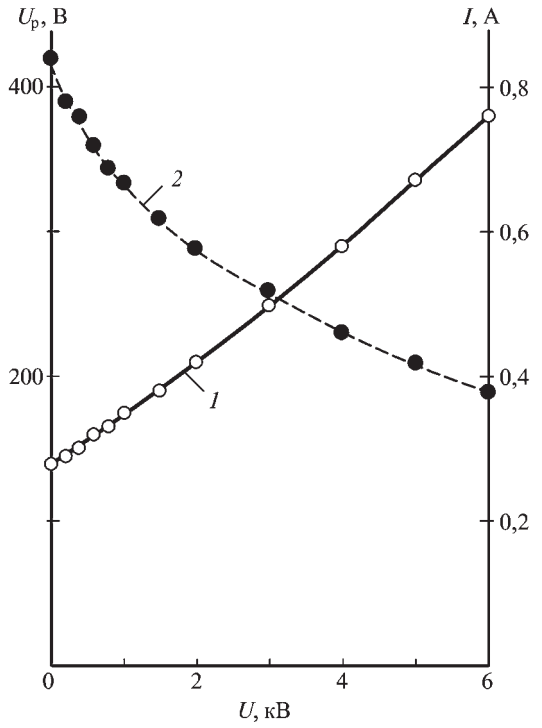


Рис. 2. Зависимость тока *I* в цепи и разрядного напряжения $U_р$ от напряжения смещения *U*

В то же время мощность нагрева ионами изделия возрастает на порядок. При $U = 0$ она равна $IU_р = 0{,}28\ 420 = 118$ Вт. С увеличением U до 6 кВ ток эмитируемых изделием электронов возрастает и становится соизмеримым с током бомбардирующих ее ионов. Поэтому можно полагать, что ток ионов в цепи при $U = 6$ кВ равен $I/2$, а мощность нагрева изделия – $I(U_к + U)/2 = 0{,}76\ 6190/2 = 2350$ Вт, что в 20 раз больше мощности нагрева при $U = 0$.

При площади поверхности изображенного на рис. 1 цилиндра 0,12 м^2 средняя плотность потока энергии на его поверхность равна 2 10^4 Вт/м^2. В стационарном режиме обработки она равна светимости изделия с коэффициентом серости коррозионно-стойкой стали 0,25 при температуре 814 С, вполне достаточной для эффективного азотирования как коррозионно-стойкой стали, так и титановых сплавов. При уменьшении напряжения смещения U и/или разрядного тока $I_р$ температура изделия может быть понижена до оптимальной температуры азотирования других материалов, например, до 500...540 С при азотировании быстрорежущей стали Р6М5.

При $U = 6$ кВ и $I = 0{,}76$ А наблюдаемые визуально снаружи и внутри цилиндра *7* слои *31* положительного объемного заряда между его поверхностью и плазмой имеют примерно одинаковую ширину 40...50 мм. В этом случае средняя плотность тока ионов на поверхности цилиндра $j_i = 0{,}38/0{,}12 = 3{,}17$ А/м^2. Определяемая законом "трех вторых" Чайлда–Ленгмюра [4] средняя ширина d слоя между плазмой и поверхностью цилиндра зависит от относительного содержания в потоке бомбардирующих эту поверхность частиц атомарных ионов азота с атомной массой 14 и молекулярных ионов азота с атомной массой 28. При $j_i = 3{,}17$ А/м^2 и $U = 6$ кВ она заключена в диапазоне от 39 мм в случае преобладания молекулярных ионов до 46 мм в случае преобладания атомарных ионов, что меньше радиуса цилиндрической полости в 2,2...2,6 раза.

Эти оценки хорошо согласуются с результатами визуальных наблюдений. Примерное равенство ширины слоев снаружи и внутри цилиндра может свидетельствовать о высокой однородности плазмы и о том, что обрабатываемое изделие не оказывает заметного влияния на распределение ее концентрации в камере, в том числе и внутри обрабатываемого полого цилиндра.

Физические основы генерации однородной плазмы

Для более детального изучения факторов, влияющих на однородность плазмы *6* (см. рис. 1), обрабатываемое изделие *7* было удалено из камеры *1*. Были получены зависимости тока ионов в цепи $I_з$ от расстояния r между центром камеры *1* и дисковым зондом *11*, соединенным с камерой *1* через миллиамперметр (на рис. 1 не показан). Представленные на рис. 3 радиальные распределения зондового тока показывают, что при давлении азота 0,3 Па неоднородность плазмы в камере не превышает 20 %, а при уменьшении давления до 0,03 Па она снижается до 10 %.

