

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 5 (137)

май

2016

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

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

д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

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

Редакция:

И.Н. МЫМИРИНА
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,
268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве связи и массовых коммуникаций РФ. Свидетельство о регистрации
П/И № 77-63956 от 09.12.2015 г.

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Мокрицкий Б.Я., Верещака А.А., Белых С.В., Мокрицкая Е.Б. Упрочнение сложносоставными покрытиями режущих пластин для обработки коррозионно-стойкой стали 09X17H7Ю3



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Зайдес С.А., Фам Дак Фьонг. Поверхностное пластическое деформирование поперечной обкаткой плоскими плитами6

Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю., Климочкин К.О. Повышение эффективности комбинированной охватывающей обработки12



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Лебедев В.А., Драган С.В., Симутенков И.В. Влияние высокочастотных колебаний электродной проволоки при автоматической наплавке под флюсом на свойства наплавленного слоя17

Макиенко В.М., Романов И.О., Баранов Е.М., Перваков Д.Г., Соколов П.В. Исследование влияния трехфазной косвенной дуги на формирование легированного покрытия21

Самотугин С.С., Лавриненко В.И., Кудинова Е.В., Самотугина Ю.С. Свойства и работоспособность инструментальных твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования25



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Богодухов С.И., Гарипов В.С., Свиденко Е.В. Анализ механических свойств твердых сплавов после упрочняющей обработки33

Панков В.П. Исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации36



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Еремин И.С., Фоминский Д.В., Соловьев А.А., Посеренин С.П. О влиянии наночастиц на морфологию твердосмазочных MoSe_x-покрытий, наносимых импульсным лазерным осаждением41

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 5 (137)
May
2016

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistant
Dr. of Phys.-Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

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

Edition:
I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,
which can be issued in any post office
(index on the catalogues: "Rospechat"
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta
Rossii" 60252) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by Ministry
of Telecom and Mass Communications of
RF. The certificate
of registration ПИ № 77-63956.
09.12.2015

CONTENTS

➔	GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING	
	Mokritsky B.Ya., Vereshchaka A.A., Belykh S.V., Mokritskaya E.B. Hardening by composite coatings of cutting plates for machining stainless steel 09X17H7Ю	3
➔	MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING	
	Zaides S.A., Fam Dak Fyong. Surface plastic deformation by transverse burnishing with flat plates	6
	Shchedrin A.V., Kostryukov A.A., Chihachova N.Yu., Klimochkin K.O. Improving the efficiency of the combined treatment of embracing	12
➔	PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY	
	Lebedev V.A., Dragan S.V., Simutenkov I.V. Influence high-frequency vibrations of the electrode wire during automatic submerged cladding on the properties of cladding layer	17
	Makienko V.M., Romanov I.O., Baranov E.M., Pervakov D.G., Sokolov P.V. Study of three-phase arc implied on the formation of doped coatings	21
	Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Kudinova E.V., Samotugina Yu.S. Features and instrumental performance of solid alloys after plasma surface modification	25
➔	CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING	
	Bogoduhov S.I., Garipov V.S., Svidenko E.V. Analysis of mechanical properties of hard alloys after hardening treatment	33
	Pankov V.P. Probes of alloys and coverings of shovels of turbines of gas-turbine engines in use	36
➔	MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES	
	Eremin I.S., Fominsky D.V., Soloviev A.A., Poserenin S.P. On the influence of nanoparticles on morphology of solid lubricant MoSe _x coatings prepared by pulsed laser deposition	41

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

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



УДК 621.793

¹Б.Я. Мокрицкий, ²А.А. Верещака, ¹С.В. Белых, ³Е.Б. Мокрицкая

⁽¹⁾ Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,

² Московский государственный технологический университет "Станкин",

³ Дальневосточный федеральный университет, г. Владивосток)

E-mail: boris@knastu.ru

Упрочнение сложносоставными покрытиями режущих пластин для обработки коррозионно-стойкой стали 09X17H7Ю*

Проведены эксперименты по созданию на типовых твердосплавных режущих пластинах сложносоставных, в том числе нитридных и алмазоподобных, покрытий в условиях ассистирования ускоренными потоками энергии и исключения образования капельной фазы. В качестве субстрата использованы отечественные типовые квадратные твердосплавные пластины разного типоразмера.

Ключевые слова: твердосплавные режущие пластины с покрытиями, работоспособность при точении стали 09X17H7Ю.

The series of experiments to create a composite, including nitride and diamond-like, covering on the standard hard-alloy cutting plates in the conditions of assistance by the accelerated streams of energy and an exception of formation a drop phase were carried out. As the substrate used domestic standard square carbide cutting plates of different size.

Keywords: carbide inserts with coatings, performance when turning steel grade 09X17H7Ю.

Введение

Специфичность свойств коррозионно-стойких сталей разных марок не позволяет использовать общемашиностроительные рекомендации по выбору инструментальных материалов и их покрытий. Сталь марки 09X17H7Ю тем более требует индивидуального подхода к архитектурированию покрытия на субстрате инструментального материала.

На модернизированной установке серии "ННВ" провели серии экспериментов по созданию на типовых твердосплавных режущих пластинах сложносоставных, в том числе нитридных и алмазоподобных, покрытий в условиях ассистирования ускоренными потоками энергии и исключения образования капельной фазы. В качестве субстрата использовали отечественные типовые квадратные твердосплавные пластины разного типоразмера. Перед нанесением покрытий пластины прошли предварительную очистку и активизацию поверхностей.

Цель работы — создание инструментального материала на базе отечественного твердого сплава, способного конкурировать с импортными инструментальными

материалами при токарной обработке указанной коррозионно-стойкой стали.

Методика проведения эксперимента

Архитектура покрытий (состав, толщины слоев, структура, метод нанесения, условия осаждения и т. д.) приведена в работах [1, 2]. Использовали пластины из ВК8, изготовленные ЗАО "Кировоградский завод твердых сплавов". Предварительный анализ состояния пластин показал, что кроме погрешностей, допускаемых техническими условиями на изготовление пластин, имеются локальные сколы режущих кромок. Виброабразивная предварительная обработка пластин позволила округлить режущие кромки, но участки с локальными сколами сохранились (справа от размерной линии на рис. 1).

Обработку наружного цилиндра (длина 580 мм, начальный диаметр 160 мм с последующим убыванием за счет глубины резания при каждом проходе резца; постоянство скорости резания при изменении диаметра компенсировалось изменением числа оборотов заготовки) заготовки, выполненной из коррозионно-стойкой специализированной стали 09X17H7Ю (наиболее коррозионно-стойкая сталь как представитель сталей, разработанных для изготовления деталей судов, рабо-

*Работа выполнена при поддержке гранта № 9.251.2014/К (код проекта 251) Минобрнауки РФ.

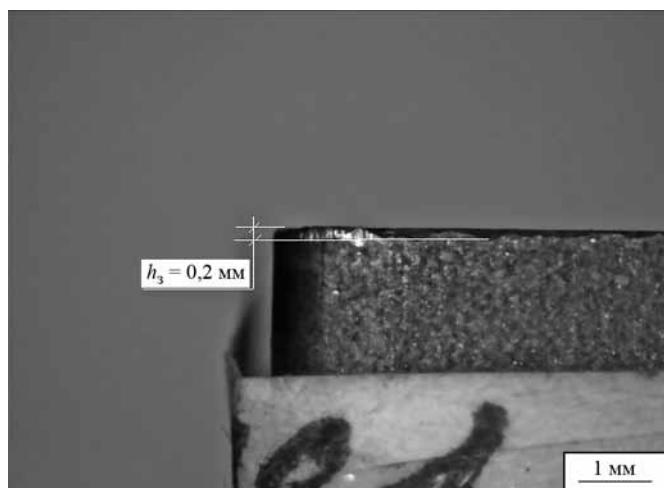


Рис. 1. Износ (и разрушение) режущей пластины по задней поверхности

тающих в морской воде) аустенитно-мартенситного класса, выполняли на токарно-винторезном станке модели 1К62 [3]. Режим обработки: число оборотов заготовки: 200; 315 и 400 об/мин; продольная подача: 0,21; 0,3 и 0,43 мм/об. заг., глубина резания: 0,25; 0,5; 1,0; 1,5 и 2,0 мм. Обработку вели без применения смазывающе-охлаждающих технологических сред. По результатам испытаний контролировали тип стружки; износ режущей пластины по задней и передней поверхностям; сколы, разрушения. Для контроля параметров износа (разрушения) использовали видеоизмерительную машину модели Sol161 производства США и электронно-оптический микроскоп модели МА 200 Nikon. Применяли два типа токарных резцов:

прямой проходной (сечение державки 25 × 20 мм, угол в плане 45°, угол наклона плоскости резания 5°) с механическим устройством для установки, базирования и зажима сменной режущей твердосплавной (исходный материал ВК8, зарубежный аналог — HS123) квадратной пластины с длиной сто-

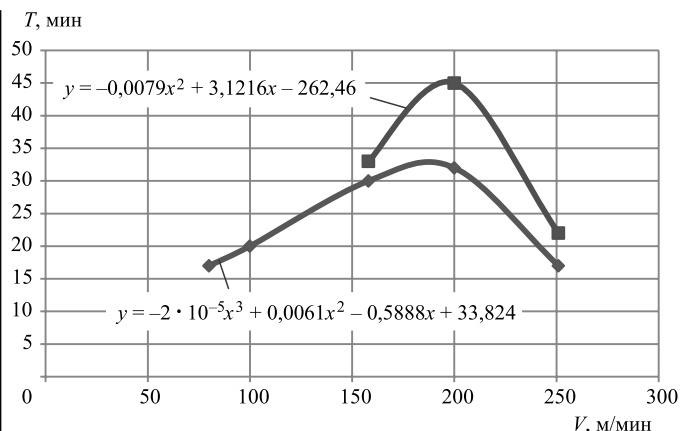


Рис. 2. Период стойкости T разных инструментов до достижения равного износа по задней грани $h_3 = 0,35$ мм (подача 0,21 мм/об, глубина 1,5 мм) в зависимости от скорости резания V :

—◆— инструментальный материал ВК8; —■— разработанный инструментальный материал с покрытием, условно обозначенный Станкин + КНАГТУ

роны 16 мм, с центральным отверстием, стружкозавивающими канавками и нулевым задним углом;

такой же резец с углом наклона плоскости резания 7° и с устройством для установки, базирования и зажима сменной режущей квадратной пластины с длиной стороны 13 мм.

Результаты испытаний

Основные результаты получены по измерениям износа h_3 по задней поверхности, который являлся преобладающим по отношению к износу по передней поверхности. На рис. 2 показан результат оптимизации скорости резания двух сравниваемых инструментальных материалов, а именно материала ВК8 и этого же материала со специально разработанными покрытиями и предварительной подготовкой под нанесение покрытий, условно названного Станкин + КНАГТУ. По-

Период стойкости T инструмента с различными покрытиями до достижения равного износа по задней грани $h_3 = 0,35$ мм при скорости резания 200 м/мин, подаче 0,21 мм/об. заг., глубине резания 1,5 мм

Инструментальный материал	Время работы режущей кромки, мин					
	Кромка № 1	Кромка № 2	Кромка № 3	Кромка № 4	Среднее	
ВК8	33	31	34	30	32	
Станкин + КНАГТУ	№ 1	43	46	48	46	46
	№ 2	52	55	50	51	52
	№ 3	53	52	57	54	54

Примечание. Инструментальный материал, условно обозначенный Станкин + КНАГТУ № 1 — это ВК8 + нитридное покрытие типа (TiAl)N, осажденное методом катодно-ионной бомбардировки со специальной сепарацией капельной фазы за счет применения дополнительной приставки в модернизированной установке серии "ННВ". Соотношение элементов Ti и Al, толщины слоев, режимы осаждения здесь не указываются в связи с процедурой патентной защиты. Инструментальный материал Станкин + КНАГТУ № 2 представляет собой многослойное алмазоподобное покрытие, осажденное на ВК8. Инструментальный материал Станкин + КНАГТУ № 3 представляет собой многослойное алмазоподобное покрытие, осажденное на ВК8, но в сравнении с материалом Станкин + КНАГТУ № 2 один из его нитридных слоев дополнительно содержит элементы Nb и Zr.

лученные кривые хорошо описываются приведенными на этом же рисунке полиномными уравнениями.

На рис. 2 видно, что износостойкость инструментального материала с покрытиями возросла, но диапазон рациональных скоростей резания при его применении стал значительно уже. Картина изменения износостойкости, по существу, оказалась аналогичной и для пластин с длиной стороны 16 и 13 мм.

Результаты анализа износостойкости пластин с разными покрытиями приведены в таблице.

Выводы

Различие в периоде стойкости инструментов с разными покрытиями не является принципиальным, но все примененные покрытия Станкин + КНАГТУ обеспечили его повышение: инструментальный материал № 1 дал повышение периода стойкости инструмента в 1,4 раза, № 2 — в 1,6 раза, № 3 — в 1,7 раза. Для столь сложной в обработке коррозионно-стойкой стали это является значимым результатом. Необходимо отметить, что сталь 09X17H7Ю склонна к образованию сливной (непрерывной) стружки, однако все примененные покрытия обеспечили снижение образования сливной стружки на 20...40 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Development** of wear-resistant coatings compounds for high-speed steel tool using a combined cathodic vacuum arc deposition / A.A. Vereschaka, M.A. Volosova, A.D. Batako et al. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. ISSN 0268-3768. Int. J. Adv Manuf Technol. ORIGINAL ARTICLE. Received: 15 May 2015 / Accepted: 3 September 2015. Springer-Verlag. London, 2015. DOI 10.1007/s00170-015-7808-5.

2. **Application** of high-strength gradient cutting ceramics with a multifunctional coating for heavy machining of hard-to-cut materials / A.A. Vereschaka, B.Y. Mokritskii, D.A. Pustovalov et al. // Applied Mechanics and Materials. Vol. 798. P. 344—350. Trans. Tech. Publications. Switzerland. Accepted: 2015-08-04. DOI:10.4028/www.scientific.net/AMM.798.344.

3. **К вопросу** об управлении работоспособностью металлорежущего инструмента: учет влияния нестационарности стружкообразования и динамического качества станка на работоспособность инструмента / Б.Я. Мокрицкий, Е.А. Панова, М.А. Козлова, П.А. Саблин // Ученые записки КНАГТУ. 2015. № 1—1 (21). С. 56—60.

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

С 1 января 2016 года журнал «Наноинженерия» не издается.

В журнале «Упрочняющие технологии и покрытия» введены рубрики «Упрочняющие нанотехнологии» и «Материаловедение наноструктур».

Все материалы, касающиеся данной тематики, будут публиковаться в нашем журнале.

Телефон редакции: 8 (499) 268-47-19

E-mail: utp@mashin.ru



Поверхностное пластическое деформирование поперечной обкаткой плоскими плитами

Для деформационного упрочнения деталей типа осей, пальцев, втулок предложен способ поверхностного пластического деформирования, основанный на обкатке заготовки плоскими плитами. Получены аналитические зависимости для определения предельно возможных ширины площадки контакта и относительного обжатия. Рассмотрено напряженно-деформированное состояние цилиндрических деталей при упрочнении поперечной обкаткой плоскими плитами. С помощью программного комплекса ANSYS доказана возможность перехода от объемного напряженного к плоскодеформированному состоянию. На основе теории упругопластических деформаций предложен подход для расчета напряженного состояния цилиндра при поперечной обкатке. Получены математические зависимости для определения распределения остаточных напряжений по сечению цилиндра.

Ключевые слова: упрочнение, поперечная обкатка, напряженно-деформированное состояние, упругопластическая деформация, остаточное напряжение.

A method of surface plastic deformation based on work piece burnishing with flat plates is proposed for mechanical hardening of axles, fingers, bushings etc. The analytical dependences for the determination of the maximum possible contact area width and percentage reduction under transverse burnishing are obtained. Stress-deformed state of cylindrical parts at hardening by transverse burnishing with flat plates is considered. With the help of ANSYS software the possibility of transition from the volumetric stress state to plane-deformed state is proved. Basing on the theory of elastic-plastic deformations the approach to the calculation of the stress state in the cylinder in the transverse burnishing is proposed. The mathematical dependences are obtained for the determining the distribution of residual stresses in the cross section of the cylinder.

Keywords: hardening, transverse burnishing, stressedly-deformed state, elastic-plastic deformation, residual stress.

Актуальность

Разработан ряд методов, позволяющих улучшить состояние поверхностного слоя деталей машин. В частности, большое распространение получили методы поверхностного пластического деформирования (ППД). Хорошо известно [1—3], что применение ППД позволяет эффективно влиять на эксплуатационную надежность и долговечность широкой номенклатуры деталей машин, работающих в условиях циклических нагрузок, трения и воздействия коррозионных сред и имеющих концентраторы напряжений. В процессе ППД поверхностный слой претерпевает качественные изменения: сглаживаются микронеровности, повышаются твердость и прочность, образуются остаточные напряжения сжатия, которые оказывают доминирующее влияние на циклическую прочность деталей [1—3].

При обработке деталей типа дисков, тонких осей и валков возможности обычных методов упрочнения

(обработка шариком, роликом, диском) исчерпаны из-за невозможности закрепления заготовок для обработки. Для упрочнения деталей указанного типа необходим способ, не требующий осевого закрепления и исключающий изгиб от поперечной нагрузки.

В технологии обработки металлов давлением известны способ накатки резьб на станках поперечной прокатки и поперечно-клиновое прокатка. Метод поперечной прокатки успешно применяют при обработке металлов давлением. Это объясняется как его технологическими достоинствами, так и значительной эффективностью обработки [4, 5]. Плоскопрокатные станы обладают рядом преимуществ: простота изготовления и низкая стоимость рабочего инструмента, изготавливаемого на универсальных фрезерных и шлифовальных станках; исключение необходимости в направляющем инструменте; стабильное положение детали на плоскости инструмента; высокая стойкость рабочего инструмента (до 500 тыс. деталей); полная

автоматизация процесса; высокая точность размеров (0,01...0,5 мм) прокатываемых деталей. Поэтому в качестве перспективного направления предлагается использовать способ поперечной обкатки как один из видов ППД. В связи с этим возникла необходимость углубленного изучения данного процесса, разработки общей инженерной методики, позволяющей не только прогнозировать оптимальный выбор основных параметров и режимов обработки, но и в процессе их практической реализации осуществлять целенаправленное управление параметрами процесса.

Цель настоящей работы — определение геометрических и силовых параметров поперечной обкатки плоскими плитами для обеспечения стабильности упрочняющей обработки и определение напряженного состояния цилиндрических деталей для возможности прогнозирования их сплошности в центральной зоне.

Геометрические и силовые параметры процесса

На рис. 1 изображена схема процесса поперечной обкатки в плоскопрокатном устройстве. Видно, что ось вращения обкатываемого цилиндрического тела перпендикулярна направлению движения верхней плиты. Расстояние между плитами меньше исходного диаметра цилиндра на величину $2z$, за счет этого цилиндрическое тело деформируется.

Ширина площадки соприкосновения заготовки с плитами при поперечной обкатке определяется выражением

$$b = \sqrt{zd + 2z^2}, \quad (1)$$

где b — ширина площадки контакта; d — диаметр цилиндра после обкатки.

Со стороны каждой из плит к заготовке приложены

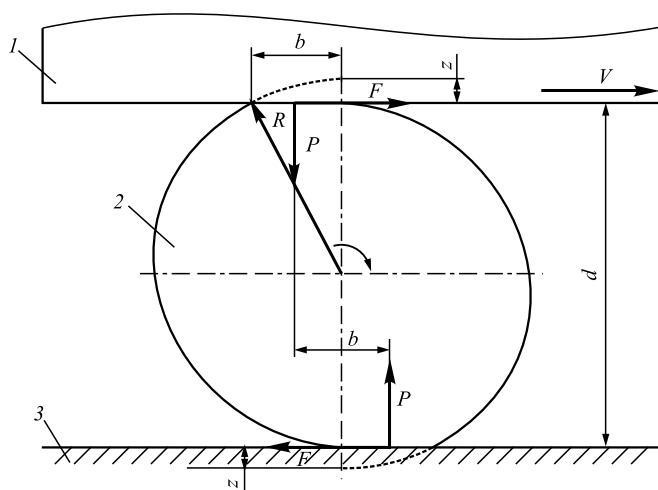


Рис. 1. Схема обжатия цилиндра при поперечной обкатке: 1 — подвижная плита; 2 — заготовка; 3 — неподвижная плита

усилия, которые направлены нормально к контактной площадке. Равнодействующую этих усилий P будем считать приложенной в середине отрезка, соответствующего площадке соприкосновения заготовки с плитами. Нормальные усилия вызывают появление на площадке контакта заготовки с плитами сил трения, равнодействующую которых обозначим через F . Силы трения F приложены в тех же точках, что и нормальные усилия P , и направлены по касательным к площадке контакта (см. рис. 1).

Силы трения F , приложенные со стороны плит к заготовке, образуют крутящий момент $M_1 = Fd$, который вызывает вращение заготовки. В этом равенстве $F = P\mu$, где μ — коэффициент трения о поверхность обкатываемой заготовки.

Нормальные усилия P создают крутящий момент $M_2 = Pb$, направленный в сторону, противоположную направлению вращения заготовки. Для осуществления установившегося процесса поперечной обкатки необходимо соблюдение соотношения

$$M_1 > M_2,$$

или

$$P\mu d > Pb.$$

Из этого следует, что

$$b < \mu d.$$

Для осуществления нормального процесса обкатки, т. е. без проскальзывания цилиндра между плитами, необходимо строить процесс таким образом, чтобы ширина площадки контакта b была меньше предельного значения $b_0 = \mu d$. Для этого критического случая можно определить предельное обжатие за один оборот заготовки z при поперечной обкатке по следующей формуле:

$$z_{\max} = \mu^2 d. \quad (2)$$

Относительное обжатие при обкатке Q , %, определяется по формуле

$$Q = \frac{D^2 - d^2}{D^2} \cdot 100,$$

где D — диаметр заготовки.

При критическом случае получим предельное значение Q :

$$Q = \left[1 - \left(\frac{1}{1 + 2\mu} \right)^2 \right] \cdot 100. \quad (3)$$

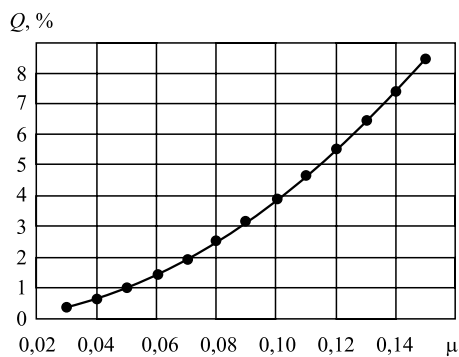


Рис. 2. Зависимость предельного относительного обжатия от коэффициента трения

Значение коэффициента трения для пары сталь—сталь при холодной обкатке находится в пределах от 0,03 до 0,15 [5]. По формуле (3) построена кривая зависимости предельного относительного обжатия от коэффициента трения (рис. 2). Она показывает, что с уменьшением коэффициента трения предельное относительное обжатие заготовки уменьшается. При этом коэффициент трения оказывает большое влияние на значение предельного обжатия. Для осуществления нормального процесса поперечной обкатки необходимо строить процесс таким образом, чтобы значение относительного обжатия Q всегда было меньше предельного. Все методы обработки ППД проводятся с относительным обжатием порядка 1...2 %. Это значит, что при этой схеме обработки если значение коэффициента трения $\mu > 0,07$, то процесс поперечной обкатки обязательно происходит.

Оценка деформированного состояния цилиндра при обкатке

Аналогичная схема силового нагружения (см. рис. 1) используется в процессах поперечной прокатки при обработке металлов давлением. При разработке этой технологии были обнаружены в центральной зоне заготовки большие растягивающие напряжения, которые являются причиной формирования зоны с наличием трещин и повреждений (позднее несплошности металла в осевой зоне заготовки стали использовать для получения цельнотянутых труб). В связи с этим возникает вопрос о наличии напряженного состояния при малых обжатиях, которые предполагается использовать для упрочняющей обработки цилиндрических деталей.