При бомбардировке камеры *1* ионами из плазмы *6* она эмитирует электроны, ускоряемые катодным падением потенциала $U_к$ между плазмой и камерой. Камера является для электронов электростатической ловушкой: при низком давлении газа они многократно отражаются от ее стенок и до попадания на поверхность анода проходят внутри камеры путь, превышающий ее габариты в десятки и сотни раз. Каждый из этих электронов успевает побывать во всех частях камеры, поэтому вероятность ионизации ими газа распределена по ее объему достаточно однородно.

При давлении азота 0,03 Па длина свободного пробега ионов соизмерима с радиусом камеры 0,25 м, и образованный электронным ударом ион пролетает расстояние до границы катодного слоя практически без столкновений с атомами газа. При увеличении давления до 0,3 Па становится на порядок меньше радиуса камеры. В этом случае заряд образованного в центре камеры иона транспортируют до границы слоя около десяти молекул и атомов азота, передающих его друг другу при столкновениях с перезарядкой. В результате градиент концентрации плазмы, обеспечивающий необходи-

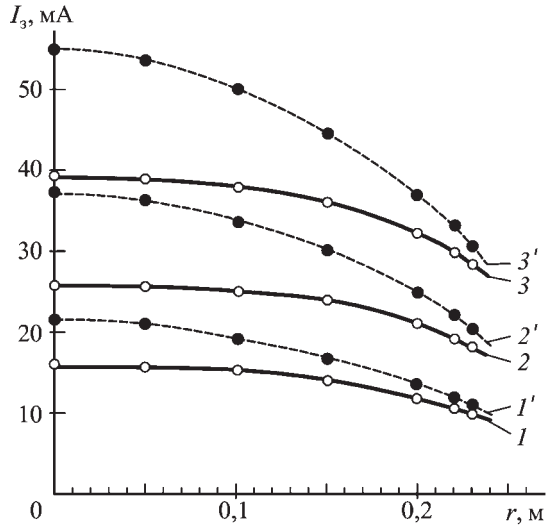


Рис. 3. Зависимость тока $I_з$ в цепи от расстояния *r* между центром камеры и дисковым зондом при площади анода $S_а$ = = 0,032 м^2 давлении азота:

1–3 – 0,03 Па; *1–3* – 0,3 Па. Ток разряда $I_р$, А:
1, *1* – 0,5; *2*, *2* – 1; *3*, *3* – 2

мую скорость диффузии ионов, и ее неоднородность возрастают.

Ускоренные электроны ионизуют газ не только в плазме разряда, но и в катодном слое, где самые быстрые из них долетают при достаточно низком давлении почти до стенок камеры. Начальная энергия образованного в слое электрона соответствует разности потенциалов между плазмой и точкой его образования и достигает сотен эВ. Поэтому число частиц, ионизированных этим электроном, соизмеримо с числом частиц, ионизированных эмитированным катодом электроном. При достаточно большой доле ионизаций в катодном слое вклад образованных в нем быстрых электронов в ионизацию газа может значительно превышать вклад электронов, эмитированных катодом.

На рис. 4 представлены зависимости разрядного напряжения $U_р$ от давления азота p при постоянном токе разряда $I_р$ = 1 А и различных площадях поверхности анода $S_а$. В случае анода с площадью поверхности $S_а$ = 0,064 м^2 (кривая *1*) в диапазоне давления от 0,1 до 0,5 Па напряжение сохраняет постоянную величину $U_р$ = 400 В. Однако при p < 0,1 Па $U_р$ быстро растет с уменьшением давления и при p = 0,03 Па увеличивается уже в 5 раз.

При меньшей в 2 раза площади анода (кривая *2*) постоянство напряжения $U_р$ = 400 В сохраняется в более широком диапазоне давления от 0,05 до 0,5 Па. При p < 0,05 Па оно быстро растет с уменьшением давления и при p = 0,015 Па достигает величины $U_р$ = 1900 В. На восходящих участках кривых *1* и *2* равным величинам $U_р$ соответствуют отличающиеся в 2 раза давления азота.

Можно предположить, что при площади анода $S_а$ = = 0,016 м^2 давление на восходящем участке кривой зависимости $U_р(p)$ также снизится в 2 раза и тогда эта зависимость будет представлена кривой *3*. Однако экспериментальная кривая *3* опровергает это предположение. Она смещена на меньшее расстояние от кривой *2*, причем в этом случае разряд погасает уже при напряжении, не превышающем 1000 В.

На рис. 5 представлены для сравнения кривые зависимостей $U_р(p)$ для разряда в той же камере в аргоне, полученные в работе [5] в более широком диапазоне изменения площади анода от 0,002 до 0,128 м^2. Они имеют тот же вид, что и в случае разряда в азоте, причем кривые *1–4* на рис. 5 аналогичны кривым *1* и *2* на рис. 4, а особенности кривых *5–7* на рис. 5 характерны и для кривой *3* на рис. 4.

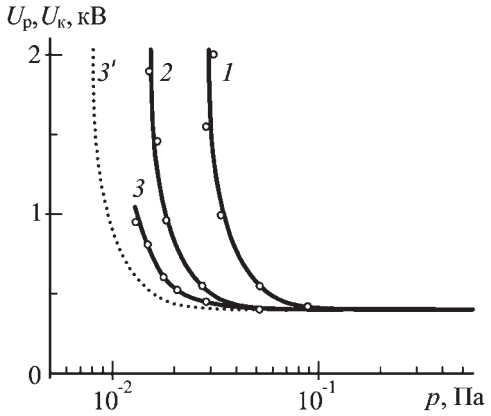


Рис. 4. Зависимость разрядного напряжения $U_р$ (*1–3*) и катодного падения потенциала $U_к$ (*3 '*) от давления азота *p* при токе в цепи анода $I_р$ = 1 А; площади анода $S_а$, м^2:
1 – 0,64; *2* – 0,32; *3* – 0,16

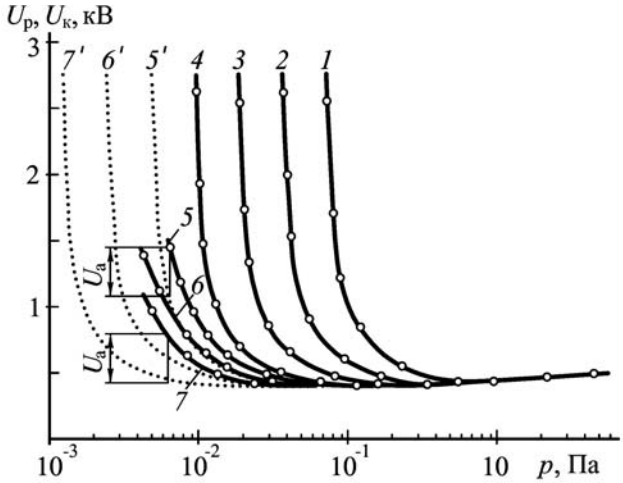


Рис. 5. Зависимость разрядного напряжения $U_р$ (*1–7*) и катодного падения потенциала $U_к$ (*5′–7′*) от давления аргона *p* при токе в цепи анода $I_р$ = 0,5 А; площади анода $S_а$, м^2:
1 – 0,128; *2* – 0,064; *3* – 0,032; *4* – 0,016; *5* – 0,008; *6* – 0,004; *7* – 0,002 м^2. $U_а$ – анодное падение потенциала

Каждая кривая зависимости $U_р(p)$ состоит из трех участков, заключенных в нижнем, среднем и верхнем диапазонах давления, причем в среднем диапазоне от $p_о$ до p^* разрядное напряжение $U_р$ минимально и не зависит от давления. В верхнем диапазоне при $p > p^*$ оно повышается на 100...150 В с ростом давления до 5...10 Па. При площади анода $S_а$ = 0,016...0,128 м^2 в нижнем диапазоне давления аргона $p < p_о$ с уменьшением давления напряжение $U_р$ возрастает на порядок, при этом p стремится к пределу p^{ex}, являющемуся давлением погасания разряда.

В работе [5] показано, что экспериментальная величина границы p^* между средним и верхним диапазонами совпадает с решением уравнения

$$_N(p) \quad a, \tag{1}$$

где $_N$ – средний путь эмитированных катодом электронов между ионизирующими столкновениями, называемый ионизационным пробегом;

a – ширина ловушки, равная средней длине однократного пролета электронов от стенки до стенки камеры

$$a \quad 4V/S, \tag{2}$$

где *V* – объем камеры;

S – площадь ее внутренней поверхности.