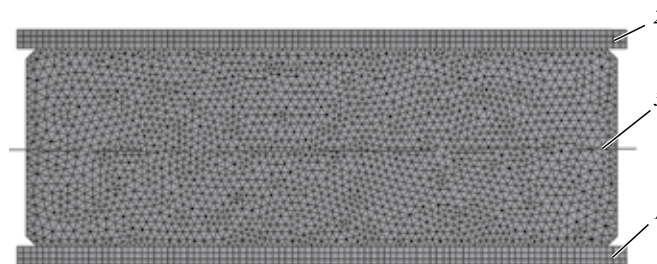


Рис. 3. Конечно-элементная модель цилиндра при радиальном сжатии:

1 — нижняя плита; 2 — верхняя плита; 3 — цилиндр

Для определения напряженно-деформированного состояния цилиндра в условиях поперечной прокатки проводили расчет с известным приближением на основе теоретического и экспериментального решений задачи о сжатии параллельными плитами цилиндра по диаметру. Сопоставление полученного напряженно-деформированного состояния цилиндра при поперечной прокатке с некоторым малым углом поворота цилиндра, измеренного при помощи поляризационно-оптического метода [6], показало, что оно несущественно отличается от напряженно-деформированного состояния при сжатии цилиндра по диаметру между плоскими параллельными плитами. Поэтому многие исследователи [6, 7] считают поля напряжений и деформаций сжатого между плоскими плитами цилиндра близкими к полям напряжений и деформаций в цилиндре при поперечной обкатке.

Напряженно-деформированное состояние цилиндра при осадке рассмотрено с помощью прикладной программы ANSYS [8], которая предназначена для математического моделирования различных физических процессов, с использованием метода конечных элементов. В схеме, приведенной на рис. 3, нижняя плита неподвижна, верхняя плита опускается вниз до достижения заданного значения обжатия, после этого верхняя плита поднимается в исходное положение, т. е. происходит полная разгрузка заготовки. В результате в цилиндре появляются остаточная деформация в радиальном направлении и остаточные напряжения по всем направлениям.

Результаты расчетов показали, что для цилиндра с отношением длины к диаметру $l/d = 3$ значения пластической деформации в осевом направлении для всех точек, находящихся на расстоянии, большем 0,018/

Таблица 1

Зависимость пластической деформации в осевом направлении цилиндра от обжатия ΔH

ΔH , мм	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
$\delta = \frac{\Delta H}{D} \cdot 100, \%$	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
$\Delta l_{\text{сmax}}$, мм	0,03	0,06	0,11	0,14	0,16
Квалитет	60JS9($\pm 0,037$)	60JS10($\pm 0,06$)	60JS10($\pm 0,06$)	60JS12($\pm 0,15$)	60JS13($\pm 0,23$)

от торца, составляют 0,001...0,003 мм. А деформация в радиальном направлении находится в пределах десятых долей миллиметра. Максимальные значения пластической деформации в осевом направлении для точек, находящихся в торце цилиндра, представлены в табл. 1. При относительном обжатии до 2,5 % деформация в осевом направлении находится в диапазоне 0,05...0,27 % от длины цилиндра.

Таким образом, перемещения металла в осевом направлении, приходящиеся на единицу длины, малы по сравнению с относительными перемещениями металла в поперечных сечениях. Только для точек в зоне контакта плит с концевым участком цилиндра наблюдается максимальная пластическая деформация. При увеличении отношения длины цилиндра к его диаметру максимальная пластическая деформация в осевом направлении изменяется незначительно.

Из изложенного следует, что в осевом направлении деформируемого цилиндра перемещения металла малы по сравнению с линейными размерами цилиндра. Причем продольные перемещения металла, приходящиеся на единицу длины, малы по сравнению с относительными перемещениями металла в поперечных сечениях. Это обстоятельство позволяет считать, что в данном случае имеет место "плоская деформация" металла в поперечных сечениях заготовки.

Аналитическое определение остаточных напряжений

Для плоскодеформированного состояния широко используют функцию $\phi(\rho, \theta)$, называемую функцией напряжений (функцией Эри) и связанную с компонентами тензора напряжений следующими зависимостями [9]:

$$\sigma_r = \frac{1}{\rho} \frac{\partial \phi}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho^2} \frac{\partial^2 \phi}{\partial \theta^2}; \quad \sigma_\theta = \frac{\partial^2 \phi}{\partial \rho^2}; \quad \tau_{r\theta} = -\frac{\partial}{\partial \rho} \left(\frac{1}{\rho} \frac{\partial \phi}{\partial \theta} \right), \quad (4)$$

где σ_r — радиальное напряжение; σ_θ — тангенциальное напряжение; $\tau_{r\theta}$ — касательное напряжение; ρ — текущий радиус; θ — текущий угол.

Подставив напряжения, выраженные через функцию Эри, в уравнение неразрывности [10] получим

$$\nabla^4 \phi = 0. \quad (5)$$

Функция, удовлетворяющая уравнению (5), называется бигармонической. Таким образом, решение плоской задачи сводится к отысканию бигармонической функции, удовлетворяющей граничным условиям.

В связи с этим бигармоническое уравнение $\nabla^4 \phi = 0$ в

цилиндрической системе координат приобретает следующий вид [9]:

$$\left(\frac{\partial^2}{\partial \rho^2} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho^2} \frac{\partial^2}{\partial \theta^2} \right) \left(\frac{\partial^2 \phi}{\partial \rho^2} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial \phi}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho^2} \frac{\partial^2 \phi}{\partial \theta^2} \right) = 0. \quad (6)$$

В случае симметричного распределения компоненты напряжений не зависят от угла θ (т. е. являются только функцией радиуса ρ), а касательное напряжение $\tau_{r\theta} = 0$. Условие совместности (6) можно преобразовать к виду

$$\frac{\partial^4 \phi}{\partial \rho^4} + \frac{2}{\rho} \frac{\partial^3 \phi}{\partial \rho^3} - \frac{1}{\rho^2} \frac{\partial^2 \phi}{\partial \rho^2} + \frac{1}{\rho^3} \frac{\partial \phi}{\partial \rho} = 0. \quad (7)$$

Уравнение (7) — линейное однородное дифференциальное уравнение четвертого порядка типа Эйлера. Общим решением уравнения (7) будет выражение

$$\phi = A \ln \rho + B \rho^2 \ln \rho + C \rho^2 + D. \quad (8)$$

Компоненты напряжений на основании уравнения (6) можно найти по формулам (4):

$$\sigma_r = \frac{1}{\rho} \frac{\partial \phi}{\partial \rho} = \frac{A}{\rho^2} + B(1 + 2 \ln \rho) + 2C; \quad (9)$$

$$\sigma_\theta = \frac{\partial^2 \phi}{\partial \rho^2} = -\frac{A}{\rho^2} + B(3 + 2 \ln \rho) + 2C.$$

Константы A, B, C при решении конкретных задач определяются с учетом граничных условий.

Определение граничных условий при обкатке плоскими плитами

Пусть круглый валик, длина которого значительно превышает диаметр, подвергается поперечной обкатке так, чтобы единичные обжатия были небольшими — в пределах от десятых долей до трех процентов. В таком случае силы, действующие на цилиндр со стороны плит, будут, по существу, сосредоточенными. Тогда пластическая деформация получит наибольшее развитие в периферийной части заготовки. За счет резкого спада напряжений от сосредоточенных нагрузок по мере перехода от периферии цилиндра к центру пластическая деформация будет быстро уменьшаться.

Таким образом, если обработать валик по всему периметру, а затем прекратить воздействие на него плит, то после снятия нагрузки напряжения от внешних сил исчезают, а в цилиндре формируются остаточные напряжения, связанные с неравномерностью деформации.

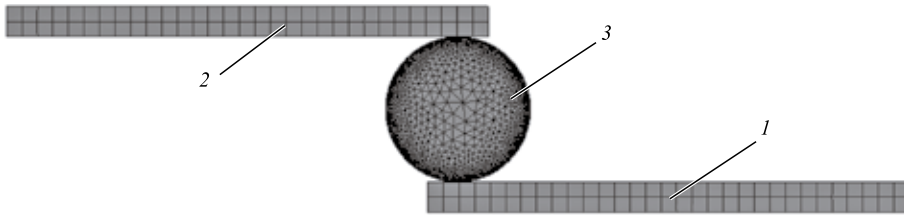


Рис. 4. Схема процесса поперечной обкатки плоскими плитами:
1 — неподвижная плита; 2 — подвижная плита; 3 — заготовка

С помощью программы ANSYS определили напряжения в стальном валике, упрочненном поверхностной поперечной обкаткой. Для проведения расчета в программе ANSYS были приняты следующие параметры моделирования: цилиндр — из стали 45 ($\sigma_T = 360$ МПа) радиусом 12 мм и длиной 100 мм; плиты размером $10 \times 80 \times 100$ мм считаются абсолютно жесткими; обжатие равно 0,2 мм. В схеме, приведенной на рис. 4, нижняя плита неподвижна, верхняя плита опускается вниз до достижения заданного значения обжатия, после этого верхняя плита перемещается вправо до тех пор, пока валик не совершит полуоборот, т. е. обработка проходит по всему периметру валика. Затем верхняя плита поднимается для полной разгрузки валика. В результате в цилиндре появляются остаточная деформация в радиальном направлении и остаточные напряжения по всем направлениям. Значения остаточных напряжений после поперечной обкатки показаны в табл. 2. Видно, что радиальные напряжения по всему сечению детали являются растягивающими и обращаются в нуль на поверхности в соответствии с условиями статики. Тангенциальные напряжения от растягивающих в центральной области цилиндра переходят в сжимающие в периферийных слоях заготовки и на контуре приобретают максимальное значение. При других значениях обжатия получено аналогичное распределение остаточных напряжений.

Таблица 2

Распределение остаточных напряжений в цилиндре после поперечной обкатки при абсолютном обжатии 0,2 мм

ρ/R	0	0,2	0,4	0,6	0,8	0,9	0,95	1
σ_{ρ} , МПа	1,33	1,36	1,38	1,5	3	10	-110	-216
σ_{ρ} , МПа	1,4	1,5	1,8	1,9	3	1,3	0,5	0
σ_z , МПа	0,82	0,85	0,95	1	1,8	3,3	-32,85	-64,8

С учетом этого обстоятельства выполнен ориентировочный расчет остаточных напряжений, возникающих в цилиндре в результате поперечной обкатки. Сформулируем на основании условий статики и приведенных выше опытных данных граничные условия.

1. На контуре заготовки радиальное напряжение равно нулю при $\rho = r$ и $\sigma_{\rho} = 0$.

2. Опыты показывают, что в некотором промежуточном кольцевом сечении, которому соответствует радиус r_b , разность напряжений обращается в нуль и далее во всей центральной зоне эта разность в 5...10 раз меньше, чем на периферии. Например, для значения обжатия 0,2 мм для схемы, приведенной на рис. 3, $r_b = 0,8R$. Это дает воз-

можность приближенно считать для всей центральной зоны разность напряжений равной нулю, а для кольцевого сечения принять точное условие: при $\rho = r_b$, разность $\sigma_{\rho} - \sigma_{\theta}$ будет равна 0.

3. Ввиду того, что деформированная заготовка находится в упругонапряженном состоянии, максимальное значение напряжений на контуре валика должно быть меньше истинного сопротивления деформации K . Однако чтобы приближенно оценить величину и характер остаточных напряжений, можно принять максимальное значение разности напряжений на поверхности тела равным K . Тогда на основании опытных данных третье граничное условие можно представить в следующем виде: при $\rho = r$, разность $\sigma_{\rho} - \sigma_{\theta}$ будет равна νK , где ν — константа, $\nu = \pm 1$.

Результаты численного расчета остаточных напряжений

Для решения данной осесимметричной упругопластической задачи применимы формулы (9). Используя второе из граничных условий, находим $B = A/r_b^2$.

Принимая во внимание это соотношение и используя первое и третье граничные условия, получим

$$A = -\frac{\nu K r_b}{2 \left[1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2 \right]}; \quad B = -\frac{\nu K}{2 \left[1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2 \right]};$$

$$2C = -\frac{\nu K}{2} + \frac{\nu K \ln r}{\left[1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2 \right]}.$$
(10)

Подставляя значения констант в формулы (9) и принимая с учетом граничных условий $\nu = \pm 1$, найдем выражения для напряжений

$$\frac{\sigma_{\rho}}{K} = \frac{1}{2} \frac{2 \ln \frac{r}{\rho} - \left[\left(\frac{r_b}{\rho} \right)^2 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2 \right]}{1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2};$$
(11)

$$\frac{\sigma_\theta}{K} = \frac{1}{2} \frac{2 \ln \frac{r}{\rho} \left[2 - \left(\frac{r_b}{\rho} \right)^2 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2 \right]}{1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2};$$

$$\frac{\sigma_z}{K} = \mu \left[\frac{2 \ln \frac{r}{\rho}}{1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2} - 1 \right].$$

(11)

Последняя формула для осевого напряжения σ_z получена из условия плоской деформации:

$$\sigma_z = \mu(\sigma_\rho + \sigma_\theta),$$

где μ — коэффициент Пуассона.

На рис. 5 изображены эпюры остаточных напряжений после обкатки. В расчетах принято: $r_b/R = 0,2$; $\mu = 0,3$.

Из рис. 5 следует, что в центре сечения цилиндра напряжения являются растягивающими. Наружные слои заготовки деформируются по толщине в большей мере, чем внутренние. За счет уменьшения толщины периметр наружных слоев стремится возрасти и, следовательно, они испытывают стремление к отрыву от сердцевины вала. Этому препятствует сплошность тела. Поэтому возникают растягивающие радиальные напряжения, максимальные в центре и равные нулю на периферии.

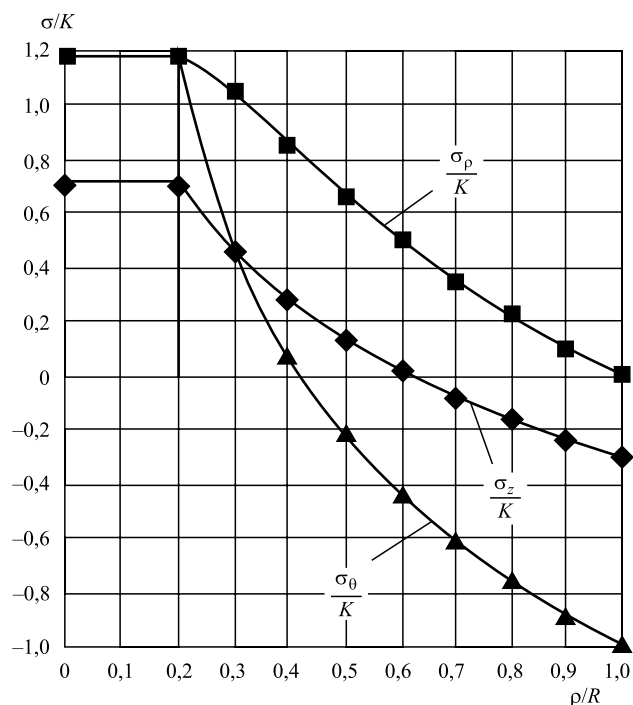


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений после поперечной обкатки при $r_b/R = 0,2$; $\mu = 0,3$

На рис. 5 видно, что максимальные остаточные напряжения возникают при $\rho = r_b$. Заменяя в формулах (11) ρ на r_b , можно определить максимальные остаточные напряжения:

$$\frac{\sigma_{\rho \max}}{K} = \frac{\sigma_{\theta \max}}{K} = \frac{1}{2} \left[\frac{2 \ln \frac{r}{r_b}}{1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2} - 1 \right];$$

(12)

$$\frac{\sigma_{z \max}}{K} = \mu \left[\frac{2 \ln \frac{r}{r_b}}{1 - \left(\frac{r_b}{r} \right)^2} - 1 \right].$$

Опасность появления трещин в центральной области цилиндра при упрочнении поперечной обкаткой можно оценить по данным, приведенным в табл. 3. Расчеты, выполненные в программе ANSYS, показывают, что поверхностное пластическое деформирование обкаткой плоскими плитками ($Q = 0,8...3,3$ %) происходит по периферии цилиндрической детали в пределах $(0,7...0,9)r$. При этом остаточные напряжения растяжения в центральной области заготовки весьма малы и не превышают 4...23 % от σ_T . Таким образом, при указанных значениях параметров обработки возникающие внутренние напряжения не способствуют образованию трещин и разрушению материала.

Таблица 3

Зависимость отношения максимальных напряжений к пределу текучести от величины r_b

r_b/R	$\sigma_{z \max}/\sigma_T$	$\sigma_{\rho \max}/\sigma_T$
0,9	0,04	0,06
0,8	0,08	0,14
0,7	0,14	0,23
0,6	0,21	0,34
0,5	0,29	0,49
0,4	0,41	0,68
0,3	0,57	0,95
0,2	0,81	1,35
0,1	1,26	2,10

Выводы

1. Для деформационного упрочнения цилиндрических деталей типа осей, пальцев, втулок предложена схема поверхностного пластического деформирования, исключая закрепление заготовок. Обработка происходит за счет вращения заготовки между плоскими плитками. Получены аналитические выражения для

предельной ширины площадки контакта и предельного обжатия заготовки при поперечной обкатке.

2. Установлено, что деформация цилиндра в осевом направлении мала по сравнению с деформацией в поперечном направлении. Это обстоятельство позволяет при расчете напряжений перейти от объемного напряженного к плоскодеформированному состоянию цилиндрической заготовки.

3. Предложен математический подход и определены граничные условия для расчета напряженного состояния при поперечной обкатке плоскими плитами. Получены аналитические зависимости для определения компонент остаточных напряжений при поперечной обкатке плоскими плитами.

4. Результаты расчетов доказали, что при поверхностном пластическом деформировании поперечной обкаткой плоскими плитами в центральной области заготовки возникают остаточные напряжения, значения которых намного меньше предела текучести материала. Это позволяет утверждать, что предлагаемый способ упрочнения исключает образование трещин и разрушение материала в центральной области цилиндрических изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.
2. Зайдес С.А. Технологическое управление остаточными напряжениями при охватывающем деформировании // Вестник ИрГТУ. 1998. № 3. С. 92—97.
3. Зайдес С.А., Забродин В.А., Мураткин Г.В. Поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. 404 с.
4. Шукин В.Я. Поперечно-клиноватая прокатка в машиностроении // Промышленность региона: проблемы и перспективы инновационного развития: сб. науч. тр.; под ред. В.А. Струка, В.И. Кравченко. Гродно, УО ГГАУ, 2008. С. 195—207.
5. Шукин В.Я. Основы поперечно-клиноватой прокатки / под ред. А.В. Степаненко. Минск: Наука и техника, 1986. 223 с.
6. Лисицин А.И., Остренко В.Я. Моделирование процессов обработки металлов давлением (оптические методы). Киев: Техніка, 1976. 208 с.
7. Поперечно-клиноватая прокатка / Г.В. Андреев, В.А. Клущкин, Е.М. Макушок и др. Минск: Наука и техника, 1974. 160 с.
8. Басов К.А. ANSYS в примерах и задачах / под общ. ред. Д.Г. Красковского. М.: Компьютер Пресс, 2002. 224 с.
9. Кац А.М. Теория упругости. СПб.: Изд-во "Лань", 2002. 208 с.
10. Томленов А.Д. Механика процессов обработки металлов давлением. М.: Машгиз, 1963. 234 с.

УДК 621.787

¹А.В. Щедрин, ²А.А. Кострюков, ³Н.Ю. Чихачёва, ¹К.О. Климошкин
(¹Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,
²ОАО "Демидовский машиностроительный завод",
³Академия проблем качества, г. Москва)
E-mail: kaaoz@bk.ru

Повышение эффективности комбинированной охватывающей обработки

Экспериментально исследован метод охватывающей обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях применения металлоплакирующей смазки, реализующей "эффект безыносности при трении Гаркунова—Крагельского", а также в условиях использования заготовок с аналогичной регулярной микрогеометрией поверхности; получены зависимости удельного усилия обработки, геометрических параметров качества и остаточных деформаций на примере стали марки 20 от абсолютной фактической деформации образцов заготовок, а также от характера микрогеометрии их поверхностного слоя.

Ключевые слова: охватывающая обработка, регулярный микрорельеф, металлоплакирующая смазка, удельное усилие обработки, качество обработки.

Experimentally investigated the method of covering the processing tool with regular microgeometry surface under conditions of use metalplacking lubrication realizing "the effect of the friction without wear by Garkunov—Kragelskii", as well as in the conditions of use of blanks with the same regular microgeometry surface; obtained dependence of the processing effort, the geometric parameters of quality and residual strain on the example of steel 20 off the absolute actual deformation of billet samples, as well as off the nature of their microgeometry of surface layer.

Keywords: treatment of embracing, regular microrelief, metalplacking lubricant, specific force of processing, quality of treatment.

Как свидетельствуют результаты работ [1—4], применение инструментов с регулярной микрогеометрией воздействующей поверхности, а также современных металлоплакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект

безыносности при трении Гаркунова—Крагельского", позволяет существенно повысить эффективность комбинированной охватывающей обработки [5, 6].

Так, при предварительном [2, 4] или окончатель-

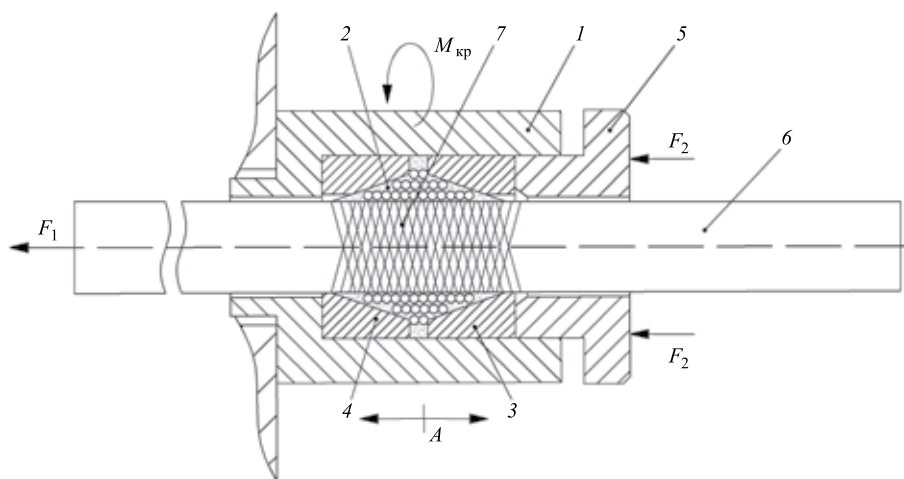


Рис. 1. Конструкция охватывающего инструмента для регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемой заготовки

ном [1, 3] охватывающем поверхностном пластическом деформировании сплошных цилиндрических заготовок из углеродистых (марок Ст3 и 45) и коррозионно-стойких (12Х18Н10Т) сталей, а также цветных сплавов на основе меди и алюминия (латунь ЛС 59-1, дюралюминий Д1Т) удельное усилие обработки может быть снижено на 25...59 %, что является существенным эффектом.

Как показывает системный анализ [7—10] данного метода обработки, дальнейшее повышение эффективности дополнительно может идти по пути регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемых заготовок с помощью инструмента, представленного на рис. 1.

Инструмент состоит из контейнера 1, в котором расположена кассета 2 со связанными между собой гранулированными деформирующими элементами сферической или близкой к ней формы. С помощью втулок 3, 4 с коническим отверстием и усилий F_2 , действующих на крышку 5, осуществляется внедрение гранул в поверхность заготовки 6, которая перемещается усилием F_1 . Для формирования на поверхности заготовки 6 более сложного регулярного микрорельефа (РМР) 7 контейнер 1 может вращаться с крутящим моментом $M_{кр}$, действующим в постоянном или переменном направлении.

Дополнительно на контейнер могут налагаться осевые колебания с амплитудой A .

В результате увеличения "маслоемкости" микрорельефа поверхности обрабатываемых заготовок по аналогии с работами [11, 12] можно добиться уменьшения коэффициента трения скольжения f за счет сокращения его негативной адгезионной составляющей,

но при этом в условиях большого количества металлоплакирующей смазки и интенсификации "эффекта Ребиндера" [13] увеличится позитивная деформационная составляющая f [7, 8].

Для параметрической оценки данного системно полученного решения провели следующие экспериментальные исследования.

В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовали цилиндрические штоки из стали марки 20 (156 НВ) с длиной обрабатываемого участка 150 мм.

В качестве обрабатывающего инструмента использовали деформирующую фильеру из закаленной стали марки 9ХС с диаметром рабочего канала 20 мм, углами рабочего и обратного конусов 5° и шириной калибрующей ленточки 5 мм. Рабочий канал фильеры упрочнялся однозаходным винтовым РМР с радиусом канавок 1,5 мм, их шагом 0,5 мм и первоначальной глубиной на участке калибрующей ленточки 10 мкм. РМР выполнялся на токарно-винторезном станке с помощью алмазного выглаживателя радиусом 1,5 мм [1, 3, 8, 11, 12].

Номинальную абсолютную деформацию образцов-заготовок на диаметр i_n варьировали в диапазоне 0,1...0,5 мм через 0,1 мм.

В качестве технологической смазки использовали минеральное масло марки И-40 с добавкой 50 % об. металлоплакирующей присадки "Валена", реализующей "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского" [3, 8].

Обработку образцов-заготовок охватывающим поверхностным пластическим деформированием (ОППД) осуществляли на испытательной машине модели Р-5 при скорости 0,05 м/мин с помощью приспособления, конструкция которого приведена в работе [14].

Первая партия образцов-заготовок не имела РМР поверхности, которая характеризовалась

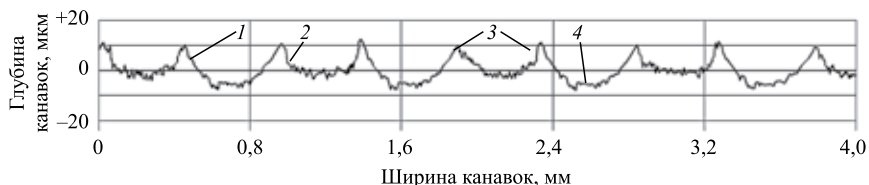


Рис. 2. Характерная продольная профилограмма поверхности образцов-заготовок с РМР в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм и шагом 1 мм:

1 — канавка РМР; 2 — исходная поверхность образца-заготовки; 3 — "наплывы" на краях канавок РМР; 4 — вторичные канавки

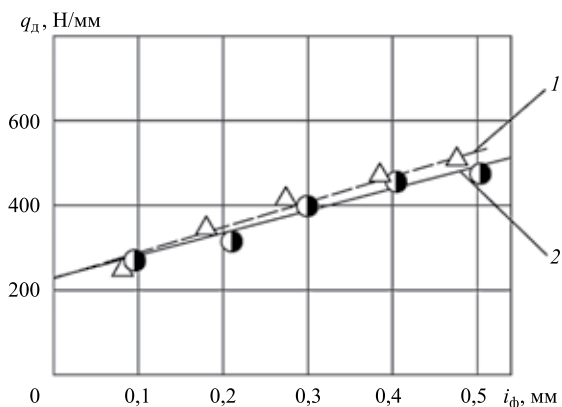


Рис. 3. Зависимость удельного усилия ОППД q_d от абсолютной фактической деформации i_ϕ :
 1 — образцы-заготовки без РМР поверхности; 2 — образцы-заготовки с РМР поверхности

средним исходным параметром шероховатости $Ra_3 = 0,765$ мкм.

На наружной цилиндрической поверхности образцов-заготовок второй партии с помощью инструмента (см. рис. 1) имитировали РМР в виде аналогичных однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм, шагом 1 мм и глубиной 16...20 мкм. Характерная продольная профилограмма поверхности образцов-заготовок данной партии представлена на рис. 2. Анализ профилограммы показывает, что по сравнению с исходной (иррегулярной) микрогеометрией поверхности РМР создает значительные по объему смазочные "карманы". Дополнительно на краях канавок РМР формируются так называемые "наплывы" 3, образующие вторичные канавки 4.

На рис. 3 представлена зависимость удельного усилия ОППД от абсолютной фактической деформации i_ϕ . Ее анализ по методикам [1, 3] показывает, что в диапазоне $i_\phi = 0,2...0,5$ мм за счет РМР поверхности образцов-заготовок удельное усилие может быть уменьшено на 2,9...8,28 %.

Как следует из результатов работы [12], при ОППД заготовок из стали 45 без РМР поверхности (смазка И-40) аналогичным инструментом с РМР по сравнению с фильерой без РМР удельное усилие при $i_\phi = 0,5$ мм снижается на 15,8 %. Как следует из результатов работы [3], при ОППД заготовок из стали 45 без РМР поверхности аналогичным инструментом с РМР (смазка И-40 + 50 % "Валены") удельное усилие при $i_\phi = 0,5$ мм снижается на 34 %.

Таким образом, суммарный эффект по удельному усилию с учетом РМР поверхностей инструмента и заготовки может составить 58 %. Дополнительным доказательством снижения удельного усилия ОППД в случае РМР поверхности заготовки (см. рис. 3) может являться зависимость относительного процентного уд-

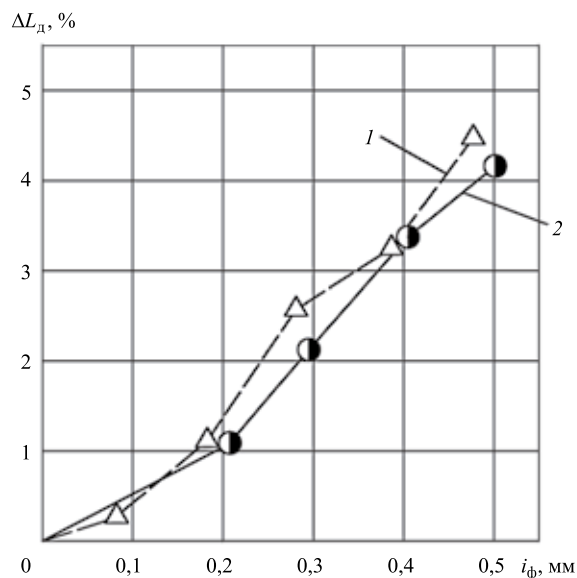


Рис. 4. Зависимость относительного процентного удлинения образцов-деталей ΔL_d от абсолютной фактической деформации:
 1 — образцы-заготовки без РМР поверхности; 2 — образцы-заготовки с РМР поверхности

линия образцов-деталей от i_ϕ (рис. 4). Ее анализ показывает, что чем меньше усилие ОППД, тем меньше относительное процентное удлинение образцов-деталей и наоборот.

На рис. 5 представлена зависимость поля рассеяния диаметра образцов-деталей от i_ϕ . Ее анализ показывает, что при $i_\phi < 0,4$ мм размерная точность получаемых изделий увеличивается для образцов-заготовок с РМР поверхности. Причем более высокая размерная точность в большей мере связана с отклонением профиля продольного сечения, а не овальности (рис. 6).

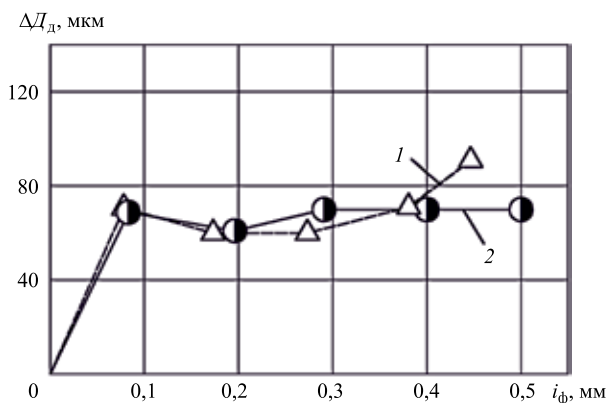


Рис. 5. Зависимость поля рассеяния диаметра образцов-деталей ΔD_d от абсолютной фактической деформации:
 1 — образцы-заготовки без РМР поверхности; 2 — образцы-заготовки с РМР поверхности

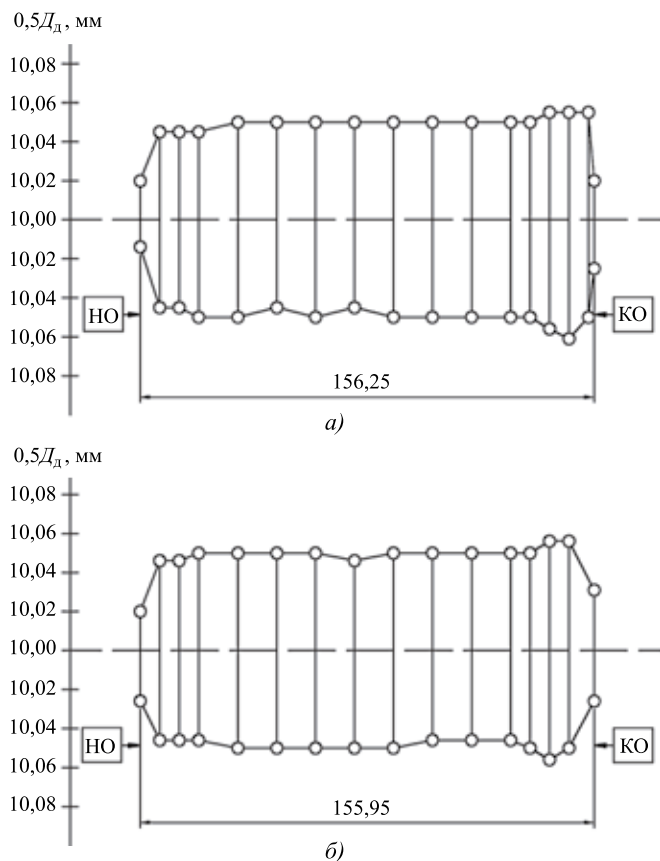


Рис. 6. Характерные профили образцов-деталей:
 а — образец-заготовка без РМР поверхности, обработанная с $i_\phi = 0,475$ мм; б — образец-заготовка с РМР поверхности, обработанная с $i_\phi = 0,501$ мм; НО — начало обработки; КО — конец обработки

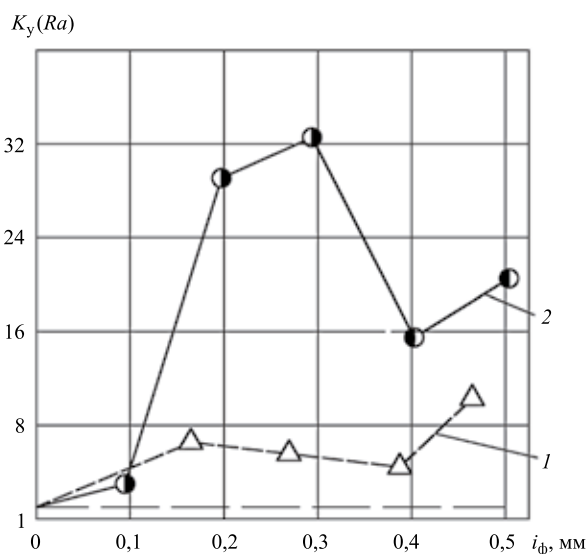


Рис. 7. Зависимость коэффициента уточнения K_y по параметру шероховатости поверхности образцов-деталей от абсолютной фактической деформации:

1 — образцы-заготовки без РМР поверхности; 2 — образцы-заготовки с РМР поверхности

Такой эффект по качеству поверхностного слоя объясняется тем, что при формировании РМР поверхности образцов-заготовок образуется жесткий каркас, препятствующий деформационным искажениям в продольном направлении, которые проявляются в виде фаски смятия переднего торца (НО) и упругого восстановления заднего торца (КО) образцов-деталей (см. рис. 6).

О первоначально предполагаемой интенсификации "эффекта Ребиндера" наглядно свидетельствует зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости Ra (рис. 7) [1, 3]. Анализ зависимости показывает, что за счет аккумуляции в канавках РМР поверхности заготовки значительных объемов металлоплакирующей смазки, содержащей поверхностно-активные вещества, происходит существенное пластифицирование деформируемого слоя на уровне исходной шероховатости. Другая причина такого эффекта заключается в том, что при создании РМР поверхности заготовок формируется развитая дислокационная структура поверхностного слоя, ускоряющая химические реакции.

Из полученных результатов можно сделать следующие выводы: дальнейшее увеличение энергосилового эффекта (см. рис. 3) возможно на основе выполнения РМР поверхности обрабатываемых заготовок с большой глубиной канавок, но меньшего их шага, что еще больше увеличит "маслоемкость" поверхности.

В общем проведенные исследования расширяют информационную базу для совершенствования и развития алгоритмических процедур "систем искусственного технологического интеллекта" [7–10], используемых для синтеза инновационных методов режущей, деформирующей и комбинированной обработки в условиях реализации фундаментально научного открытия "эффект безызносности при трении Гаркунова–Крагельского" [1–6, 13, 15–18].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Повышение** качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин, С.А. Гаврилов, В.В. Ерохин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 21–25.
2. **Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Применение эффекта безызносности при синтезе металлоплакирующих смазок для экстремальных условий трения // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 29–33.
3. **Гаврилов С.А.** Совершенствование процесса поверхностного пластического деформирования на основе приме-

нения металлолакирующих смазочных материалов // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2013. № 4. С. 33—39.

4. **Формирование** очагов деформации при охватывающем поверхностном пластическом деформировании / А.В. Щедрин, С.А. Гаврилов, И.В. Косарев и др. // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 10. С. 3—7.

5. **Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Сергеев Е.С.** Исследование технологических возможностей комбинированного инструмента для охватывающей обработки с параллельным сочетанием резания и деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 5. С. 40—44.

6. **Проектирование** инструмента со сферическими деформирующими элементами для охватывающей обработки длинномерных заготовок / А.В. Щедрин и др. // Вестник машиностроения. 2015. № 8. С. 59—61.

7. **Трибология** как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15—20.

8. **Теоретические** и экспериментальные исследования охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях применения металлолакирующих смазочных материалов / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 2. С. 11—17.

9. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20—26.

10. **Ярославцев В.М.** Разработка методологии поиска новых методов обработки и ее практическая реализация //

Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2007. № 2. С. 56—70.

11. **Повышение** эффективности методов комбинированного волочения за счет регуляризации микрогеометрии рабочей поверхности инструмента / А.В. Щедрин и др. // Вестник машиностроения. 2006. № 11. С. 58—60.

12. **Исследование** комбинированного волочения инструментом с регулярным микрорельефом / А.В. Щедрин и др. // Вестник машиностроения. 2008. № 4. С. 78—80.

13. **Трибология** на основе самоорганизации / Д.Н. Гаркунов, Э.Л. Мельников, В.Г. Бабель, А.В. Щедрин и др. Германия: LAMBERT. 245 с.

14. **Shchedrin A.V.** Combined machining of parts // Russian Engineering Research. 1997. Vol. 17. № 5. P. 63—65.

15. **Влияние** металлолакирующей присадки "Валена" на показатели комбинированной обработки / М.А. Зинин, С.А. Гаврилов, А.В. Щедрин и др. // Вестник машиностроения. 2011. № 9. С. 77—81.

16. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Оптимизация рецептуры металлолакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76—79.

17. **Щедрин А.В., Козлов А.Ю.** Совершенствование технологии применения металлолакирующих смазочных материалов в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования инструментом с регулярной микрогеометрией // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 3. С. 8—12.

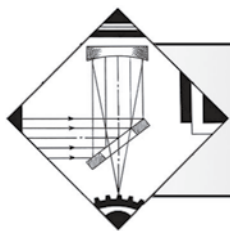
18. **Совершенствование** комбинированных методов редуцирования и прошивания / А.В. Щедрин и др. // Metallurg. 2005. № 10. С. 66—69.

Читайте в следующем номере

Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Белый А.Н., Дема Р.Р., Кадошников В.И., Нефедьев С.П., Харченко М.В. Адгезионная прочность покрытий, сформированных деформационным плакированием гибким инструментом

Филимонов С.В., Кокорина И.В., Филимонов В.И. Предварительное деформационное упрочнение заготовок при формовке гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования

Шин И.Г., Назаров С.Р., Сапаев У.А. Расчет технологических остаточных напряжений по кривой деформирования обрабатываемого материала



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.791.92

В.А. Лебедев (Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев),
С.В. Драган, И.В. Симутенков (Национальный университет кораблестроения им. адмирала Макарова,
г. Николаев, Украина)
E-mail: lebedevvladimir@ukr.net

Влияние высокочастотных колебаний электродной проволоки при автоматической наплавке под флюсом на свойства наплавленного слоя

Высокочастотные колебания электродной проволоки при автоматической наплавке под флюсом хромоникелевой проволокой Sv-06X19H9T на сталь ВСт3сп обеспечивают повышение концентрации хрома и никеля в наплавленном слое вследствие уменьшения степени разбавления наплавляемого легированного металла нелегированным металлом основы. При многослойной наплавке проволокой Sv-08A под керамическим флюсом АНК-18 требуемая твердость наплавленного слоя достигается уже в первом слое. В диапазоне режимов с малой погонной энергией высокочастотные колебания не приводят к ухудшению структуры наплавленного металла.

Ключевые слова: автоматическая наплавка, колебания электрода, свойства наплавленного слоя, химический состав, твердость.

High-frequency vibrations of the electrode wire for automatic submerged cladding of nickel chrome wire Sv-06H19N9T on steel VSt3sp increased concentration of chromium and nickel in the cladding layer due to reduce the stake of the base metal. When the multi-layer cladding with wire Sv-08A under the ceramic flux ANK-18 required hardness of the cladding layer is achieved in the first layer. In the investigated range of modes of high-frequency vibrations do not impair the structure of the cladding metal.

Keywords: automatic cladding, electrode vibrations, cladding layer properties, composition of chemistry, hardness.

Для получения заданных геометрии и структуры наплавленного слоя при наплавочных работах используют различные методы регулирования тепловложения и физико-химического воздействия на дугу и сварочную ванну [1–3]. Управление геометрией наплавляемого валика позволяет регулировать долю участия основного металла (ДОМ) в наплавленном слое, а управление структурой обеспечивает необходимые механические характеристики металла наплавки. Одним из средств снижения ДОМ при автоматической наплавке под флюсом (АНФ) конструкционных сталей является использование высокочастотных (более 100 Гц) колебаний торца электродной проволоки путем воздействия на нее механическим импульсом [4, 5]. Так как ДОМ характеризует степень разбавления наплавляемого слоя металлом основы, то при наплавке на конструкционную нелегированную сталь легированной проволокой с высокочастотными колебаниями следует ожидать повышенной концентрации легирующих элементов в наплавленном слое и, как следствие, улучшения его эксплуатационных характеристик.

Вместе с тем применение высокочастотных колебаний электрода (ВКЭ) при АНФ изменяет характер переноса электродного металла – от крупнокапельного к мелкокапельному [6], что может оказать влияние на структуру металла наплавки, его химический состав и механические свойства. Поэтому задача определения влияния ВКЭ на химический состав, структуру и механические свойства наплавленного слоя при АНФ является актуальной.

Управление геометрией проплавления при АНФ с ВКЭ основано на рассредоточении теплового потока и силового действия сварочной дуги на основной металл. Это позволяет увеличивать ширину наплавляемого валика и уменьшать глубину проплавления без изменения основных параметров режима [4, 5]. При этом происходит перераспределение площади поперечного сечения валика: в основном металле она уменьшается, а в наплавленном – возрастает [4, 6]. Результатом является снижение ДОМ, что способствует улучшению свойств наплавленного слоя. Однако сведения о влиянии ВКЭ на структуру, химический состав и механи-

ческие характеристики наплавленного слоя при АНФ в литературе отсутствуют.

Цель работы — экспериментальное исследование влияния ВКЭ на химический состав, структуру и твердость наплавленного слоя при АНФ конструкционной и высоколегированной коррозионно-стойкой стали.

Для исследования влияния ВКЭ на свойства слоя, наплавленного на образцы, изготовленные из конструкционной стали марки ВСтЗсп, наплавляли валики электродными проволоками диаметром 2 мм на режимах: $I_{св} = 200...250$ А; $U_{д} = 27...30$ В; $V_{св} = 18...22$ м/ч ($q_{п} = 9,2...10,4$ кДж/см), рекомендованных [7]. В качестве образцов использовали пластины размером $500 \times 200 \times 10$ мм. Длину образцов выбирали из условия исключения влияния переходных процессов, связанных с зажиганием и гашением дуги, а также с выходом механического генератора, инициирующего ВКЭ, на устойчивый режим работы.

Для исследования влияния ВКЭ на химический состав наплавленного металла использовали плавильный безокислительный флюс 48-ОФ-6 и проволоку Св-06Х19Н9Т, а при определении влияния ВКЭ на твердость наплавленного металла — керамический флюс АНК-18 в сочетании с проволокой Св-08А. Такую же электродную проволоку и флюс ОСЦ-45 использовали при изучении влияния ВКЭ на структуру металла.

Работы выполняли на стенде, состоящем из сварочного комплекса АСТ 1000 (инверторный источник питания и сварочный трактор) и генератора высокочастотных импульсных воздействий на электрод, закрепленного на сварочной головке. Для металлографических исследований и геометрии проплавления из образцов механическим путем были вырезаны темплеты. Подготовку шлифов, химический анализ металла и измерения твердости выполняли по стандартным методикам [8].

Размеры и площадь наплавленного валика определяли на десятикратно увеличенных изображениях, полученных с помощью сканера. Химический анализ металла проводили на трех участках (рис. 1) с помо-

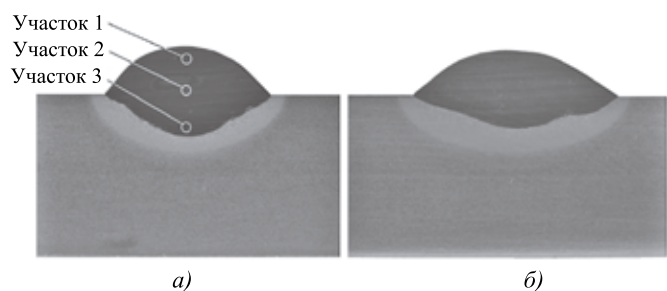


Рис. 1. Макрошлифы валиков, наплавленных проволокой Св-06Х19Н9Т:

a — без колебаний электрода; *б* — с колебаниями электрода частотой $f_k = 140$ Гц

щью растрового электронного микроскопа-микроанализатора РЭММА-102-02, твердость измеряли твердомером ТП-10, микроструктуру изучали с помощью микроскопа NEOFOT.

Высокочастотные импульсные воздействия на электрод, вызывающие высокочастотные колебания торца электродной проволоки, создавали вдоль и поперек направления наплавки. Параметры колебаний изменяли в следующих диапазонах: частоту f_k от 140 до 250 Гц, амплитуду A_k от 7 до 10 мм.

Сопоставление макрошлифов валиков (см. рис. 1), наплавленных без колебаний и с поперечными ВКЭ, подтверждает установленные ранее закономерности изменения геометрии при наплавке с ВКЭ — рост ширины валика и снижение глубины проплавления основного металла. Так, при практически неизменной высоте валика его ширина увеличилась с 10,3 до 12,9 мм (25,2 %), а глубина проплавления уменьшилась с 2,6 до 2,0 мм (23,1 %).

Химический анализ наплавленного металла проводили не менее чем в десяти точках для каждого из обозначенных на рис. 1, *a* участков, после чего полученные по каждому участку данные усредняли. Результаты определения содержания основных легирующих элементов, входящих в состав электродной проволоки, — хрома и никеля — свидетельствуют (рис. 2) об увеличенной концентрации этих элементов при наплавке с ВКЭ. Во флюсе марки 48-ОФ-6 указанные химические элементы отсутствуют.