Экспериментальные значения границы $p_о$ между нижним и средним диапазонами совпадают с решениями уравнения

$$(p) \quad L, \tag{3}$$

где $= N \ _N$ – длина пути эмитированных катодом электронов, который они должны пройти в газе, чтобы потратить всю свою энергию на его возбуждение и ионизацию;

$N = eU_к/W$ – максимальное число новых свободных электронов, которые могут быть образованы каждым из них в камере;

e – заряд электрона;

$U_к$ – катодное падение потенциала между плазмой и камерой;

W – энергия ионизации, равная 26 эВ для аргона и 37 эВ для азота;

L – длина ловушки, равная среднему пути электронов внутри камеры до попадания на анод с площадью поверхности $S_а$

$$L \quad 4V/S_а. \qquad (4)$$

В работе [5] экспериментально доказано, что если $S_а$ превышает критическую площадь

$$S^* \quad (1 \quad)(\ /e)^{1/2}(2m/M)^{1/2}S \quad (1 \quad)(2m/M)^{1/2}S, \qquad (5)$$

где – коэффициент вторичной ионно-электронной эмиссии;

e – основание натурального логарифма;

m, M – масса электрона и иона соответственно, то разрядное напряжение $U_р$ практически равно катодному падению потенциала $U_к$. В этом случае при постоянном $U_к = U_р$ число N в среднем диапазоне также постоянно, обратно пропорционально давлению p, а $p_о$ прямо пропорционально площади анода $S_а$. Также доказано, что при $S_а > S^*$ экспериментальные величины давления погасания разряда p^{ex} хорошо согласуются с решениями уравнения

$$^{o}_{N}(p) \quad L, \qquad (6)$$

где $^{o}_{N}$ – ионизационный пробег электронов с энергией $eU_к(p_о)$, соответствующей катодному падению $U_к$ при давлении $p_о$.

Если же $S_а < S^*$, то в разряде возникает положительное анодное падение $U_а$, возрастающее с уменьшением давления от десяти до сотен вольт, и в этом случае разрядное напряжение $U_р = U_к U_а$. На рис. 5 кривые *5 –7* представляют собой зависимости сумм катодного падения напряжений $U_к$ от давления. В свою очередь, катодное падение напряжения зависит от $S_а$ и анодного падения $U_а$. Рост $U_а$ с уменьшением давления приводит к деформации восходящего участка кривой *5* и расстояние между ним и кривой *4* оказывается меньше расстояния между восходящими участками кривых *4* и *3* или кривых *3* и *2*. При $S_а < S^*$ погасание разряда обусловлено резким снижением катодного падения $U_к = U_р - U_а$ из-за чрезмерного повышения анодного падения $U_а$ при ограниченной величине напряжения источника питания разряда и разрядного напряжения $U_р$. Поэтому при $S_а$ = 0,002...0,008 м^2 < S^* разряд погасает при давлениях аргона, превышающих величины p^{ex}, являющиеся решением уравнения (6).

Деформация кривой *3* на рис. 4 также связана с положительным анодным падением разряда в азоте до нескольких сотен вольт. Это было подтверждено измерениями с помощью вольтметра *25* напряжения между анодом *9* (рис. 1) и погруженным в плазму дисковым зондом *11*, а также измерениями с помощью пирометра температуры анода, достигавшей 600...800 С.

Так как нагрев анода электронами, ускоренными положительным анодным падением до энергии 500 эВ, может его разрушить, при иммерсионной обработке изделий необходимо в первую очередь исключить образование положительного анодного падения, а для этого площадь анода должна немного превышать критическую площадь S^*. Однако и в отсутствие положительного анодного падения анод может нагреваться в нижнем диапазоне давления быстрыми электронами, эмитированными стенками камеры и образованными в катодном слое [5]. Поэтому согласно экспериментальным кривым рис. 4, *а* минимальное давление, приемлемое для иммерсионной обработки изделий в азотной плазме на установке "Булат-6", достигается при площади анода 0,02...0,03 м^2 вблизи границы $p_о$ нижнего и среднего диапазонов давления и составляет около 0,03 Па. При этом давлении длина свободного пробега ионов равна 0,2 м, что в несколько раз превышает ширину слоя между плазмой и изделием при напряжении смещения 6 кВ. Поэтому энергия практически всех бомбардирующих изделие ионов точно соответствует разности потенциалов $U + U_р$ между плазмой и изделием.