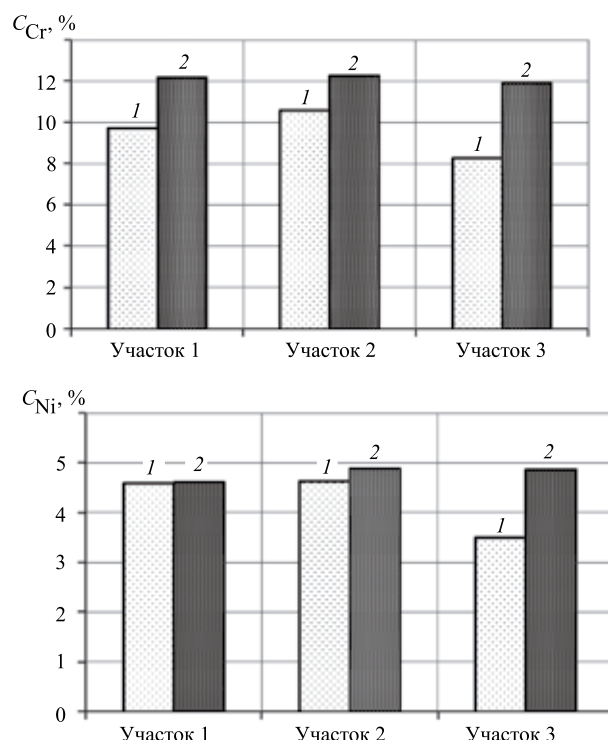


Рис. 2. Изменение концентрации хрома C_{Cr} и никеля C_{Ni} в металле, наплавленном проволокой Св-06Х19Н9Т:

1 — без колебаний; 2 — с колебаниями частотой $f_k = 140$ Гц

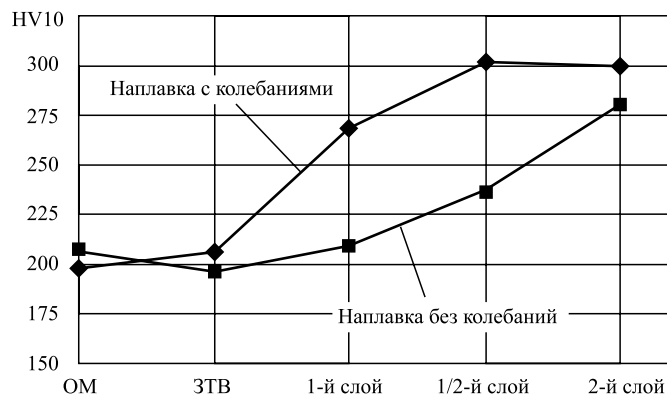


Рис. 3. Распределение твердости по глубине двухслойной наплавки проволокой Св-08А под флюсом АНК-18 при частоте колебаний электрода $f_k = 250$ Гц:

ОМ — основной металл; ЗТВ — зона термического влияния

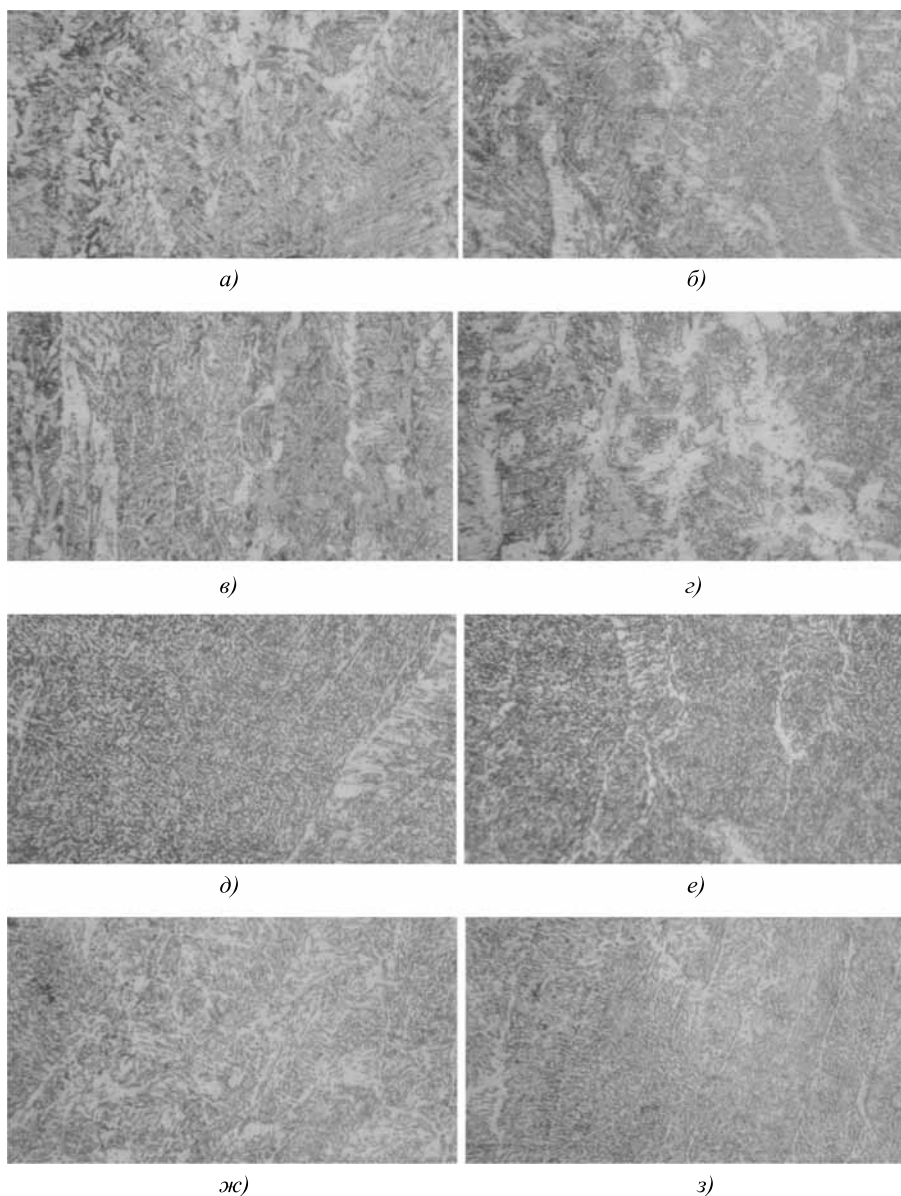


Рис. 4. Микроструктура металла, наплавленного проволокой Св-08А ($\times 180$):

a, в, д, ж — без колебаний электрода; *б, г* - с высокочастотными поперечными колебаниями; *е, з* — с высокочастотными продольными колебаниями; *a, б, д, е* — участок 1 на рис. 1, *а, в, г, ж, з* — участок 2

Повышенное содержание хрома и никеля обусловлено мелкокапельным переносом электродного металла и меньшим перемешиванием его с металлом основы. Для исследованных режимов ДОМ при наплавке без колебаний составляет 0,49, а при воздействии ВКЭ — 0,36.

Результаты выполненного экспериментального исследования удовлетворительно согласуются с расчетом по общеизвестным формулам [9] (таблица).

Содержание хрома и никеля в металле, наплавленном проволокой Св-06Х19Н9Т под флюсом 48-ОФ-6

Химический элемент	в проволоке	Содержание, % мас.			
		в наплавленном валике			
		Без колебаний		С колебаниями	
		Расчет	Эксперимент	Расчет	Эксперимент
Хром	$\frac{18...20}{19}$	9,6	$\frac{8,2...10,7}{9,5}$	12,2	$\frac{11,9...12,3}{12,1}$
Никель	$\frac{8...10}{9}$	4,6	$\frac{3,7...4,6}{4,2}$	5,7	$\frac{4,6...4,9}{4,8}$

Примечание. В знаменателе указано среднее значение.

Исследования влияния ВКЭ на твердость наплавленного металла при двухслойной наплавке проволокой Св-08А под флюсом АНК-18 показали (рис. 3), что вследствие снижения ДОМ в первом слое твердость наплавленного металла повышается на 50 HV10 по сравнению с наплавкой, выполненной без колебаний, и достигает 300 HV10. При наплавке по стандартной технологии такая твердость обеспечивается только во втором слое [7].

Влияние ВКЭ на структуру металла изучали по микрошлифам (рис. 4) после наплавки проволокой Св-08А без колебаний и с колебаниями электрода в продольном и поперечном направлениях. Оценку влияния выполняли в соответствии с методикой [10] путем сопоставления количества зерен, приходящихся на единицу площади шлифа, и среднего размера зерна. Сравнение структур не показало отрицательного влияния ВКЭ на условия формирования наплавленного слоя в диапазоне режимов с малой погонной энергией. При наплавке электродной проволокой большего диаметра, на более мощных режимах, возможен положительный эффект влияния ВКЭ на структуру. Такие исследования предусмотрены программой дальнейших работ.

В процессе исследований установлено также, что использование высокочастотных колебаний электрода при наплавке под флюсами ОСЦ-45, АН-348-А, 48-ОФ-6, АНК-18, рекомендованными нормативными документами [7], не приводит к снижению качества формирования наплавленного слоя, поэтому указанные марки флюсов могут применяться при АНФ с ВКЭ без ограничений.

Таким образом, результаты выполненных исследований доказывают, что технология автоматической наплавки конструкционных сталей под флюсом с ВКЭ обеспечивает наряду с повышением производительности экономию наплавочных материалов и электроэнергии за счет уменьшения числа проходов, необходимых для получения благоприятных химического состава и структуры наплавленного металла или его нормированной твердости.

Разработанная технология автоматической наплавки конструкционных сталей под флюсом с ВКЭ удовлетворяет требованиям РД 212.0080—87 (распространяется на судовые механизмы и устройства, детали механизмов подъемно-транспортной техники портов и гидротехнических сооружений).

Выводы

При наплавке проволокой Св-08А с высокочастотными поперечными колебаниями в исследованном диапазоне режимов ширина валика увеличивается на 25,2 %, глубина проплавления уменьшается на 23,1 %, доля участия основного металла снижается с 0,49 до 0,36.

При двухслойной наплавке с ВКЭ проволокой Св-08А под флюсом АНК-18 из-за снижения ДОМ нормативная твердость наплавленного металла достигается в первом слое.

Содержание основных легирующих элементов — хрома и никеля — при наплавке хромоникелевой проволокой Св-06Х19Н9Т с высокочастотными колебаниями превышает содержание их в наплавленном слое на 27 и 14 % соответственно по сравнению с наплавкой без колебаний.

Колебания электродной проволоки с частотой 140...250 Гц в исследованном диапазоне режимов наплавки при использовании сварочных материалов, рекомендованных РД 212.0080—87, не приводят к снижению качества формирования наплавленного слоя и структуры наплавленного металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Размышляев А.Д., Миронова М.В. Магнитное управление формированием валиков и швов при дуговой наплавке и сварке. Мариуполь: Изд-во ПГТУ, 2009. 242 с.
2. Панарин В.М., Воронцова Н.В., Воронцов Н.И. Автоматическое управление дуговой сваркой с поперечными колебаниями плавящегося электрода // Сварочное производство. 2004. № 11. С. 21—23.
3. Роянов В.А., Псарас Г.Г., Захарова И.В. Технологические особенности электродуговой наплавки с поперечным колебанием дуги // Вестник ПГТУ. 2002. Вып. 12. С. 1—3.
4. Управление размерами валика при наплавке под флю-

сом с поперечными высокочастотными импульсными перемещениями электрода / В.А. Лебедев, С.В. Драган, Ж.Г. Голобородько, И.В. Симутенков // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 4. С. 6—10.

5. **Влияние** высокочастотных колебаний электрода на геометрию проплавания при автоматической наплавке под флюсом / С.В. Драган, Ю.А. Ярослав, И.В. Симутенков, В.Я. Трембич / Shipbuilding & Marine infrastructure. 2015. № 1 (3). С. 76—86.

6. **Технологические** характеристики автоматической наплавки под флюсом с высокочастотными колебаниями торца электрода / В.А. Лебедев, С.В. Драган, Ж.Г. Голобородько и др. // Автоматическая сварка. 2014. № 8 (734). С. 35—38.

7. РД 212.0080—87. Руководящий документ по стандартизации. Правила. Автоматическая наплавка стальных цилиндрических деталей углеродистой и коррозионно-стойкой сталью под флюсом. Основные положения. М., 1988. 57 с.

8. **Малинина Р.И.** Практическая металлография. М.: Ин-термет Инжиниринг, 2002. 240 с.

9. **Лебедев Б.Д., Перемитко В.В.** Расчетные методы в сварке плавлением: Учебн. пособие. Днепропетровск: Изд-во ДГТУ. 1998. 285 с.

10. **ГОСТ 5639—82** Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. М.: Изд-во стандартов, 1983. 23 с.

УДК 621.791.92: 621.78.013.7

В.М. Макиенко, И.О. Романов, Е.М. Баранов, Д.Г. Перваков, П.В. Соколов
(Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск)
E-mail: main_tm@festu.khv.ru

Исследование влияния трехфазной косвенной дуги на формирование легированного покрытия

Представлены установка для наплавки порошковой проволокой с применением вспомогательной трехфазной дуги косвенного действия и экспериментальные данные, свидетельствующие об эффективности ее использования при формировании покрытий, работающих в условиях интенсивного трения.

Ключевые слова: наплавленный металл, трехфазная дуга, порошковая проволока, тепловые поля.

A system for welding with flux cored wire by a three-phase auxiliary arc and indirect experimental evidence, showing the effectiveness of its use in the restoration of parts, working in conditions of intense friction.

Keywords: weld metal, three-phase arc, flux-cored wire, thermal field.

Введение

В настоящее время немало внимания уделяется разработке новых сварочных материалов в целях обеспечения высоких физико-механических характеристик сформированного покрытия. Это, безусловно, актуально в условиях современного развития производства. Однако одной из первоочередных задач для достижения указанной цели является совершенствование сварочного оборудования, технологической оснастки и технологий. Например, в работе [1] указывается на возможность использования косвенной дуги для повышения износостойкости обрабатываемых поверхностей. Изучение литературных источников показывает, что исследования по влиянию косвенной дуги на формирование покрытий носят разрозненный характер и не являются достаточными для объективной оценки. Поэтому проведение экспериментальной работы в этом направлении необходимо. В данной статье представлены результаты экспериментов по возможности использования опережающей трехфазной косвенной дуги при наплавке износостойкого слоя порошковыми проволоками.

Методика исследований

Для наплавки использовали установку и оборудование, представленные на рис. 1, 2. Применение дан-

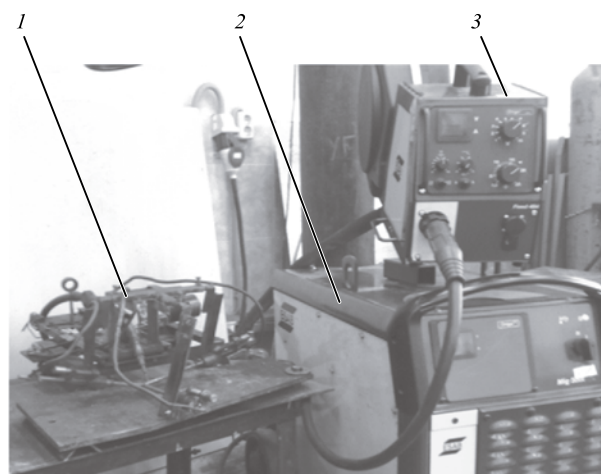


Рис. 1. Установка и оборудование для наплавки порошковой проволокой с опережающей трехфазной дугой:

1 — установка для наплавки; 2 — источник питания; 3 — механизм подачи проволоки

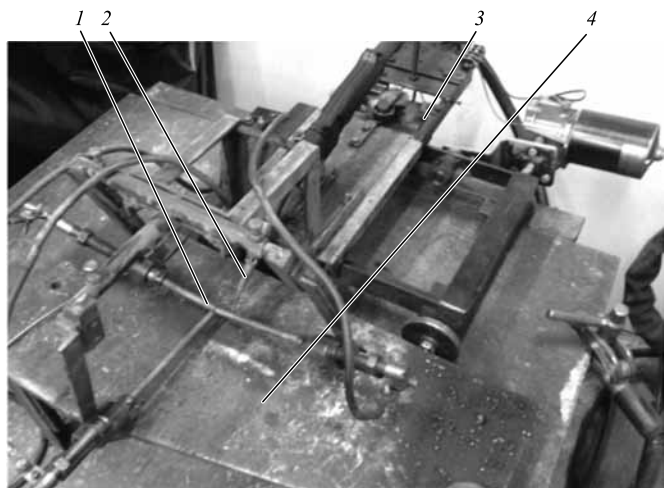


Рис. 2. Установка автоматической наплавки порошковой проволокой с опережающей трехфазной дугой:

1 — графитовые электроды; 2 — горелка для порошковой проволоки; 3 — самоходная каретка; 4 — наплавляемая поверхность

ной установки позволяет обеспечить предварительный и сопутствующий подогрев поверхности за счет косвенного воздействия трехфазной опережающей дуги. В результате этого повышается температура шлаковой ванны, что должно повысить стабильность процесса и обеспечить однородность структуры, повышая тем самым износостойкость наплавленного слоя.

Для наплавки использовали следующее оборудование и материалы:

сварочный полуавтомат, состоящий из источника питания марки ESAB Mig 500t и механизма подачи Origo Feed 484; сила тока 370...420 А; напряжение 28...30 В;

источник питания трехфазной косвенной дуги ВС-600; напряжение на дуге 70 В; сила тока 65 А;

порошковую проволоку диаметром 2,8 мм; графитовые электроды диаметром 8 мм; материал для наплавки — сталь 20.

Для исследования сформированного покрытия применяли следующее оборудование:

микроструктуру полученного слоя исследовали на микроскопах ЛабОмет-И2, ПМТ-3 при увеличении от 100 до 800 раз, микротвердость определяли при нагрузке 0,981 Н (100 гс) и выдержке 10 с;

химический состав определяли с помощью приборов "Спектроскан МАКС-GV" и "Стилоскоп СЛ13";

испытания на износостойкость проводили на машине трения ИИ-5018 в условиях трения без смазки

в течение 1 ч при нагрузке 1000 Н. Потерю массы исследуемых образцов сравнивали с потерями массы эталонных образцов сталей, широко распространенных в машиностроении. Коэффициент износостойкости рассчитывали относительно стали 25ХГМ.

Эксперимент и анализ опытных данных

Для проведения экспериментов использовали шихту порошковой проволоки, разработанной [2] с добавлением легирующих компонентов из минерального сырья Дальневосточного региона, следующего состава, % мас.: CaWO_4 — 39,2; С — 35,8; ZrO_2 , SiO_2 — 25.

Для оценки влияния температуры нагрева на структуру основного и наплавленного металла необходимо знать температуры металла на участках поверхности, различно удаленных от шва, в момент прохождения дуги. Определение расчетных температур проводили по теории распространения теплоты при сварке [3]. Используя расчеты и программу Maple7, установили распределение температур при наплавке пластины толщиной 12 мм с воздействием косвенной дуги. Результаты расчета представлены на рис. 3.

Видно, что температура предварительного подогрева на выбранных режимах может достигать 1000 °С, а температура основного процесса составляет 3000 °С. Однако, как показали исследования [4], результаты расчета процесса распространения теплоты значительно расходятся с результатами эксперимента. Экспериментально установлено, что предварительный подогрев косвенной дугой составляет 350...400 °С. Исходя из литературных источников [5] можно считать, что данная температура должна способствовать получению однородной структуры.

Составы наплавленного металла порошковой проволокой без применения трехфазной дуги и с ее применением приведены в табл. 1. Микроструктуры зоны сплавления, наплавленного слоя и микротвердость без применения трехфазной дуги показаны на рис. 4...6.

Из рис. 4 видно, что структура в зоне сплавления имеет явно выраженный переход от основного металла к наплавленному. Наплавленный металл представлен троостомартенситной структурой (рис. 5), состоящей из зерен троостита и игольчатых включений мартенсита, возникших в результате быстрого охлаждения, микротвердость наплавленного слоя (рис. 6) колеблется от 378 до 573 НВ.

Микроструктуры зоны сплавления, наплавленного слоя и микротвердость слоя, наплавленного с применением трехфазной дуги, показаны на рис. 7—9.

Таблица 1

Состав наплавленного металла, % мас.

Элемент	С	Si	Zr	W	Cr	Cu	S	P
Без применения трехфазной дуги	1,0...1,2	0,01	0,0009	0,60	0,03	0,23	0,01	0,03
С применением трехфазной дуги	1,2...1,3	0,09	0,008	0,74	0,06	0,25	0,01	0,025

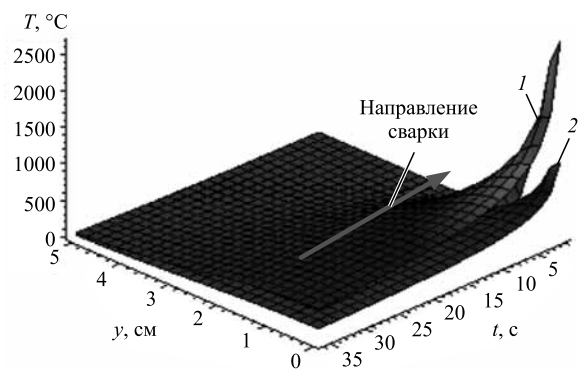


Рис. 3. Расчетные распределения температур T :
 1 — предварительный нагрев; 2 — основной процесс;
 t — время; y — расстояние от оси шва

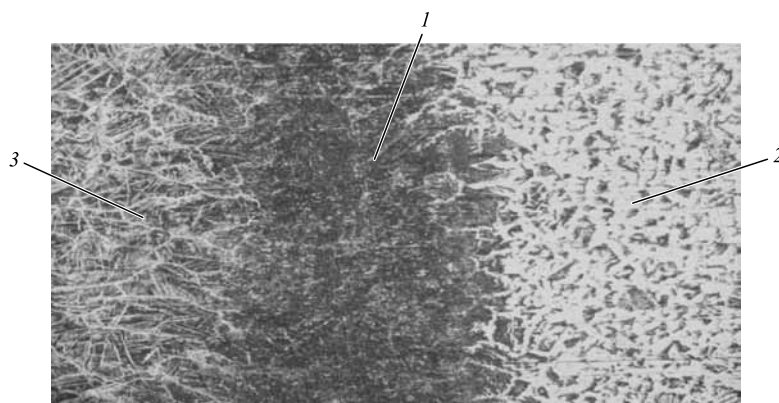


Рис. 4. Микроструктура зоны сплавления (1) основного металла (2) и наплавленного слоя (3) без применения трехфазной дуги ($\times 200$)

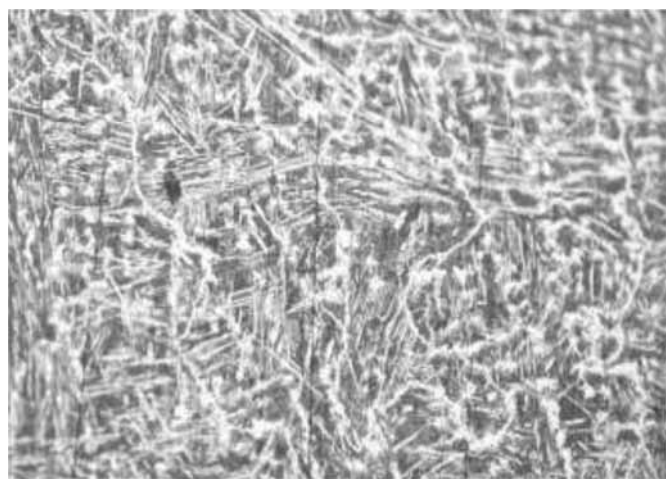


Рис. 5. Микроструктура наплавленного слоя порошковой проволокой без применения трехфазной дуги ($\times 200$)

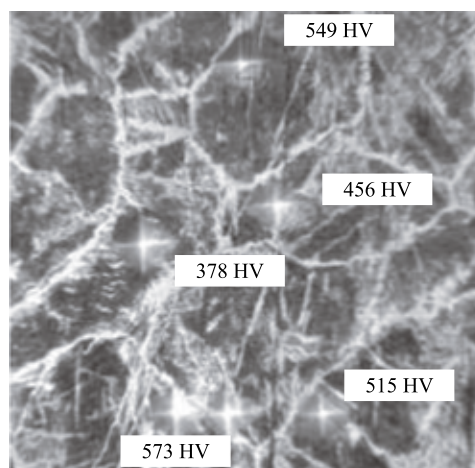


Рис. 6. Микротвердость наплавленного слоя порошковой проволокой без применения трехфазной дуги ($\times 800$)

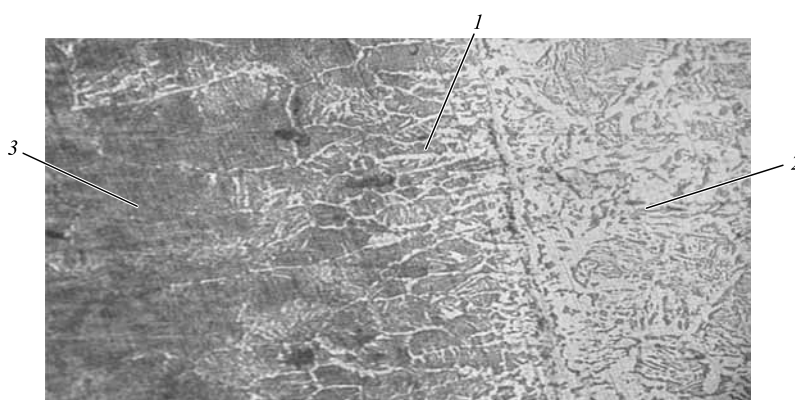


Рис. 7. Микроструктура зоны сплавления (1) основного металла (2) и наплавленного слоя (3) с применением трехфазной дуги ($\times 200$)

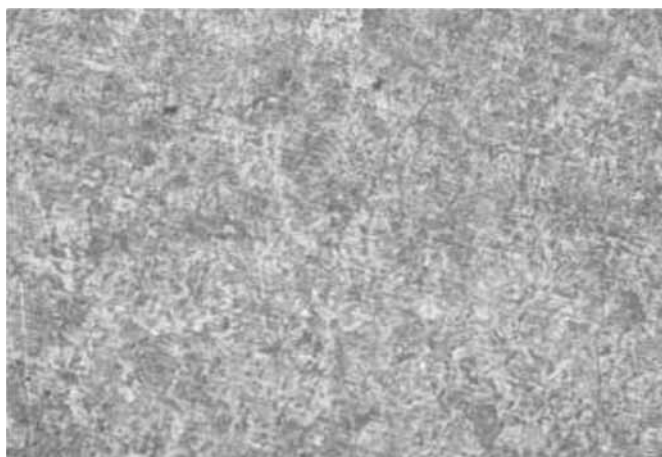


Рис. 8. Микроструктура наплавленного слоя порошковой проволокой с применением трехфазной дуги (×200)

На рис. 7 видно, что структура в зоне сплавления имеет более плавный переход от основного металла к наплавленному по сравнению с зоной сплавления без применения трехфазной дуги. Наплавленный металл представляет собой однородную сорбитную структуру (рис. 8), что подтверждается микротвердостью наплавленного слоя (рис. 9) — она колеблется от 390 до 407 НВ.

Полученные данные свидетельствуют о легировании наплавленного металла вольфрамом, медью, кремнием и углеродом. Структура слоя, сформированного без применения трехфазной дуги, является неоднородной, что обуславливает его охрупчивание и снижение износостойкости. В случае подогрева металла трехфазной косвенной дугой структура слоя, наплавленного порошковой проволокой, является однородной (легированный сорбит). Легирование металла должно приводить к уменьшению критической скорости охлаждения, что может привести к образованию мартенсита в структуре [6], это наблюдается при наплавке порошковыми проволоками без подогрева. Общий подогрев в случае действия трехфазной косвенной дуги, снижая общую скорость охлаждения при не-

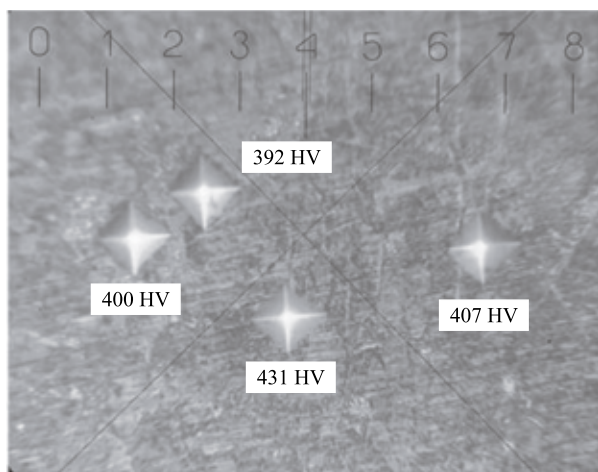


Рис. 9. Микротвердость наплавленного слоя порошковой проволокой с применением трехфазной дуги (×800)

котором снижении критической скорости, исключает образование мартенсита в структуре. Этим достигаются структурная однородность слоя и повышение износостойкости. Данные закономерности приведены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства наплавленных слоев исследуемых материалов

Материал	Твердость НВ	Износостойкость относительно стали 25ХГМ
Опытный образец без подогрева	341...388	2,3
Опытный образец с подогревом	281...302	3,4
Основной материал 25ХГМ	363	1

Выводы

1. Применение косвенной трехфазной дуги при автоматической наплавке порошковыми проволоками способствует снижению сублимации легирующих компонентов, что увеличивает их содержание в сформированном покрытии.

2. Применение косвенной трехфазной дуги в качестве предварительного подогрева при наплавке приводит к увеличению общей температуры процесса, что способствует получению более однородной микроструктуры наплавленного слоя, несмотря на более низкую твердость, и приводит к значительному повышению его износостойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2510427 РФ. Способ нанесения металлокерамического покрытия на стальную деталь с использованием электрической дуги косвенного действия / Соловьев Р.Ю., Рыжих Ю.Л., Юдников А.С., Денисов В.И.; заявитель и патентообладатель: Всероссийский научно-исследовательский технологический институт ремонта и эксплуатации машинотракторного парка РАСХН. № 2009110351/02; заявл. 24.03.2009; опубл. 10.08.2014.

2. Романов И.О. Исследование и разработка порошковой проволоки циркониевого типа для наплавки деталей из марганцовистой стали: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Барнаул, 2008. 23 с.

3. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых полей при сварке. М.: Машгиз, 1951. 296 с.

4. Ларионов В.П. Сварка и проблемы вязкохрупкого перехода. Изд-во СО РАН, 1998. 593 с.

5. Шахматов М.В., Яковлев Д.С. Моделирование тепловых процессов при многодуговой сварке // Сварка и диагностика. 2015. № 2. С. 49—53.

6. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: учеб. для вузов. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.

¹С.С. Сомотугин, ²В.И. Лавриненко, ¹Е.В. Кудинова, ¹Ю.С. Сомотугина
(¹Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь, Украина,
²Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля, г. Киев, Украина)
E-mail: samotugin_s_s@pstu.edu

Свойства и работоспособность инструментальных твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования

Рассмотрены перспективы использования высококонцентрированных источников энергии для повышения работоспособности твердых сплавов. Проведены экспериментальные исследования на износостойкость, трещиностойкость методом индентирования, металлографических и фраттографических исследований, на основании анализа результатов которых установлена возможность одновременного повышения твердости и трещиностойкости спеченных сплавов ВК и ТК при поверхностном модифицировании высококонцентрированной плазменной струей.

Ключевые слова: работоспособность, стойкость инструмента, оптимальные режимы, эксплуатационные свойства, трещиностойкость, твердосплавный инструмент, плазменная обработка, плазменная струя, упрочненный слой, карбидная связка.

The article deals with the prospects for the use of highly concentrated energy sources to improve the performance of hard alloys. Conducted an experimental study on the wear resistance, fracture toughness by indentation, metallographic and fractographic research, based on an analysis which established the possibility of the simultaneous increase of hardness and fracture toughness of the sintered alloys VC and TC for surface modification of a highly concentrated plasma jet.

Keywords: efficiency, tool life, optimal modes, operating properties, fracture toughness, carbide tools, plasma treatment, plasma jet, hardened layer, bunch of carbide.

Качество и уровень эксплуатационных свойств современных инструментальных твердых сплавов отечественного и импортного производства не позволяют в полной мере удовлетворить требованиям к высокоэффективным методам обработки. Актуальным наряду с созданием новых марок сплавов является развитие методов упрочняющей обработки, позволяющих получить качественно новый уровень свойств твердых сплавов и тем самым значительно повысить работоспособность и надежность режущего инструмента.

В настоящее время наиболее перспективными направлениями развития упрочняющих технологий для твердосплавного инструмента являются:

нанесение износостойких покрытий методами химического насыщения (CVD-процесс) или физического насыщения (PVD-процесс) [1];

упрочняющая обработка с использованием объемного (печного) нагрева [2] или поверхностного нагрева высококонцентрированными источниками энергии — лазерным лучом [3] и плазменной струей [4, 5].

Высокие триботехнические свойства покрытий обусловлены в значительной степени их уникальными свойствами — очень высокой микротвердостью (до 25 000 МПа); высокой плотностью дислокаций, обладающих высокой термической устойчивостью, аномально высокими остаточными напряжениями сжатия (до 4000 МПа, что в 5...10 раз выше, чем при других методах термического и химико-термического упрочнения). Вместе с тем толщина таких покрытий очень

мала — обычно 3...5 мкм [1]. Несмотря на определенные успехи в развитии новых типов упрочняющих покрытий и технологии их нанесения проблема в целом еще далеко не решена. Как отмечается в работе [6], универсального покрытия для различных условий работы инструмента нет. Покрытия на основе титана (TiN, TiC) эффективны лишь при резании узкого круга обрабатываемых материалов, прежде всего углеродистых сталей.

Преодолеть указанные недостатки в значительной степени позволяет использование методов поверхностного упрочнения инструментальных материалов обработкой высококонцентрированными источниками нагрева (ВКИН) — лазерным лучом и плазменной струей. Большинство работ по лазерному упрочнению твердых сплавов выполнены с использованием импульсного излучения [7—9]. При лазерном упрочнении в твердых сплавах происходят те же фазовые и структурные превращения, что и при объемной термической обработке. Однако в условиях сверхскоростного нагрева возможно повышение температуры воздействия (вплоть до температуры плавления карбидов) без опасности нарушения сплошности и выгорания связки. Тем самым значительно повышается эффективность термообработки.

Но лазерное излучение в настоящее время еще не получило широкого и повсеместного практического использования, а внедрено лишь на крупных предприятиях с высокой культурой производства [10]. Это обусловлено рядом недостатков такой обработки — вы-

сокой стоимостью оборудования, недолговечностью материалов линз и зеркал, необходимостью применения поглощающих покрытий для повышения КПД, защиты обслуживающего персонала от рассеянного лазерного излучения, сложностью оперативного контроля характеристик упрочненного слоя, малой производительностью обработки поверхностей большой протяженности.

Указанных недостатков практически лишен другой метод обработки ВКИН — плазменной струей. Имеется обширный опыт использования плазменного упрочнения инструмента различных типов и назначения, в том числе и твердосплавного [4, 5]. Но много вопросов остаются нерешенными. В первую очередь, отсутствует теоретическое обоснование выбора оптимальных технологических параметров плазменного упрочнения твердосплавного инструмента в целях достижения наиболее высокой работоспособности инструмента.

Исследования по выбору оптимальных режимов плазменной обработки твердосплавного инструмента выполнялись на режущих пластинах, резцах с напаянными пластинами и неперетачиваемых пластинах для резцов с механическим креплением из твердых сплавов систем WC—Co (типа ВК) и WC—TiC—Co (типа ТК) с различным содержанием карбидов и связующей фазы. Состав и исходная твердость исследованных сплавов приведены в таблице.

Структура сплавов ВК в исходном состоянии представляет собой свободные и контактирующие частицы карбидов вольфрама, погруженные в твердый раствор вольфрама и углерода в кобальте (рис. 1, а). Сплавы ТК в исходном состоянии (после спекания) имеют трехфазную структуру и состоят из овальных кристаллов сложных карбидов (Ti, W)C, образующихся в результате диффузии и растворения W и C в TiC при спекании, зерен карбида WC граненой формы и связующей кобальтовой фазы (рис. 1, б). С увеличением содержания связующей фазы исходная твердость сплавов ВК и ТК снижается (см. таблицу).

Выбор оптимальных режимов плазменной обработки твердосплавного инструмента выполнен с использованием расчетных моделей, рассмотренных в работе [10].

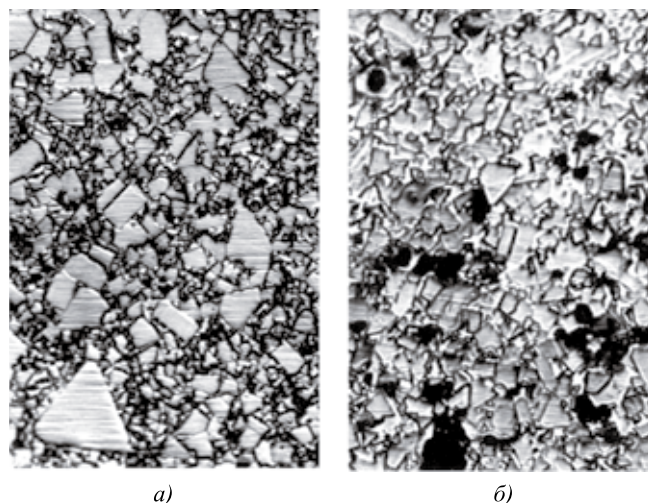


Рис. 1. Микроструктура твердых сплавов в исходном состоянии:

а — ВК4; б — Т5К10; ×2500

Исследованиями установлено, что наиболее высокие значения твердости исследованных сплавов достигаются при плазменной обработке без расплавления связки — при нагреве до температур 1300...1495 °С. В этом случае основным процессом, определяющим структуру и свойства упрочненной зоны, является контактное плавление межфазных границ "карбид—связка". Как показано в работе [12], оно может происходить при температурах на сотни градусов ниже температур плавления фаз и не связано с предшествующей диффузией компонентов.

Появление тонких прослоек жидкой фазы на межфазных границах при нагреве спеченных твердых сплавов до высоких температур определяется условиями взаимодействия карбидов и связки — отношением поверхностных энергий γ_k/γ_c (смачиваемостью карбидов жидкой связующей фазы) и растворимостью карбидов в связке.

Для сплавов WC—Co контактное плавление межфазных границ в условиях хорошей смачиваемости компонентов (угол смачиваемости $\theta \approx 0$) способствует разделению плотных групп карбидов на мелкие частицы-монокристаллы и является, таким образом, одним

Химический состав и твердость исследованных сплавов в исходном и модифицированном состояниях

Марка сплава	Состав, %			Твердость HV	
	WC	TiC	Co	Исходная	После плазменного модифицирования
ВК4	96	-	4	1420...1470	1680...1725
ВК6	94	-	6	1380...1445	1645...1695
ВК8	92	-	8	1405...1450	1590...1620
ВК15	85	-	15	1290...1320	1535...1575
Т5К10	85	5	10	1420...1475	1660...1700
Т15К6	79	15	6	1455...1500	1705...1725

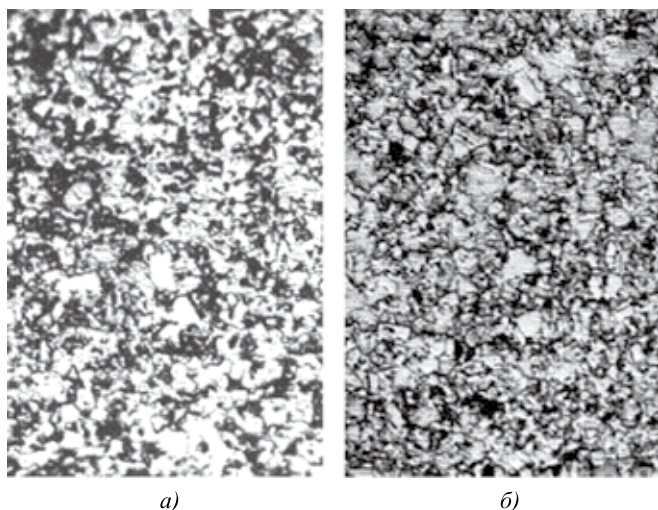


Рис. 2. Микроструктура твердых сплавов после плазменной обработки без расплавления с превращениями в карбидах и связке: а — ВК4; б — Т5К10; $\times 2500$

из факторов повышения дисперсности структуры при упрочнении. В условиях высокоскоростного нагрева и крайне малой длительности выдержки в нагретом состоянии одновременно с процессом перегруппировки не происходит рост частиц карбидов как по механизму перекристаллизации через связку (растворение—осаждение), так и по механизму коалесценции.

Степень превращения в карбидах в условиях контактного плавления неодинакова и зависит от их размеров. Окончательная структура сплавов системы WC—Co при плазменном упрочнении (рис. 2, а) формируется в неравновесных условиях высокоскоростного охлаждения. Происходит распад пересыщенного твердого раствора W и C в Co с выделением дисперсных вторичных карбидов. Наряду с измельчением карбидной фазы положительное влияние на свойства упрочненных сплавов оказывает и изменение формы зерен — исходные прямоугольные очертания нарушаются, зерна приобретают неправильную форму и "рыхлые" края.

При плазменной обработке сплавов системы WC—TiC—Co без расплавления поверхности твердость также значительно повышается (см. табл.). Эти сплавы характеризуются неполной смачиваемостью компонентов ($\theta > 0$) в условиях контактного плавления, что не позволяет в полной мере реализовать дисперсное упрочнение связки. Повышение твердости сплавов ТК после плазменного воздействия связано с измельчением зерен (рис. 2, б) и упрочнением связки при насыщении ее вольфрамом и углеродом в результате диффузии и распада пересыщенного твердого раствора (W, Ti)C.

Таким образом, повышение твердости спеченных твердых сплавов при плазменной обработке на оптимальных режимах обусловлено действием твердо-растворного и дисперсионного механизмов упрочне-

ния связующей фазы, повышением степени дисперсности карбидной фазы и, как следствие, зернограничного упрочнения композиции при увеличении удельной поверхности межфазных границ "карбид—карбид" и "карбид—связка".

Положительной особенностью плазменного упрочнения твердосплавного инструмента в отличие от лазерного являются большие размеры упрочненной зоны — глубина до 2 мм и ширина до 10 мм, что позволяет использовать инструмент при нескольких переточках. Структура упрочненной зоны по мере удаления от места нагрева плавно переходит к исходной — глубина промежуточной зоны составляет 0,3...0,6 мм в зависимости от марки сплава и режима обработки.

Отсутствие резкой границы с исходным металлом выгодно отличает плазменную обработку от методов нанесения упрочняющих покрытий из карбидов и нитридов конденсацией или осаждением. На твердосплавном инструменте в результате диффузионных процессов в месте контакта покрытие—основа возможно образование тонкого слоя η -фазы (двойного карбида W_3Co_3C). Обезуглероженная дефектная зона η -фазы, вызывая уменьшение содержания кобальта в сплаве, является наиболее хрупким звеном в системе "покрытие—твердый сплав" и при эксплуатации инструмента способствует чешуйчатому отслаиванию покрытия. При плазменном упрочнении во всем исследованном диапазоне режимов условия для образования карбида W_3Co_3C не создаются и η -фаза, имеющая клиновидную или "кружевную" форму, в структуре упрочненной зоны не обнаружена. Отслаивание упрочненной зоны не происходит также благодаря ее значительной глубине и плавному переходу к исходной структуре.

Как показывают исследования и многолетний опыт использования твердосплавного инструмента, основной причиной его преждевременного выхода из строя наряду с износом режущей кромки являются ее хрупкие разрушения [13]. Поэтому новые технологии поверхностного модифицирования твердых сплавов должны обеспечивать не только повышение твердости и износостойкости, но и повышение трещиностойкости K_{Ic} .

Применительно к стальному инструменту с поверхностной упрочненной зоной параметры статической или динамической трещиностойкости (коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} или K_{I_D} , ударная вязкость и ее составляющие) могут быть определены при испытаниях образцов стандартных размеров со специальным надрезом по диаграммам разрушения [5]. Для спеченных твердых сплавов такие испытания на практике крайне затруднены в связи со сложностью порезки образцов и большим их расходом (не менее 10 на "точку" исследований). Поэтому перспективно использование методов микроиспытаний при локальном нагружении.

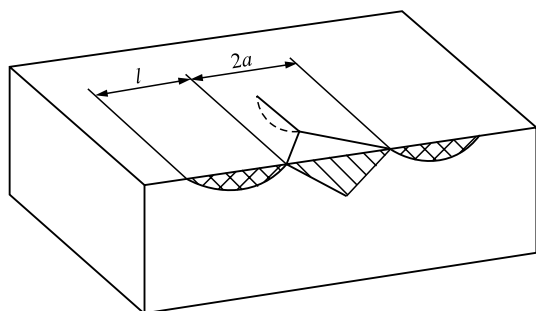


Рис. 3. Схема образования трещин при локальном нагружении пирамидой Виккерса

Для твердых и хрупких материалов локальная плоская деформация с образованием полудисковой трещины реализуется при вдавливании в поверхность образца острого индентора из более твердого материала, например алмазной пирамиды Виккерса (рис. 3). С использованием общего решения осесимметричной задачи для дисковой трещины в бесконечной среде (так называемой трещины Палмквиста), к краям которой приложены растягивающие напряжения, получены достаточно корректные соотношения, связывающие критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} материала образца с критической нагрузкой для стадии зарождения трещины F_c и длиной трещины l для стадии ее распространения [14, 15]:

$$K_{Ic} = 0,0073HV a^{0,5} \left(\frac{C}{a} - 1 \right)^{-0,34}, \quad (1)$$

где $C = a + l$ (см. рис. 3); $2a$ — диагональ отпечатка; HV — твердость материала, $HV = F_c / (2a)^2$.

Такая методика локальных микроиспытаний отличается простотой и универсальностью. Испытания проводятся одновременно с замерах твердости HV на стандартных твердомерах. Влияние поверхностной обработки может быть оценено на одном образце путем последовательного многократного нагружения в модифицированной зоне и исходном металле.

Исследовано влияние плазменной поверхностной обработки на трещиностойкость и характер разрушения спеченных твердых сплавов систем WC—Co (марки BK6 и BK15) и WC—TiC—Co (марки T5K10 и T15K6) среднезернистой серии со средним размером карбидных зерен ≈ 3 мкм. Модифицированная зона глубиной 2,5...3 мм и шириной до 10 мм располагалась на передней поверхности режущих пластин (рис. 4). На каждой обработанной пластине выполняли по 10 нагружений пирамидой Виккерса (стандартный твердомер Тп-7р-1) в модифицированной зоне и в исходном металле. Нагрузку

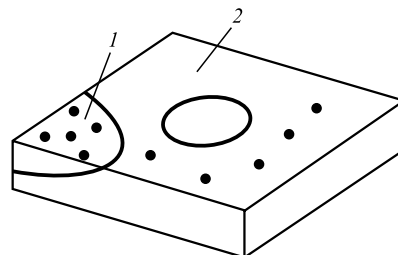


Рис. 4. Схема расположения модифицированной зоны на образцах из твердых сплавов для микроиспытаний на трещиностойкость (точками указаны места нагружения индентором): 1 — модифицированная зона; 2 — исходный металл

на индентор ступенчато увеличивали до появления трещин вокруг отпечатка (см. рис. 3). Регистрировали нагрузку F_c , длину трещины l и диагональ отпечатка $2a$. При нагрузке F_c также определяли твердость $HV = F_c / (2a)^2$. Средние значения K_{Ic} сплавов приведены на рис. 5.

Испытания показали, что плазменное модифицирование твердых сплавов на оптимальных режимах не приводит к снижению их трещиностойкости несмотря на значительное повышение твердости. В ряде случаев достигается повышение коэффициента K_{Ic} на 20 % по сравнению с исходным состоянием.