При оценке основных параметров какой-либо установки, вакуумную камеру которой собираются заполнить однородной плазмой с помощью тлеющего разряда, величину $p_о$ определяют с помощью уравнения (3), а формулу для расчета $_N$ можно найти в [6]. Например, объем использовавшейся при разработке методов плазменно-иммерсионной ионной имплантации в Национальной лаборатории США в Лос-Аламосе [7] вакуумной камеры диаметром 1,5 м и длиной 4,5 м составляет V = = 8 м^3, а площадь ее внутренней поверхности S = 21 м^2. Для заполнения аргоновой плазмой необходимо ввести внутрь этой камеры изолированный от нее анод, а канал вакуумной откачки перекрыть сеткой, соединенной электрически с камерой.

Во избежание нагрева анода плазменными электронами его площадь $S_а$ должна немного превышать рассчитанную по формуле (5) критическую величину S^* = 0,118 м^2. При $S_а$ = = 0,15 м^2 > S^* длина ловушки L = 233 м. Так как при давлении аргона 1 Па и начальной энергии эмитированных камерой электронов $eU_с$ = 415 эВ их ионизационный пробег $_N$ = 0,16 м [6], удовлетворяющее уравнению (6) давление погасания разряда p^{ex} = 0,16/233 = 0,0007 Па. При катодном падении разряда $U_к$ = 415 В величина = 2,56 м и соответствующая равенству = L нижняя граница среднего диапазона давлений $p_о$ = 2,56/233 0,01 Па. Соответствующая равенству $_N$ = a = = 1,52 м верхняя граница среднего диапазона p^* = 0,16/1,52 0,1 Па. Поэтому в диапазоне давления аргона от 0,01 Па до 0,1 Па характеристики разряда не зависят от давления, а равное разрядному напряжению $U_р$ катодное падение $U_к$ минимально.

В среднем диапазоне давления $U_к$ не превышает W/e [6] и может быть снижено в результате повышения эффективного коэффициента электронной эмиссии , равного отношению тока эмитируемых камерой электронов к току бомбардирующих ее стенки ионов. Это подтверждает приведенная на рис. 2 зависимость $U_к$ от напряжения смещения U. При U 0,5 кВ на каждый эмитированный изделием и бомбардирующий камеру вторичный электрон с энергией eU она эмитирует до двух электронов с энергией $eU_к$, т.е. коэффициент электрон-электронной эмиссии $_{ee}$ 2 [8].

С дальнейшим ростом энергии вторичных электронов $_{ee}$ плавно снижается до $_{ee}$ 1 при U = 3 кВ. Если при U = = 6 кВ $_{ee}$ 0,8, а ток электронной эмиссии изделия равен 0,38 А, то при коэффициенте потенциальной ионно-электронной эмиссии $_{ie}$ 0,08 и токе ионов в цепи камеры 1,24/(1 + + $_{ie}$) = 1,15 А обусловленный бомбардировкой камеры ионами ток электронной эмиссии 1,24 $_{ie}$/(1 + $_{ie}$) = 0,09 А возрастет из-за ее бомбардировки быстрыми электронами до (0,09 + + 0,38 0,8) = 0,39 А. Эта величина соответствует эффективному коэффициенту = 0,39/1,15 0,34. Четырехкратное увеличение приводит к снижению разрядного напряжения $U_р$ более чем в 2 раза (рис. 2).

Обсуждение результатов

В данной работе апробирована новая технология упрочнения поверхности изделий иммерсионной имплантацией ионов азота, которая при нагреве изделия до определенной температуры может сопровождаться диффузным насыщением его материала азотом. С помощью стационарного тлеющего разряда с электростатическим удержанием электронов вакуумная камера технологической установки "Булат-6" заполняется однородной плазмой при давлении азота 0,03 Па, обеспечивающем транспортировку ионов (без взаимного столкновения) из плазмы до поверхности обрабатываемого изделия в слое положительного объемного заряда между ними шириной до 100 мм. Указанное

давление на порядок меньше чем в большинстве известных установок для иммерсионной имплантации ионов азота [3].

При токе разряда 2 А и постоянном напряжении смещения отрицательной полярности на обрабатываемом изделии $U = 6$ кВ плотность тока ионов азота на его поверхности составляет $j = 3...4$ А/м^2, а ширина слоя d – около 40 мм. При использовании источника питания с более высоким напряжением U ширина слоя d при той же плотности тока ионов j повысится при $U = 20$ кВ до 100 мм. Это позволит имплантировать в поверхностный слой изделия ионы азота с энергией 20 кэВ, пролетающие через слой без столкновений с молекулами газа.