При плазменной обработке сплавов ВК происходят измельчение и перегруппировка исходной карбидной фазы, насыщение цементирующей связки дисперсными вторичными карбидами, что приводит к изменению величины удельных контактных поверхностей (межфазных границ) "карбид—карбид" и "карбид—связка" — наиболее слабых звеньев композиции [13]. При этом связующая фаза сохраняет свою исходную высокую пластичность и одновременно насыщается дисперсными карбидами, что, в свою очередь, значительно повышает ее прочность. Эти факторы в совокупности и обуславливают одновременное повышение твердости и трещиностойкости сплавов ВК при плазменной обработке (см. рис. 5).

Трещиностойкость сплавов ТК также повышается в результате упрочнения (см. рис. 5), однако в мень-

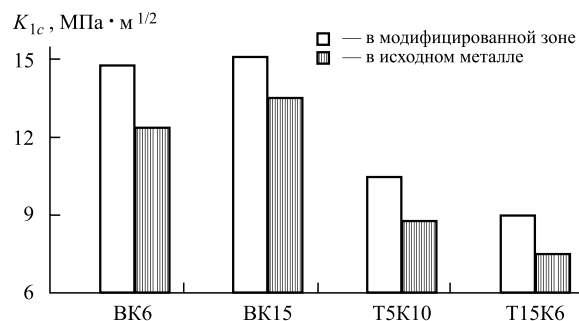


Рис. 5. Трещиностойкость K_{Ic} твердых сплавов при плазменном модифицировании

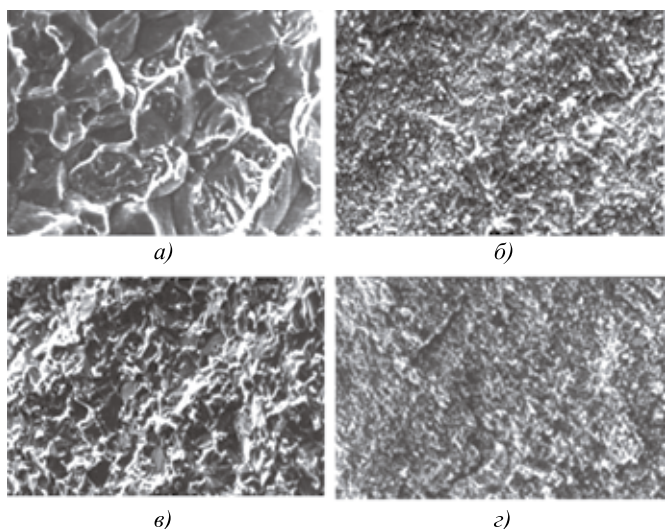


Рис. 6. Электронные микрофрактограммы изломов:
a, б — сплав ВК6 (*a* — исходное состояние, $\times 5000$; *б* — после плазменного модифицирования, $\times 2500$); *в, г* — сплав Т15К6 (*в* — исходное состояние; *г* — после плазменного модифицирования, $\times 2500$)

шей степени, чем для сплавов ВК. Это связано как с их низкой исходной трещиностойкостью, так и с недостаточно полной реализацией эффекта контактного плавления межфазных границ (из-за неполной смачиваемости компонентов) и, следовательно, отсутствием дисперсионного упрочнения связки при скоростной обработке.

В неупрочненных сплавах ВК и ТК трещины распространяются по смешанному механизму (интеркристаллитный скол по межфазным границам "карбид—карбид", "карбид—связка" + транскристаллитный скол по карбидным зернам и связке (рис. 6, *a, в*)). Наибольшую площадь в изломе занимают участки разрушения по межфазным границам "карбид—карбид" и особенно "карбид—связка" — это подтверждает вывод [16] о межфазных границах как наименее прочном звене структуры твердых сплавов. В то же время значительную часть поверхности излома занимают участки транскристаллитного и вязкого разрушения по связующей фазе.

Плазменное модифицирование твердых сплавов приводит к качественному изменению микромеханизма разрушения. Измельчение исходной карбидной фазы, выделение субмикроскопических частиц вторичных карбидов способствуют реализации преимущественно разрушения по межфазным границам, которое можно интерпретировать как квазискол (рис. 6, *б, г*).

Значительная доля вязкого разрушения связующей фазы после модифицирования сохраняется несмотря на ее насыщение вольфрамом и углеродом, а также дисперсными вторичными карбидами. Вклю-

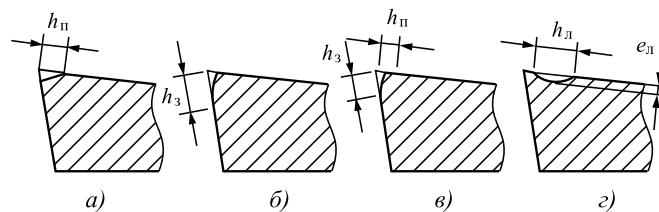


Рис. 7. Виды износа резцов:
a — на передней поверхности h_n ; *б* — на задней поверхности h_z ; *в* — на обеих режущих поверхностях; *г* — с образованием лунки на передней поверхности e_n, h_n

чения связки внутри жесткого карбидного каркаса находятся в плоскодеформированном состоянии, пластическая деформация связующей фазы локализуется в очень узкой зоне и может достигать высоких значений [17].

Следовательно, высококонцентрированный плазменный нагрев поверхности твердых сплавов в отличие от традиционных технологий их спекания позволяет получить модифицированный слой с принципиально отличающимися структурой и свойствами, характерными как для композиционного материала ("карбид—связка"), так и для ультрадисперсного монолитного материала (жесткий карбидный каркас).

Для твердосплавного инструмента достижение наиболее высоких стойкостных показателей при упрочнении связано с правильным расположением упрочненной зоны на режущем клине с учетом характера изнашивания и направления действия усилий резания.

Известно, что износ (затупление) режущей кромки резцов может происходить преимущественно по передней поверхности (рис. 7, *a*), задней поверхности (рис. 7, *б*), равномерно на обеих поверхностях (рис. 7, *в*), а также с образованием лунки на передней поверхности (рис. 7, *г*) [18].

К настоящему времени накоплен значительный опыт по лазерному упрочнению режущего инструмента. Однако по вопросу наиболее оптимального расположения упрочненной зоны на режущих гранях инструмента у исследователей нет единого мнения. В работе [19] рекомендуется проводить лазерную закалку резцов с наложением упрочненной зоны на переднюю поверхность. Это позволяет сохранить упрочненный слой после переточки, обеспечивает некоторую самозатачиваемость инструмента при работе и большую его стойкость. В работе [20] выбор рациональной схемы упрочнения как импульсным, так и непрерывным излучением рекомендуется осуществлять для конкретных типов инструмента с учетом специфики его изнашивания и геометрии режущей кромки. В частности, на различных примерах показано, что с точки зрения достижения наивысшей

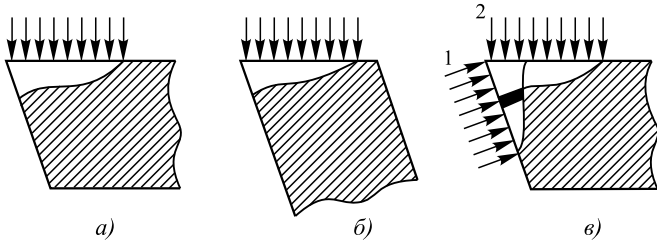


Рис. 8. Технологические схемы плазменного упрочнения резцов: *a* — по передней поверхности; *б* — по задней поверхности; *в* — последовательно по задней и передней поверхностям (1, 2 — последовательность обработки)

стойкости оптимальной является схема упрочнения, при которой облучению подвергаются и передняя, и задняя поверхности. Такой подход представляется более предпочтительным.

Зона плазменного упрочнения имеет значительно большие размеры, чем зона лазерного упрочнения. При плазменной обработке резцов вдоль режущей кромки по любой технологической схеме (рис. 8, *a*, *б*) за счет краевого эффекта благодаря наличию адiabатической границы [11] упрочнению всегда подвергаются обе рабочие поверхности: и передняя, и задняя. Вариант упрочнения последовательно по задней и передней поверхности (рис. 8, *в*) или наоборот нецелесообразен, так как на одну из режущих граней выходит разупрочненная зона отпуска, что может привести к повышенному износу этого участка резца. Плазменная обработка по задней поверхности (рис. 8, *б*) может быть использована для малонагруженного инструмента, работающего при пониженных скоростях резания. Однако в этом случае ограничено число переточек до удаления упрочненной зоны и повторного упрочнения. Кроме того, под влиянием равнодействующей силы резания может происходить скалывание упрочненной зоны.

Более универсальной схемой упрочнения резцов является обработка по передней поверхности (рис. 8, *a*), в особенности для инструмента, работающего при высоких скоростях резания. Ширина упрочненной зоны на передней поверхности в этом случае составляет 10... 15 мм (в зависимости от режимов обработки, размеров инструмента), что повышает стойкость к образованию лунки и износу передней поверхности (см. рис. 7, *a*, *з*). Ширина упрочненной зоны на задней поверхности достигает 5 мм, что также в большинстве случаев превышает допустимый износ по этой поверхности. Инструмент, упрочненный по такой схеме, лучше

воспринимает усилия резания и может подвергаться значительно большему числу переточек до повторного упрочнения.

Проведены сравнительные лабораторные испытания контрольных и упрочненных многогранных неплетачиваемых пластин из сплавов ВК8 и Т5К10 и проанализированы наблюдаемые изменения в характере износа инструмента.

Для оценки стойкости пластин из твердых сплавов была принята методика торцевого точения, предусматривающая проведение испытаний в режиме обработки торцов заготовки (рис. 9). Скорость изменяли постоянно, что позволило получить усредненный результат по стойкости для диапазона скоростей резания. Период стойкости инструмента определяли временем работы инструмента до достижения критерия затупления, т. е. временем от установки нового инструмента до его затупления. На операциях, обеспечивающих требуемую точность или параметр шероховатости, период стойкости определяли временем, в течение которого инструмент обеспечивал получение требуемых параметров.

Испытания проводили на токарно-винторезном станке модели 16К20. Обрабатываемая заготовка — диск диаметром 180 мм с отверстием по центру диаметром 40 мм (рис. 9), материал — сталь 40Х, для чистоты эксперимента охлаждающую жидкость не применяли, т. е. обработку проводили в режиме сухого трения.

За критерий стойкости режущей кромки принимали износ задней грани пластин $h_3 = 0,5$ мм. Износ определяли на инструментальном микроскопе через интервалы времени, соответствующие каждым 5 проходам. Период стойкости пластин определяли по формуле

$$T_{ст} = t_0 \Pi, \tag{2}$$

где t_0 — время одного прохода, мин; Π — число проходов до критического износа.

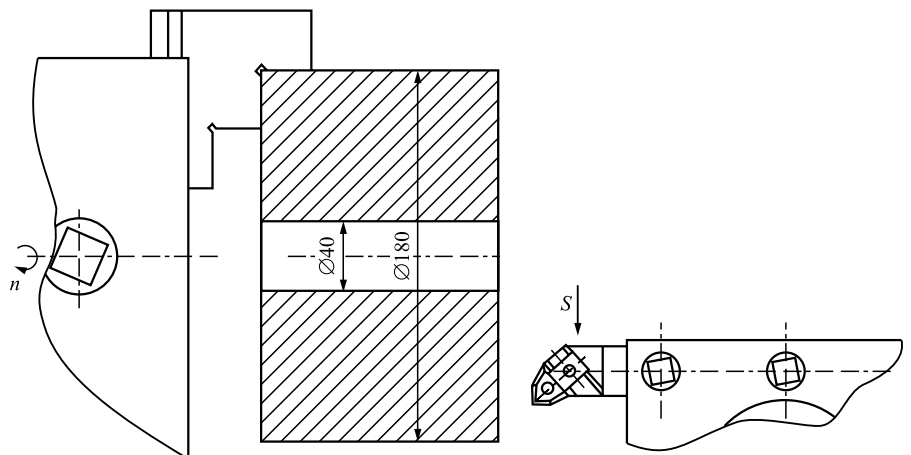


Рис. 9. Схема обработки при испытании твердосплавных пластин на стойкость. Режим резания: $n = 630$ об/мин; $t = 1$ мм; $S = 0,037$ мм/об

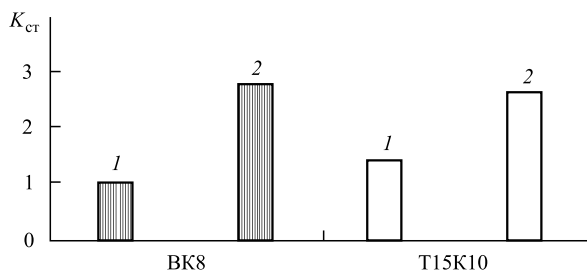


Рис. 10. Изменение коэффициента повышения стойкости режущих пластин:

1 — исходное состояние; 2 — плазменное модифицирование

Коэффициент повышения стойкости упрочненных пластин

$$K_{ст} = T_{ст}^y / T_{ст}^и, \quad (3)$$

где $T_{ст}^y$ и $T_{ст}^и$ — периоды стойкости упрочненных и исходных (контрольных) пластин соответственно.

Результаты испытаний (средние значения $K_{ст}$ для 10 пластин каждого типа) приведены на рис. 10.

Испытания показали, что для данных условий реза-

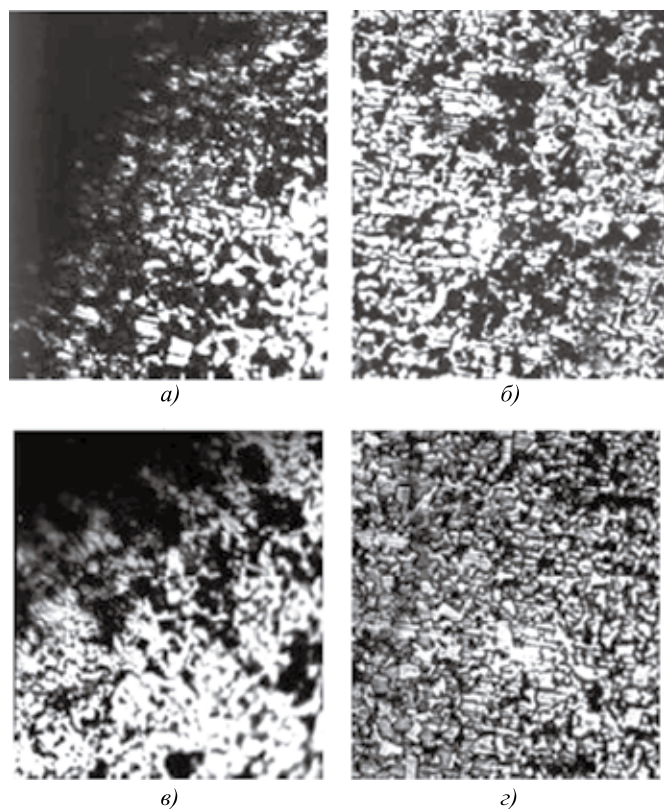


Рис. 11. Микроструктура пластин из сплава T5K10 после резания в исходном состоянии (а, б) и после плазменного модифицированного (в, г):

а, в — у режущей кромки на задней поверхности; б — на расстоянии 50 мкм от кромки; г — на расстоянии 10 мкм от кромки

ния плазменное модифицирование приводит к значительному (в 2,5...3 раза) повышению стойкости твердосплавного инструмента.

После испытаний пластин выполняли металлографический анализ структуры в области изношенной режущей кромки на задней поверхности. Исследования показали, что при резании неупрочненными пластинами (рис. 11, а) изнашивание режущей кромки имеет избирательный характер: вначале изнашивается относительно мягкая связующая фаза, затем отделяются оголенные твердые карбидные зерна, образуются поры и пустоты. Оставшиеся карбидные зерна под действием циклических нагрузок подвергаются пластической деформации, в них проходят сдвиговые процессы, вызывающие дробление зерен на блоки [21]. Ввиду отсутствия прочной адгезионной связи по межфазным границам процесс изнашивания режущей кромки ускоряется. И только на расстоянии ~ 50 мкм от кромки можно наблюдать исходную недеформированную структуру (рис. 11, б).

Качественно иной механизм изнашивания реализуется в упрочненных пластинах. Прочный, плотный и недеформированный карбидный каркас наблюдается практически у самой изношенной кромки (рис. 11, в). Износ становится более равномерным, уменьшается количество микросколов и выкрашиваний. Недеформированная и бездефектная структура упрочненного сплава наблюдается уже на расстоянии порядка 10 мкм от изношенной режущей кромки (рис. 11, г).

Таким образом, эксплуатационные испытания и исследования механизмов изнашивания упрочненного твердосплавного инструмента в полной мере подтвердили результаты исследований структуры и механизмов разрушения твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования. Обработка твердых сплавов сверхмощной (до 30 кВт) высококонцентрированной плазменной струей приводит к образованию поверхностного слоя с ультрадисперсной структурой, которая при сохранении качества двухфазного композиционного материала оказывает значительное влияние на повышение эксплуатационных свойств (твердости, прочности, износостойкости, трещиностойкости) благодаря качественному изменению механизмов разрушения и изнашивания. Это свидетельствует о возможности получения на режущей кромке инструмента твердых сплавов нового класса с ультрадисперсной структурой.

Выводы

Наиболее высокие значения твердости твердых сплавов достигаются при их плазменной обработке

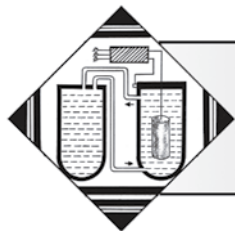
без расплавления с превращениями в карбидах и связке. Это обусловлено дроблением исходных карбидных зерен, насыщением связки вольфрамом и, как следствие, ее дисперсионным твердением с выделением ультрадисперсных вторичных карбидов, а также повышением адгезионной связи карбидной и связующей фаз.

На основании анализа результатов микроиспытаний на трещиностойкость методом индентирования, металлографических и фрактографических исследований установлена возможность одновременного повышения твердости и трещиностойкости спеченных сплавов ВК и ТК при поверхностном модифицировании высококонцентрированной плазменной струей. Это обусловлено формированием в модифицированном объеме твердого сплава градиентной структуры, характеризующейся изменением исходной карбидной фазы, насыщением связки вольфрамом и углеродом в результате контактного плавления межфазных границ, выделением в связке дисперсных вторичных карбидов.

Установлено, что при плазменном модифицировании твердых сплавов образуется поверхностный модифицированный слой с ультрадисперсной композиционной структурой и повышенным уровнем эксплуатационных свойств, что способствует 2,5...3,0-кратному повышению работоспособности инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
2. **Каля М.А., Лошак М.Г.** К вопросу о механизме упрочнения твердых сплавов термической обработкой // Порошковая металлургия. 1991. № 1. С. 94—96.
3. **Григорьянц А.Г.** Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высш. шк., 1987. 191 с.
4. **Плазменное** поверхностное упрочнение / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, И.И. Пирч, В.И. Комар. Киев: Техника, 1990. 109 с.
5. **Самотугин С.С., Лещинский Л.К.** Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир, 2002. 338 с.
6. **Сальников А.С.** Износостойкость карбидных пленок // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. № 4. С. 15—19.
7. **Подураев В.Н., Диваев А.В.** Повышение надежности твердосплавного инструмента лазерно-акустическим воздействием // Физика и химия обработки материалов. 1988. № 5. С. 121—126.
8. **Ярьско С.И.** Повышение эксплуатационных характеристик твердосплавного инструмента при лазерной обработке // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 5. С. 18—22.
9. **Ковальченко М.С., Паустовский А.В., Минаков В.Н.** Структурные изменения поверхности карбидтитановых и карбидвольфрамовых твердых сплавов с никелевой связкой под действием лазерного излучения // Порошковая металлургия. 1995. № 9/10. С. 67—71.
10. **Сафонов А.Н.** Основные направления эффективного использования лазерной техники для термической обработки сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1997. № 7. С. 2—6.
11. **Самотугин С.С., Мазур В.А., Кудинова Е.В.** Математическое моделирование процесса плазменного поверхностного модифицирования твердосплавного инструмента // Вісник СевНТУ: Зб. наук. пр. Серія: Машиноприладобудування та транспорт. Севастополь, 2013. Вип. 140. С. 123—130.
12. **Залкин В.М.** Некоторые аспекты теории эвтектических сплавов в свете новых экспериментальных данных // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. № 11. С. 2—7.
13. **Лоладзе Т.Н.** Прочность и износостойкость режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1982. 320 с.
14. **Новиков Н.В., Дуб С.Н., Бульчев С.И.** Методы микроиспытаний на трещиностойкость // Заводская лаборатория. 1988. № 7. С. 60—67.
15. **Dub S.N.** Reliability of ceramics fracture toughness measurements by indentation // Fracture Mechanics of Ceramics. Vol. 10. Ed. by R.C. Brandt, D.P.H. Hasselman, D. Munz, M. Sakai and V. Ya. Shevchenko. New York: Plenum Press, 1992. P. 109—118.
16. **Распространение** трещин в структуре сплавов WC—Co при различных видах нагружения / К.С. Чернявский и др. // Исследование и разработка твердых сплавов. М.: Металлургия, 1988. С. 24—32.
17. **Roebuk B., Almond E.A.** Deformation and fracture processes and the physical metallurgy of WC—Co hard metals // International metals review. 1988. No 2. P. 90—110.
18. **Ahman L., Stridh B., Wissell H.** Diffusion and continuous wear of high speed steel cutting tools // Materials science techn. 1985. № 1. P. 156—162.
19. **Лещинский Л.К., Самотугин С.С., Пирч И.И.** Плазменное поверхностное упрочнение. Киев: Техника, 1990. 109 с.
20. **Коваленко В.С.** Лазерная технология. Киев: Виш. шк., 1989. 280 с.
21. **Кабалдин Ю.Г., Бурков А.А., Виноградов С.В.** Механизмы разрушения твердосплавного инструмента при прерывистом резании // Вестник машиностроения. 2000. № 5. С. 31—35.



Анализ механических свойств твердых сплавов после упрочняющей обработки

Исследовано влияние режимов ионного азотирования на механические свойства твердых сплавов. Представлена методика определения механических свойств, приведены графики полученных зависимостей относительной деформации от напряжения при изгибе для исследуемого материала.

Ключевые слова: механические свойства, упрочнение, твердые сплавы, ионное азотирование, модуль упругости, тензометрия.

We investigated the effect of regimes of ion nitriding on the mechanical properties of hard alloys. The technique for determining the mechanical properties, in particular modulus, the graphs of the obtained dependences of the relative deformation from stresses in bending for the studied material.

Keywords: mechanical properties, hardening, hard alloy, ion nitriding, modulus of elasticity, tensometric.

Использование методов тензометрии при определении модуля упругости твердых сплавов после различных режимов ионного азотирования позволяет значительно уменьшить погрешность, а значит увеличить точность определения влияния того или иного вида химико-термической обработки на модуль упругости материала [1–13].

Цель работы — анализ механических свойств твердых сплавов. В статье рассматриваются способы и результаты определения механических свойств различных материалов до и после их химико-термической обработки.

Ионное азотирование проводили в цехе термической обработки ПО "Стрела" на установке ионного азотирования НГВ 6.6.

Температура ионного азотирования составляла 700 или 800 °С, разрежение — 10^{-10} мм рт. ст., рабочее на-

пряжение — 500 В, время нагрева — 20 мин. Охлаждение твердого сплава вели постепенно. Сначала детали охлаждали до температуры изотермической выдержки до 150...200 °С. Затем прекращали подачу газа (диссоциированного аммиака). Время ионного азотирования твердого сплава составляло 1 и 2 ч.

В опытах использовали образцы материалов Т15К6 и Т14К8 размером 5×5×35 мм (рис. 1), по пять образцов на каждый опыт. В табл. 1 приведены режимы азотирования твердых сплавов.

После ионного азотирования измеряли прочность на изгиб с нагружением образца, установленного на двух опорах на базе 30 мм для штабиков и 15 мм для пластин, схема нагружения показана на рис. 2. Прочность на изгиб определяли на универсальной разрывной ма-

Таблица 1

Режимы ионного азотирования твердых сплавов группы ТК
и механические характеристики до (исходный образец)
и после (образцы 1...4) их обработки

Образец	Марка твердого сплава	Температура нагрева T , °С	Длительность нагрева, ч	Твердость HV	Предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$, Н/мм ²
Исходный	Т15К6	—	—	1800	1200
1		700	1	1550	2091
2		800	2	1642	2204
Исходный	Т14К8	—	—	1624	1263
3		700	1	1248	1653
4		800	2	1387	2083

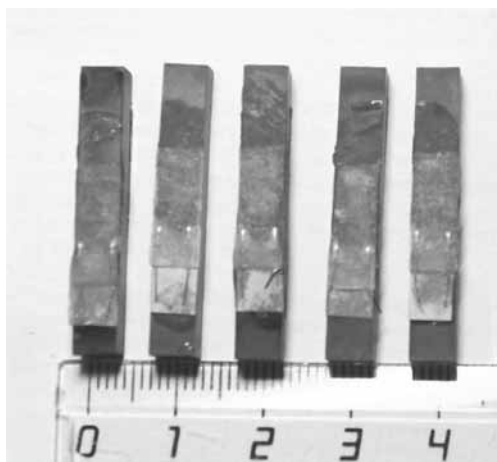


Рис. 1. Образцы твердого сплава после термической обработки с наклеенными тензодатчиками

шине модели ИП5047-50-10 с погрешностью определения нагрузки ±1 Н с помощью приспособления для определения напряжения изгиба, изготовленного по ТУ 5808-0085 с учетом ГОСТ 9391—80 (см. рис. 2). Результаты фиксировались многоканальной тензометрической станцией ММТС-64.01. Предел погрешности измерений этой системы не более 0,1 %.

Напряжение при изгибе определяли по формуле

$$\sigma_{\text{изг}} = M/W_x,$$

где M — изгибающий момент, $M = Fl$; F — максимальная нагрузка, деленная на 2; l — расстояние от опоры до середины образца; W_x — момент сопротивления поперечного сечения образца, m^3 , $W_x = bh^2/6$; b , h — ширина и высота поперечного сечения образца соответственно, м.

Для измерения относительной продольной деформации использовали проволочные тензодатчики на бумажной основе с базой 10 мм.

Выбор приклеиваемых тензодатчиков в качестве основного вида преобразователей относительной деформации в электрический сигнал обусловлен рядом их положительных свойств: высокой точностью преобра-

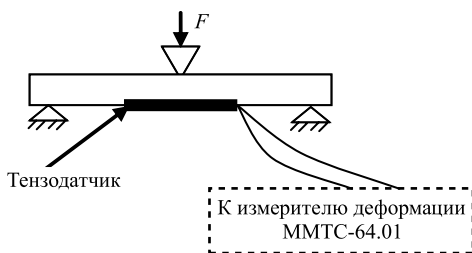
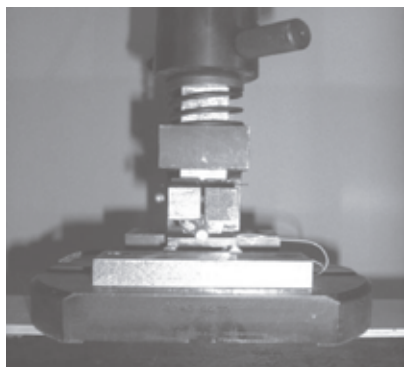


Рис. 2. Приспособление для определения предела прочности при изгибе и схема нагружения образца

Таблица 2

Зависимость относительной продольной деформации ϵ от напряжения $\sigma_{\text{изг}}$ по данным тензометрии после ионного азотирования

Т14К8 исходный		Т14К8 после ионного азотирования (800 °С, 2 ч)	
$\sigma_{\text{изг}}, \text{Н/мм}^2$	$\epsilon \cdot 10^5$	$\sigma_{\text{изг}}, \text{Н/мм}^2$	$\epsilon \cdot 10^5$
818,5	139,86	414,6	509,5
1359,4	166,5	552	600
1972,3	392,94	685	779
2296,8	512,85	800,5	942
Разрушение тензорезистора (тензодатчика)		915	1009
		Разрушение тензорезистора (тензодатчика)	

зования деформации в изменение омического сопротивления; практически неограниченным частотным диапазоном; малыми габаритными размерами и весом, не оказывающими влияния на объект исследования; дистанционность измерения.

Относительную продольную деформацию определяли по формуле

$$\epsilon = \Delta l/k,$$

где Δl — показатель, рассчитанный по показаниям измерителя деформации ММТС-64.01, по методике, описанной в [1]; k — тарировочный коэффициент, рассчитываемый на основе информации, указанной в сопроводительной документации к используемым тензодатчикам.

Определение модуля нормальной упругости проводили по формуле

$$E = \sigma_{\text{сред}}/\epsilon_{\text{сред}}.$$

Значения $\sigma_{\text{сред}}$ и $\epsilon_{\text{сред}}$ выбирали как средние с графика зависимости относительной деформации от нормального напряжения.

После проведения экспериментов строили графики зависимости нормального напряжения при изгибе от относительной продольной деформации (рис. 3). Анализ данных графиков показывает, что коэффициент зависимости (модуль нормальной упругости) между нормальным напряжением и относительной деформацией после ионного азотирования для материала Т15К6 уменьшился на 109 % в опыте № 1 и на 31 % в опыте № 2, для материала Т14К8, уменьшение составило 55 % в опыте № 3 и 142 % в опыте № 4.

В табл. 2 представлена зависи-

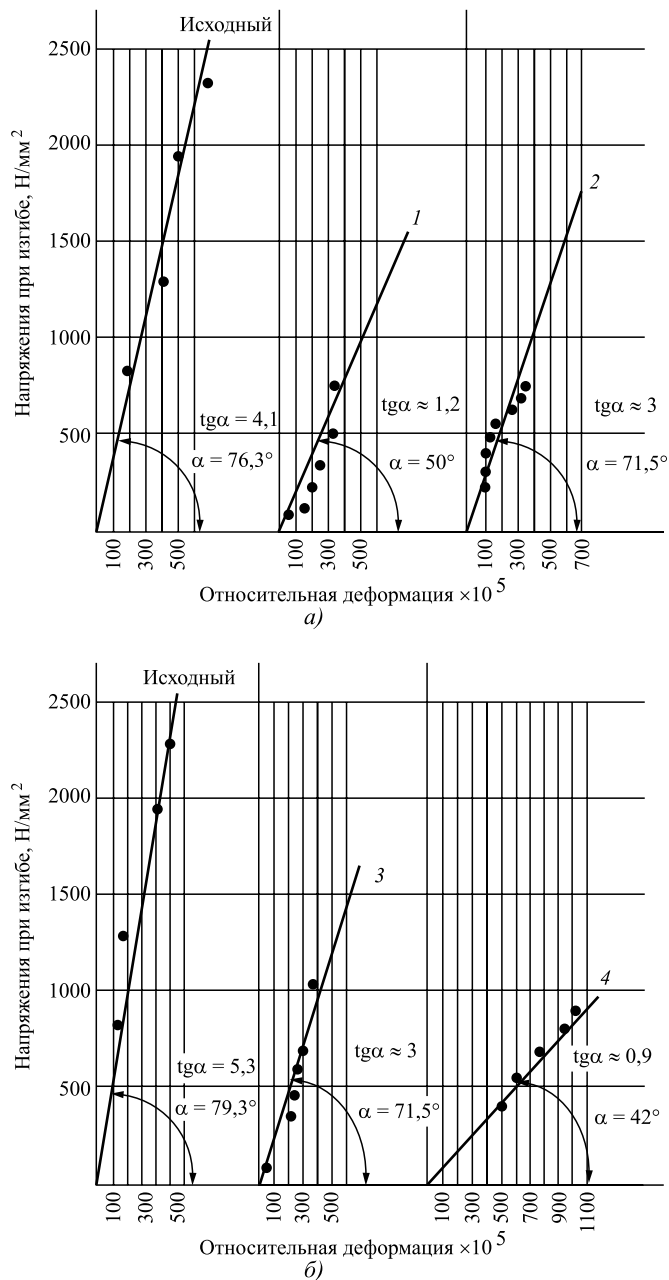


Рис. 3. Зависимость между нормальным напряжением при изгибе и относительной деформацией после ионного азотирования образцов:

a — материал Т15К6 (1 — опыт № 1, $T = 700^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч; 2 — опыт № 2, $T = 800^\circ\text{C}$, $t = 2$ ч); *b* — материал Т14К8 (опыт № 3, $T = 700^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч; 4 — опыт № 4, $T = 800^\circ\text{C}$, $t = 2$ ч)

мость относительной продольной деформации от напряжения при изгибе после ионного азотирования образца материала Т14К8, полученная по данным тензометрии, как наилучший результат для данного материала.

Выводы

Ионное азотирование повышает предел прочности при изгибе твердых сплавов группы ТК, для Т15К6 по-

вышение составляет 59 %, для Т14К8 — 25,7 % при снижении твердости на 9,2 и 15,7 % соответственно, причем повышение прочности происходит при более длительном режиме обработки и при большей температуре.

По данным тензометрии, ионное азотирование снижает модуль упругости твердых сплавов группы ТК, причем влияние режимов обработки для материалов Т15К6 и Т14К8 неоднозначно влияет на их модуль упругости.

Проведенная работа показывает, что использование методов тензометрии позволяет с достаточной степенью точности определять влияние режимов упрочняющей обработки на физические константы материалов. В связи с этим представляются целесообразными дальнейшие исследования влияния режимов обработки на твердые сплавы группы ТК.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Микропроцессорная** многоканальная тензометрическая система ММТС-64.01: Руководство по эксплуатации РУ-02/2062-01.01. ФГУП "Сибирский НИИ авиации им. С.А. Чаплыгина". Новосибирск, 2007. 262 с.
2. **Бондаренко В.А., Богодухов С.И.** Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов. М.: Машиностроение, 2000.
3. **Термическая** обработка твердого сплава Т14К8 / С.И. Богодухов, Е.С. Козик, В.С. Гарипов, Е.В. Солосина // Заготовительные производства в машиностроении (Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства). 2012. № 12. С. 41—44.
4. **Пат. 2517093 РФ.** Способ термической обработки режущего инструмента с напаянной твердосплавной пластиной / Богодухов С.И., Проскурин А.Д., Козик Е.С., Шейнин Б.М., Солосина Е.В. 2014.
5. **Панов В.С., Чувилин А.М.** Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М., МИСИС, 2001.
6. **Лошак М.Г.** Упрочнение твердых сплавов. Киев: Наук. думка, 1997.
7. **Пат. 2294261 РФ.** Способ закалки твердого сплава / Осколкова Т.Н. 2007.
8. **Пат. 2356693 РФ.** Способ закалки твердого сплава / Осколкова Т.Н. 2009.
9. **Пат. 2392342 РФ.** Способ закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама / Осколкова Т.Н. 2009.
10. **Пат. 2355513 РФ.** Способ закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама / Осколкова Т.Н., Щеглова А.Б. 2009.
11. **Пат. 2528539 РФ.** Способ получения режущего инструмента из карбидосодержащих сплавов вольфрамовой (ВК) и титано-вольфрамовой (ТК) групп / Богодухов С.И. и др. 2014.
12. **Богодухов С.И., Гарипов В.С., Солосина Е.В.** Определение модуля упругости различных материалов с применением средств тензометрии // Вестник Оренбургского государственного университета. 2014. № 4. С. 289—294.
13. **Guo Zhixing., Xiong Ji., Yang Mei., Jiang Cijin. J.** // Alloys and compounds. 2008. № 1—2. С. 157.
14. **Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994.

Исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации

Представлены результаты исследований по созданию комбинированных жаростойких покрытий для лопаток турбин высокого давления газотурбинных двигателей. Приведены характеристики структурных изменений покрытий и материала лопаток турбин высокого давления в процессе эксплуатации.

Ключевые слова: лопатка турбины, ресурс, сплав, покрытие, структура, окисление.

Results of probes on creation of the combined heat-resistant coverings for blades of a high pressure rotor of gas-turbine engine are presented. Characteristics of structural changes of coverings and material of blades of turbines of a high pressure in use are provided.

Keywords: turbine blade, resource, alloy, covering, structure, oxidation.

Для увеличения коэффициента полезного действия газотурбинных двигателей (ГТД) и их экономичности конструкторы повышают температуру газа перед турбиной T_r . Эта температура является одним из определяющих факторов при выборе материала и конструкции лопаток турбин [1]. Кроме повышенных температур лопатки испытывают значительные напряжения и воздействия агрессивной среды продуктов сгорания топлива и атмосферы воздуха.

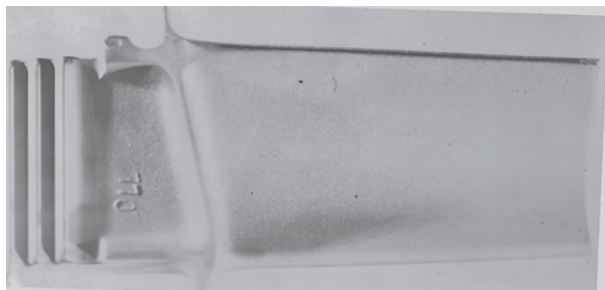


Рис. 1. Рабочая лопатка ТВД

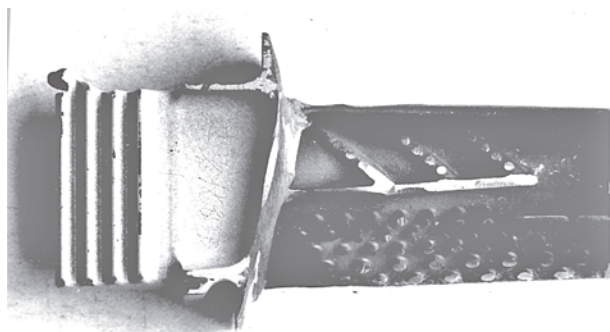


Рис. 2. Конструктивное исполнение внутренней полости рабочей лопатки

Оптимальным решением проблемы создания материала для лопаток турбин ГТД является использование композиции из жаропрочного сплава, который может воспринимать значительные нагрузки при высоких температурах и жаростойкого сплава, наносимого на детали в виде покрытия.

На лопатках турбины высокого давления (ТВД) (рис. 1, 2), выполненных из жаропрочного сплава ЖС 32ВСНК, защита от высокотемпературного окисления обеспечивается следующим образом: наружная поверхность защищается покрытием системы СДП2—ВСДП16, наносимым плазменным методом катодного распыления (рис. 3), внутренняя поверхность лопатки хромоалитируется в вакууме (рис. 4). Толщина покрытия на входной кромке после завершения всех операций составляет 90...100 мкм, а на остальных участках лопатки — 80...90 мкм.

Структура покрытия на наружной поверхности представляет собой $\beta + \gamma$ -твердый раствор на осно-

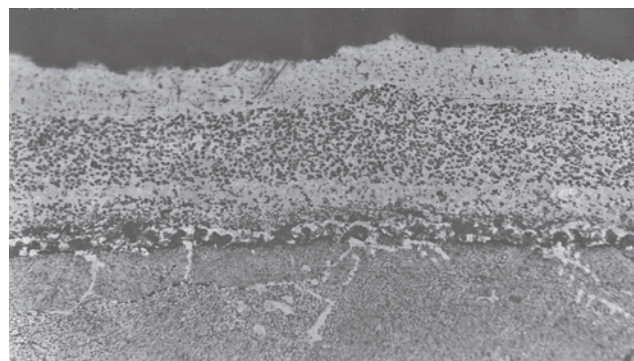


Рис. 3. Микроструктура покрытия на наружной поверхности пера лопатки

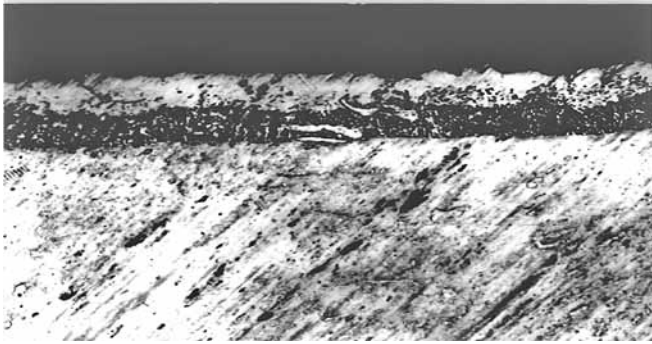


Рис. 4. Микроструктура покрытия на внутренней поверхности пера лопатки

ве никеля. Покрытие достаточно пластично и жаростойко, характеризуется хорошей культурой производства и технологичностью. Однако покрытия, полученные плазменным методом и методом катодного распыления, отличаются высокой пористостью [1]. Поры располагаются по границе и по телу зерен покрытия и составляют 3...7 % от его объема. Плазменные покрытия обладают значительными внутренними напряжениями, которые возникают при их формировании в результате ударов частиц, их деформации, изменении температуры и объема. За счет внутренних напряжений, пористости и слабой адгезии между покрытием и основным материалом вакуумно-плазменные покрытия имеют тенденцию к отслаиванию и сколам. Недостатком плазменных покрытий является также их неравномерность по толщине.

В связи с ростом температуры стенки внутри лопатки, окислением и растрескиванием сплава на различных стадиях наработки двигателей возникла проблема защиты внутренних поверхностей лопаток. Основной структурной составляющей хромоалитированного покрытия внутренней поверхности лопаток является фаза β -NiAl, обедненная алюминием, в котором распределены частицы γ' -Ni₃Al, Al₂O₃ во внутренней зоне, частицы TiC, VC, M₆C, M₂₃C₆ на границе между зонами и во внутренней зоне [2]. Покрытие отличается хорошей жаростойкостью, достаточной пластичностью, что достигается за счет более оптимального состава покрытия по алюминию и хрому. Наличие сжимающих напряжений в покрытии до 400 МПа способствует сопротивляемости растрескиванию.

Наличие покрытия системы Ni—Cr—Al с небольшим содержанием алюминия, которое обладает высокой жаростойкостью, хорошими прочностными характеристиками, приводит к повышению предела выносливости при температурах, близких к эксплуатационным. Покрытие системы Ni—Cr—Al отличается более хорошей сопротивляемостью термической усталости в сравнении с покрытиями, полученными методами алитирования.

Одним из недостатков данного покрытия является наличие частиц оксида алюминия в его наружной зоне. Частицы оксида алюминия, хотя и повышают жаростойкость при изотермическом окислении, но одновременно снижают сопротивляемость растрескиванию и уменьшают эрозионную стойкость в скоростном газовом потоке [2]. Частицы оксида алюминия при изменении температуры газового потока обычно выкрашиваются из-за низкой термостойкости, слабой связи с подложкой и значительных различий в температурных коэффициентах линейного расширения материалов покрытия и подложки.

Важнейшая роль в обеспечении необходимой долговечности лопаток турбин авиационных ГТД принадлежит сохранению как высокой жаропрочности материала лопаток, так и высокой жаростойкости применяемых покрытий с минимальным отрицательным воздействием их на материал основы и механические свойства жаропрочного сплава [2—6].

При эксплуатации в материале лопаток под воздействием высокой температуры и напряжений накапливаются структурные изменения, которые снижают его жаропрочность. Эти изменения заключаются в следующем [7].

Частицы γ' -фазы в процессе эксплуатации укрупняются и вытягиваются в направлении, перпендикулярном направлению действия напряжений (рис. 5). Исходная γ' -фаза расслаивается на две фракции, по-

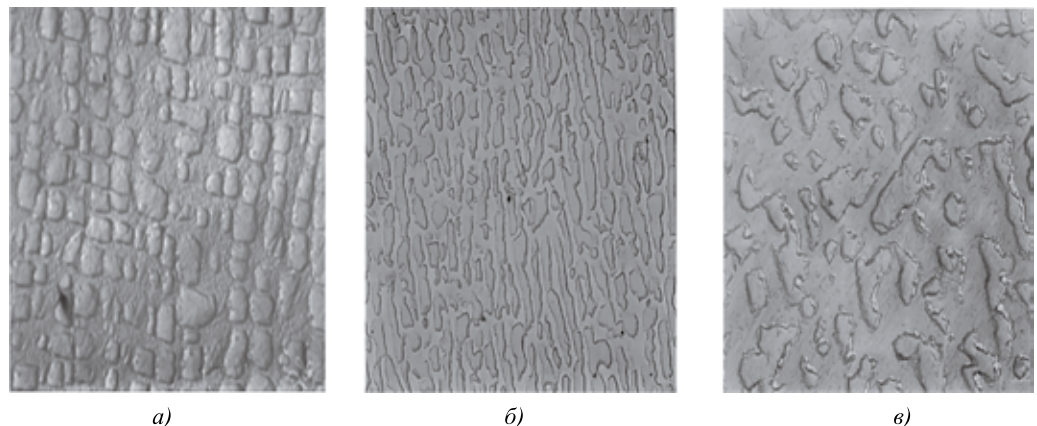


Рис. 5. Микроструктуры сплава лопаток первой ступени турбины. Передняя кромка после наработки 17 (а), 150 (б) и 255 ч (в)

разному обогащенные γ' -образующими элементами (Ti, Nb, Al, V), что приводит к химической неоднородности сплава и последующему повышению температуры полного растворения его γ' -фазы. В результате карбидных реакций изменяется морфология карбидной фазы. Происходит дополнительное выделение карбидов по границе зерен. В твердом растворе и на поверхности раздела фаз γ и γ' заметно повышается плотность дислокаций. По границам зерен образуется каркас из карбидных частиц, окруженных практически сплошным слоем γ' -фазы. В подповерхностных зонах и междендритных областях развивается субмикроскопическая пористость.

В процессе эксплуатации параллельно с изменением структуры и свойств жаропрочных сплавов происходят исчерпание защитных свойств и накопление различных дефектов в жаростойких покрытиях и в поверхностных слоях без покрытий. Основной вклад в исчерпание защитных свойств жаростойких покрытий вносит уменьшение количества алюминия в покрытии [1]. Уменьшение количества алюминия в покрытии происходит в результате окисления, скола оксидной пленки Al_2O_3 , диффузии никеля из подложки в покрытие и диффузии алюминия из покрытия в подложку. В процессе эксплуатации сформировавшаяся оксидная пленка вспучивается, имеет сложный рельеф и широкие области, где контакт между оксидной пленкой и подложкой отсутствует, что уже при изотермическом окислении приводит к ее сколу. При циклическом изменении температуры оксидная пленка в еще большей степени проявляет склонность к отслаиванию, растрескиванию и сколу. На восполнение сколотого слоя расходуется алюминий. Вводя в состав покрытия элементы, способные повысить сцепление оксидной пленки с покрытием, можно ослабить данный механизм уменьшения содержания алюминия в покрытии. Окисление алюминия, поступающего из покрытия, приводит к образованию на поверхности покрытия соединения Ni_3Al , обладающего низкой жаростойкостью. Дальнейшее окисление развивается

вследствие окисления этого соединения. Когда содержание алюминия в покрытии достигает значения, равного содержанию алюминия в сплаве, наступает полное исчерпание защитных свойств покрытия, после чего начинается интенсивное окисление жаропрочного сплава.

Другим процессом, приводящим к уменьшению содержания алюминия в покрытии, является диффузия никеля из внутренних слоев в покрытие. В результате этой реакции образуется фаза Ni_3Al , которая плохо сопротивляется окислению при высоких температурах. Кроме того, происходит увеличение толщины покрытия, приводящее к снижению концентрации алюминия, что также приводит к ухудшению защитных свойств покрытия и уменьшению его долговечности при окислении.

Снижение защитных свойств алюминидных покрытий происходит и в результате диффузии алюминия из покрытия в основной сплав. При окислении алитированных образцов из никелевого сплава при температуре 1125 °С количество алюминия, продиффундировавшего из покрытия в сплав, примерно равно количеству алюминия, пошедшего на защиту поверхности образца [1].

Снижение защитных свойств покрытий может происходить также за счет эрозионного износа под действием высокотемпературного газового потока. Эрозионный износ происходит в результате многочисленных ударов твердых частиц о поверхность лопатки, что приводит к механическому разрушению жаростойкого покрытия [2]. Разрушение вызывается выбиванием вначале мельчайших частиц покрытия, а затем образовавшихся неровностей ударяющимися в них быстро летящими частицами при высокой температуре и присутствии химически активных компонентов в потоке газов, которые усугубляют процесс разрушения поверхностных слоев.