Разделив плотность тока ионов $j = 3{,}2$ А/м^2 на элементарный заряд $e = 1{,}6\ 10^{-19}$ Кл, получим скорость набора плотности дозы имплантации $2\ 10^{19}$ ион/м^2·с. Известно, что все вызываемые имплантацией изменения свойств поверхности изделий начинают проявляться при плотности дозы 10^{20} м$^{-2}$ и достигают насыщения при плотности дозы 10^{22} м$^{-2}$. В данном случае этот диапазон соответствует времени обработки от 5 до 500 с. Это на 1–2 порядка величины меньше, чем при иммерсионной ионной имплантации с подачей на изделие импульсов амплитудой 20 кВ и длительностью 20...40 мкс, следующих друг за другом с частотой 25...1000 Гц [2]. Кроме сокращения времени обработки использование постоянного высокого напряжения вместо импульсов позволяет избежать затрат на покупку генератора высоковольтных импульсов, стоимость которого значительно превышает стоимость источника постоянного напряжения.

Если обрабатываемое изделие не имеет принудительного охлаждения, как в работе [3], ионная бомбардировка может нагреть его до температуры эффективной термодиффузии. В этом случае из модифицированного имплантацией поверхностного слоя толщиной порядка 0,1 мкм азот диффундирует в материал изделия и насыщает слой толщиной до 100 мкм. После обработки в течение часа образцов из титанового сплава ВТ1-0 при температуре 750 С, поддерживаемой бомбардировкой ионами азота с энергией 6 кэВ, их микротвердость возросла от 250 до 600 HV. Микротвердость образцов из быстрорежущей стали Р6М5 увеличилась после обработки в течение часа при температуре 500 С от 950 до 1400 HV при нагрузке на индентор 25 г. Однако при увеличении нагрузки до 50 г результат измерения снизился до 1300 HV.

Зависимость результата от нагрузки можно объяснить более высокой твердостью тонкого модифицированного имплантацией слоя на поверхности, из которого азот поступает в область диффузного насыщения, ширина которой значительно превышает ширину слоя. Необходимо также отметить, что бомбардировка поверхности быстрорежущей стали ионами с энергией 6 кэВ и выше препятствует образованию на ее поверхности нитридного слоя, который резко снижает скорость азотирования. Этот слой образуется при давлении азота свыше 1 Па и энергии ионов до сотен эВ, и для увеличения скорости азотирования используют смесь азота, например с аргоном или гелием. В данном случае обработка ионами высокой энергии позволяет отказаться от использования каких-либо разбавителей.

Если материал изделия не допускает нагрева свыше определенной критической температуры $T_{кр}$, при упрочнении его поверхности приходится ограничиться лишь имплантацией ионов. В этом случае можно периодически включать источник высокого напряжения на 5...10 с и выключать его на время, обеспечивающее поддержание контролируемой пирометром температуры изделия, не превышающей $T_{кр}$. Время обработки может многократно превысить указанную выше величину 5...500 с, но в любом случае останется меньше, чем при иммерсионной ионной имплантации с использованием генератора высоковольтных импульсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Da-Yung Wang, Ming-Chieh Chiu.** // Surf. Coat. Technol. 2002. V. 156. N. 1/3. P. 201.
2. **Handbook** of Plasma Immersion Ion Implantation and Deposition / A. Anders. New York, John Wiley & Sons, 2000.
3. **Vempaire D., Pelletier J., Lacoste A., Bechu S.** et al. // Plasma Phys. and Contr. Fusion. 2005. V. 47. N. 5A. P. 153.
4. **Метель А.С., Григорьев С.Н., Мельник Ю.А.** Физические основы генерации концентрированных потоков энергии: учеб. пособие. М.: ГОУ ВПО МГТУ "Станкин", 2009. 212 с.
5. **Метель А.С., Григорьев С.Н., Мельник Ю.А., Панин В.В.** // Физика плазмы. 2009. Т. 35. № 12. С. 1140.
6. **Метель А.С., Григорьев С.Н.** Тлеющий разряд с электростатическим удержанием электронов: физика, техника, применения. М.: Янус-К, 2005. 296 с.
7. **Wood B.P., Henins I., Gribble R.J.** et al. // J. Vac. Sci. Technol. 1994. V. 12. P. 870.
8. **Baglin V., Bojko J., Groebner O.** et al. // 7th European Particle Accelerator Conference: Proceedings. Vienna, Austria, 2000. P. 217.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский 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 08.04.10 г. Подписано в печать 01.06.10 г. Формат 60 88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,28. Заказ 461. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15