Кроме перечисленных процессы газовой коррозии и эрозии в высокотемпературном газовом потоке приводят к следующим изменениям структуры и свойств

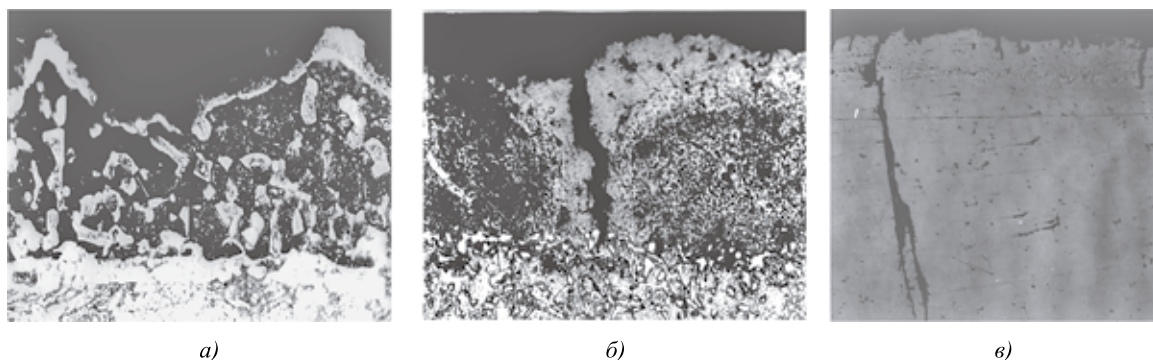


Рис. 6. Термоусталостные трещины и окисление матрицы сплава турбины. Нароботка 500 ч

плазменных покрытий, применяемых для защиты лопаток ТВД.

Увеличивается шероховатость поверхности лопатки. Растут и образуются новые поры и полости как на границе между покрытием и сплавом, так и внутри самого покрытия, наблюдаемые уже после 100 ч эксплуатации. Уменьшается объемная доля β -фазы. Покрытие постепенно приобретает структуру твердого раствора (рис. 6, а).

В процессе эксплуатации особенности изменения структуры покрытия на внутренней поверхности лопаток ТВД заключаются в следующем [7]. Уже через 70 ч эксплуатации появляется игольчатая фаза под покрытием. Она имеет пластинчатую форму с углами между пластинами, близкими 60° . Игольчатая фаза образуется за счет растворения в покрытии азота совместно с углеродом, диффундирующих из сплава. Азот с углеродом образует карбонитриды типа Ti [CN] на TiC , $Cr_2(CN)_4$ и $Cr(CN)$ на $Cr_{23}C_6$, которые снижают сопротивление сплавов усталости, является источником зарождения трещин. Зарождение игольчатой фазы происходит на столбчатой структуре карбидов и металлических фаз σ и μ , богатых элементами с ОЦК-решеткой — вольфрамом, хромом. С течением времени карбонитриды укрупняются, концы пластинок скругляются, наблюдаются дробление и сфероидизация частиц. Таким образом, в процессе эксплуатации до исчерпания покрытием своих защитных свойств его фазами являются:

а) $NiAl(N)$, $\gamma'-(Ni_3Al)N$, $\alpha-Cr-CrN$, Cr_2N — в наружной зоне;

б) мелкие карбиды Me_6C , $Me_{23}C_6$ — на границе наружной и внутренней зон;

в) $Cr_{23}C_6 + [Cr_2(CN) + Cr(CN)]$, $Ni(CN)(\sigma, \mu, Me_6C)$ — $(MeN, MeN_6, Me[CN])$ — во внутренней и диффузионных зонах.

За счет обеднения слоя покрытия алюминием и рассасывания покрытия возможны возникновение усталостных трещин и интенсивное окисление матрицы (рис. 6, б). Исчерпание защитных свойств происходит неравномерно по профилю пера лопатки (рис. 6, в).

Исчерпание защитных свойств рассматриваемых покрытий не ограничивается перечисленными механизмами. На долговечность жаростойких покрытий оказывают влияние элементы сплава, наличие которых в наружной зоне и их повышенная концентрация во внутренней зоне обусловлены диффузионными процессами при формировании и эксплуатации покрытий. Такие элементы, как молибден и ванадий, окисляясь, способствуют разрушению оксидной пленки за счет интенсивной возгонки их оксидов при температуре выше $1100^\circ C$. Кроме того, влияние на заданные свойства алюминидных

покрытий и их исчерпание оказывает химический состав окружающей среды, в которой работают лопатки ГТД.

Рассматривая лопатки ГТД после года эксплуатации, можно видеть, что на них присутствуют разнообразные отложения: сульфаты и ванадаты никеля и кобальта, гематит, смесь гидратированных сульфатов магния и натрия в соотношении 1:1 с температурой плавления около $620^\circ C$. Предложенные механизмы предполагают, что на поверхности сплава имеется конденсированная фаза, которая препятствует образованию защитной пленки.

Особую роль в повышении долговечности охлаждаемых лопаток турбин играет состояние поверхностного слоя их внутренней поверхности [8]. Отсутствие защитного покрытия на внутренней поверхности лопаток первой ступени турбины в процессе эксплуатации приводит к обеднению поверхностного слоя легирующими элементами [2, 3] и окислению на значительную глубину. По данным рентгеноструктурного анализа значительная часть поверхностного слоя состоит из оксидов. При увеличении продолжительности эксплуатации вследствие концентрации напряжений, вызванной локальностью окисления на большую глубину, возникают микротрещины, что может привести к обрыву лопаток. Рассматривая дефекты лопаток турбин ГТД, возникшие в процессе эксплуатации и ремонта, отметим, что совершенствование покрытий, защищающих их сплав, является важной и экономически целесообразной задачей [9].

Анализ приведенных в литературе данных о современных теоретических представлениях о защите никелевых сплавов от газовой коррозии и результатов патентных исследований по методам формирования и видам жаростойких покрытий позволяет сделать следующие выводы:

совершенствование транспортных и стационарных ГТД связано с увеличением температуры газов перед турбиной, воздействию которых подвергаются весьма нагруженные детали двигателя, изготовленные из дорогостоящих никелевых сплавов. Во время эксплуатации эти сплавы подвергаются окислению, в результате которого уменьшается их долговечность, что имеет особое значение для тонкостенных лопаток ТВД ГТД;

монокристаллические сплавы, работающие в условиях высокотемпературного окисления, могут быть использованы без покрытий, если температура их эксплуатации ниже $900^\circ C$. Если эти сплавы работают в условиях сульфидной коррозии, то их необходимо защищать, если рабочая температура превышает $704^\circ C$;

статистика неисправностей ГТД показывает, что

серийные покрытия лопаток ТВД не в полной мере соответствуют требованиям, предъявляемым к жаростойким покрытиям современных двигателей, и не в состоянии обеспечить их надежную эксплуатацию в пределах ресурса;

основным видом отказов ТВД ГТД являются термоусталостные трещины покрытий на выходных кромках лопаток, образующиеся под действием термических и термомеханических напряжений, возникающих в материале лопаток во время эксплуатации, что указывает на несоответствие подобранных серийных покрытий термомеханическим условиям работы лопаток;

серийные жаростойкие покрытия имеют одинаковую толщину и структуру по профилю лопатки турбины и не соответствуют термомеханическим условиям работы каждой точки профиля лопатки;

покрытие СДП2—ВСДП16 обладает пористостью и слабой адгезией с подложкой и по условиям сплошности значительно уступает диффузионным покрытиям;

исчерпание защитных свойств покрытий во время эксплуатации требует создания эффективных технологий удаления покрытий как с их наружной, так и с внутренней поверхности лопаток ТВД;

высокая стоимость сплавов и оборудования, используемых для защиты лопаток ТВД от газовой коррозии, требует поиска путей снижения себестоимости существующих технологий с сохранением уровня их надежности и долговечности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коломыцев П.Т.** Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1991.

2. **Перспективы** диффузионных покрытий для защиты никелевых сплавов от высокотемпературного окисления. Получение и применения покрытий / Н.В. Абраимов, П.Т. Коломыцев, Р.Ю. Нусберг, А.П. Семенов. Л.: Наука, 1987. С. 168—171.

3. **Пат. 2145363 РФ.** Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия / Панков В.П., Коломыцев П.Т., Ковалев В.Д. Оpubл. 10.01.96, Бюл. № 4.

4. **Пат. 2469129 РФ.** Способ нанесения комбинированного теплозащитного покрытия на детали из жаропрочных сплавов / Панков В.П., Коломыцев П.Т., Панков Д.В. Оpubл. 10.12.12, Бюл. № 34.

5. **Пат. 2272089 РФ.** Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия на лопатки турбин / Панков В.П., Коломыцев П.Т., Ковалев В.Д., Панков Д.В. Оpubл. 20.03.06, Бюл. № 8.

6. **Пат. 2349679 РФ.** Способ нанесения комбинированного теплозащитного покрытия на лопатки турбин ГТД / Панков В.П., Коломыцев П.Т., Панков Д.В. Оpubл. 20.03.09, Бюл. № 8.

7. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** Структурные изменения в жаростойких покрытиях лопаток турбин при эксплуатации // НаукаПарк. 2014. № 2—2 (22). С. 51—55.

8. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Удаление покрытий с рабочих лопаток ГТД // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 4. С. 33—37.

9. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Разработка комбинированного жаростойкого покрытия для лопаток турбин высокого давления газотурбинного двигателя // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 5. С. 22—27.



И.С. Еремин, Д.В. Фоминский, А.А. Соловьев

(Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", г. Москва),

С.П. Посеренин (Технологический университет, г. Королев)

E-mail: dmitryfominski@gmail.com

О влиянии наночастиц на морфологию твердосмазочных MoSe_x -покрытий, наносимых импульсным лазерным осаждением

Определены режимы импульсного лазерного облучения MoSe_2 -мишени, обеспечивающие наиболее эффективное формирование наночастиц для модифицирования твердосмазочного MoSe_x -покрытия. Выявлена возможность накопления наночастицами положительного или отрицательного заряда, который обуславливает притяжение частиц противоположной зарядности и, как следствие, формирование кластеров наночастиц из-за их высокой подвижности на поверхности пленки. Исследованы особенности структурообразования MoSe_x -покрытий, формируемых импульсным лазерным осаждением в вакуумных условиях, при увеличении их толщины и изучено влияние наночастиц на топографию поверхности и морфологию покрытий.

Ключевые слова: диселенид молибдена, наноструктура, наночастицы, импульсное лазерное осаждение, топография поверхности.

Modes of pulsed laser irradiation of MoSe_2 target are determined to cause the most efficient formation of nanoparticles for modification of solid lubricating MoSe_x coatings. The possibility of accumulation of positive or negative charge in the nanoparticles was found. Coulomb interaction caused the attraction of the nanoparticles with opposite charge and, consequently, the formation of clusters of nanoparticles because of their high mobility on the surface of the film. Features of structure formation during growth of the MoSe_x films prepared by pulsed laser deposition under vacuum conditions were studied and the influence of the nanoparticles on surface topography and morphology of the coatings was investigated.

Keywords: molybdenum diselenide, nanostructure, nanoparticles, pulsed laser deposition, surface topography.

Введение

Основной и наиболее широко применяемый способ получения твердосмазочных и самоадаптирующихся покрытий на основе дихалькогенидов переходных металлов (ДПМ), таких как $\text{Mo}/\text{W}/\text{S}_2/\text{Se}_2$, заключается в осаждении атомарного потока, образующегося при ионной бомбардировке мишеней, содержащих пластинки чистых ДПМ-материалов. Закономерности структурообразования покрытий, формируемых ионно-плазменным (магнетронным) осаждением, и их трибологические свойства активно исследуются уже более 30 лет [1, 2]. Для чистых ДПМ-покрытий характерен послонный рост на начальном этапе осаждения, который обеспечивает формирование тонкого плотного слоя. Однако при увеличении толщины наблюдается рост столбчатой структуры с пониженной плотностью, которая исключает возможность практического применения таких покрытий при повышенных контактных нагрузках.

Импульсное лазерное облучение ДПМ-мишеней также обеспечивает формирование атомарного потока,

который может быть использован для нанесения твердосмазочных ДПМ-содержащих покрытий [3]. При осаждении лазерно-иницированного атомарного пучка структурообразование ДПМ-покрытий может развиваться в рамках основных закономерностей, выявленных для ионно-плазменных покрытий. Результаты ряда исследований последних лет показали, что при определенных режимах лазерного облучения мишеней должны формироваться наночастицы, которые могут оказывать существенное влияние на структуру и функциональные характеристики осаждаемых слоев [4–6]. В работе [7] установлено, что наночастицы молибдена, образующиеся при лазерном облучении MoSe_2 -мишени, вызывали при определенных условиях улучшение трибологических свойств MoSe_x -покрытия. Важно установить условия эффективного формирования таких наночастиц, а также исследовать механизмы их влияния на структурообразование MoSe_x -покрытия, включая его морфологию, и топографию его поверхности.

Цель работы заключалась в исследовании зависимости эффективности эмиссии наночастиц из MoSe_2 -мишени

от интенсивности ее импульсного лазерного облучения, определении распределения наночастиц по их размерам, выявлении механизмов взаимодействия наночастиц на поверхности покрытия и встраивания наночастиц в объем растущего покрытия. Исследования проводили в вакуумных условиях. Термин "вакуумные условия" используется для обозначения условий осаждения при достаточно низком давлении остаточных газов в камере осаждения ($\sim 10^{-4}$ Па) без использования буферных газов низкого давления, которые могут оказывать существенное влияние на картину структурообразования [8].

Методики формирования покрытий и их исследования

Для получения потока атомов и наночастиц из MoSe_2 -мишени проводили ее облучение лазерными импульсами длительностью 20 нс. Использовали излучение с длиной волны 1,06 мкм. Энергию излучения в импульсе варьировали в интервале 25...140 мДж, а плотность энергии — в интервале 2,5...50 Дж/см². Частота следования лазерных импульсов составляла 25 Гц. Лазерный факел, образующийся при облучении мишени, направляли на подложку для нанесения покрытий по нормали к ее поверхности.

Мишень создавали из прессованного порошка, который предварительно получали методом высокотемпературного синтеза из порошков Mo и Se чистотой 99,9 %. Размер частиц порошка составлял 1...5 мкм.

Покрытия осаждали на подложки, изготовленные из полированных пластин кремния и кристаллов NaCl. Температура подложек при осаждении составляла примерно 23 °С. Подложку устанавливали на расстоянии 5,5 см от мишени в камере, которую откачивали турбомолекулярным насосом до давления $\sim 10^{-4}$ Па. Для получения пленок различной толщины число лазерных импульсов варьировали в диапазоне 4000...12 000. В некоторых экспериментах потенциал подложки повышали до +700 В, а

в других понижали до –700 В. При этом размер подложки выбирали относительно небольшим так, чтобы обеспечить эффект фокусировки заряженных частиц в область подложки. В отсутствие поля большая часть потока наночастиц разлеталась в большой телесный угол, и поэтому пролетала мимо подложки. Эксперименты со смещением на подложке позволяли исследовать влияние электрического поля на разлет наночастиц и, таким образом, выявить наличие и знак заряда наночастиц. Предполагалось, что наночастицы двигаются с меньшей скоростью, чем плазменный поток, и приближаются к подложке после осаждения основного плазменного импульса. Поэтому область пространственного заряда (виртуальный электрод) будет располагаться достаточно далеко от подложки [9] и время движения наночастиц в электрическом поле будет достаточным для того, чтобы оно оказало влияние на их траекторию.

Пленки, полученные на кристаллах NaCl, предварительно высаживали в воде на металлические сетки и переносили в микроскоп для исследования методом просвечивающей электронной микроскопии и дифракции (ПЭМ и МД). Морфологию покрытий на Si-подложках и топографию их поверхности исследовали методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и атомно-силовой микроскопии (АСМ). Для определения толщины осаждаемых пленок к поверхности Si-подложки прижимали маску из такого же полированного Si-кристалла. После осаждения MoSe_x -пленки маску удаляли и проводили профилирование поверхности методом АСМ. Для построения диаграмм распределения частиц по латеральному размеру все изображения обрабатывали с помощью программы ImageJ 1.50b.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 представлены результаты ПЭМ-исследований тонких MoSe_x -пленок, полученных при

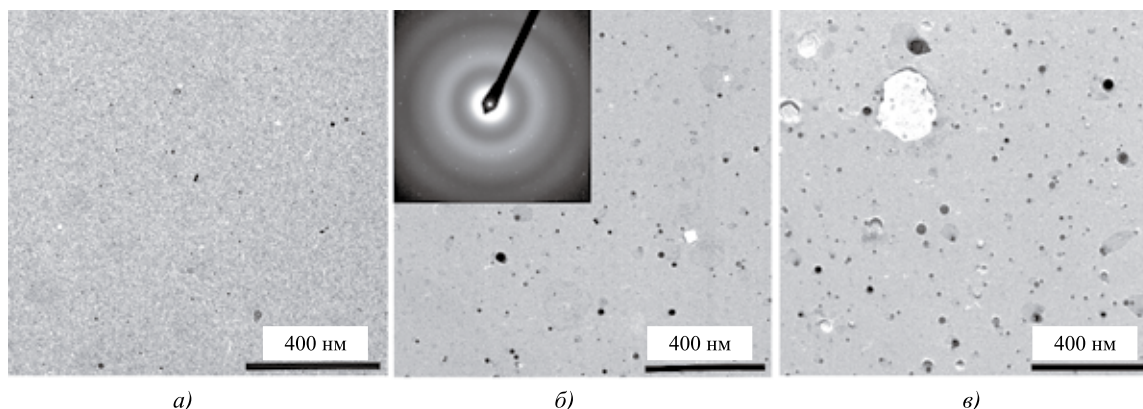


Рис. 1. ПЭМ- и МД-изображения тонких MoSe_x -пленок, полученных при различных интенсивностях импульсного лазерного облучения мишени:

a — плотность энергии 2,5 Дж/см² (энергия 25 мДж); *б* — 10 Дж/см² (70 мДж); *в* — 20 Дж/см² (140 мДж); темные точки — осажденные Mo-наночастицы, дающие точечные рефлексы на картине МД

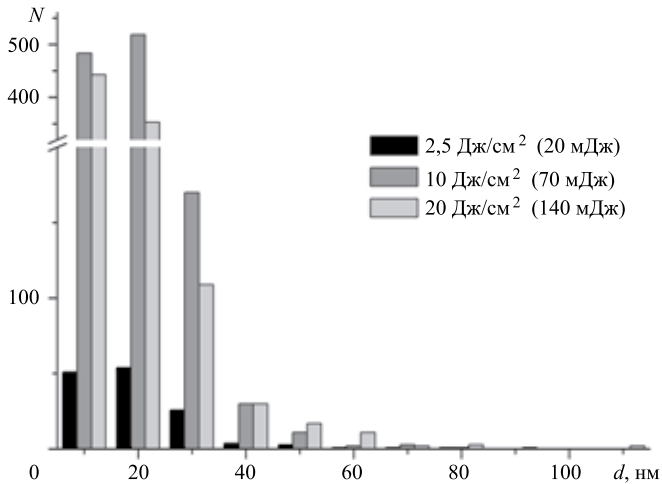


Рис. 2. Гистограммы распределения наночастиц по размеру d в тонких MoSe_x -пленках, полученных при различных интенсивностях импульсного лазерного облучения мишени. Размер анализируемой площади пленки $3,5 \times 4$ мкм

различных режимах импульсного лазерного облучения мишени. Пленки имели примерно одинаковую толщину, что достигалось в случае малой плотности энергии трехкратным увеличением числа лазерных импульсов. Видно, что во всех случаях в аморфной матрице пленки содержались наночастицы сферической формы размером от нескольких нанометров до нескольких десятков нанометров. Согласно данным МД-исследований (рис. 1, б) частицы состояли из кристаллического молибдена.

При низкой интенсивности облучения поверхностная плотность наночастиц оказалась небольшой (менее 10 мкм^{-2}), однако она заметно возрастала (до 140 мкм^{-2}) при повышении интенсивности лазерного воздействия. Повышение энергоклада в зону лазерного облучения проявилось в увеличении размеров и интенсивности свечения лазерного факела шарообразной формы. Характер распределений частиц по размерам слабо зависел от интенсивности облучения мишени. На рис. 2 представлены гистограммы распределения наночастиц с раз-

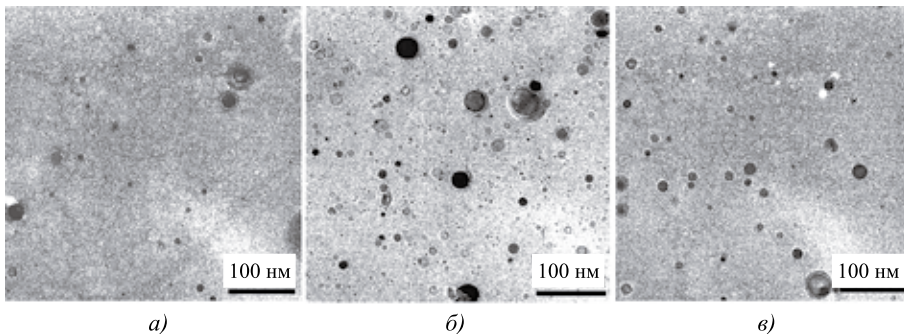


Рис. 3. ПЭМ-изображение тонких MoSe_x -пленок, полученных осаждением на подложку без приложения потенциала (а), с положительным (б) и отрицательным (в) потенциалами

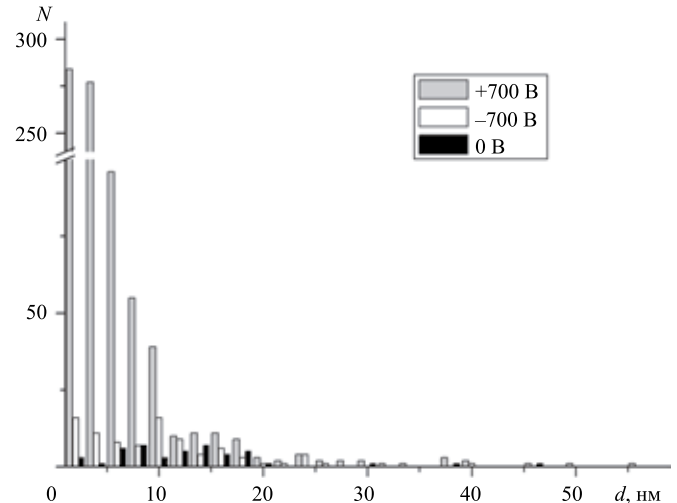


Рис. 4. Гистограммы распределения наночастиц по размеру d в тонких MoSe_x -пленках, полученных осаждением на подложку без приложения потенциала, с положительным и отрицательным потенциалами. Размер анализируемой площади пленки $0,7 \times 0,5$ мкм

лением их максимальных размеров через интервал 10 нм. Следует, однако, отметить, что в случае очень высокой интенсивности облучения возрастает вероятность образования более крупных частиц субмикронных размеров (см. рис. 1, в). Химический состав этих крупных частиц, вероятно, отличается от состава наночастиц, и в них кроме Mo может содержаться Se.

Результаты ПЭМ-исследования тонких MoSe_x -пленок, осажденных при различных потенциалах подложки, а также результаты их компьютерной обработки с расчетом гистограмм распределений представлены на рис. 3 и 4 соответственно. Плотность энергии импульсного лазерного воздействия составляла $\sim 10 \text{ Дж/см}^2$ при энергии 70 мДж. Видно, что и положительный, и отрицательный потенциал увеличивал число осажденных наночастиц N . Увеличение наиболее заметно в случае положительного смещения на подложке для частиц размером до 10 нм, однако возросло и число

частиц с размерами $\sim 10 \dots 30$ нм. Траектория разлета более крупных частиц, вероятно, не сильно изменялась под воздействием электрического поля.

Результаты исследования осаждения наночастиц на заряженную подложку позволили предположить, что наночастицы могли нести заряд, причем этот заряд мог быть как отрицательным, так и положительным. Отрицательный заряд явно доминировал, так как число осажден-

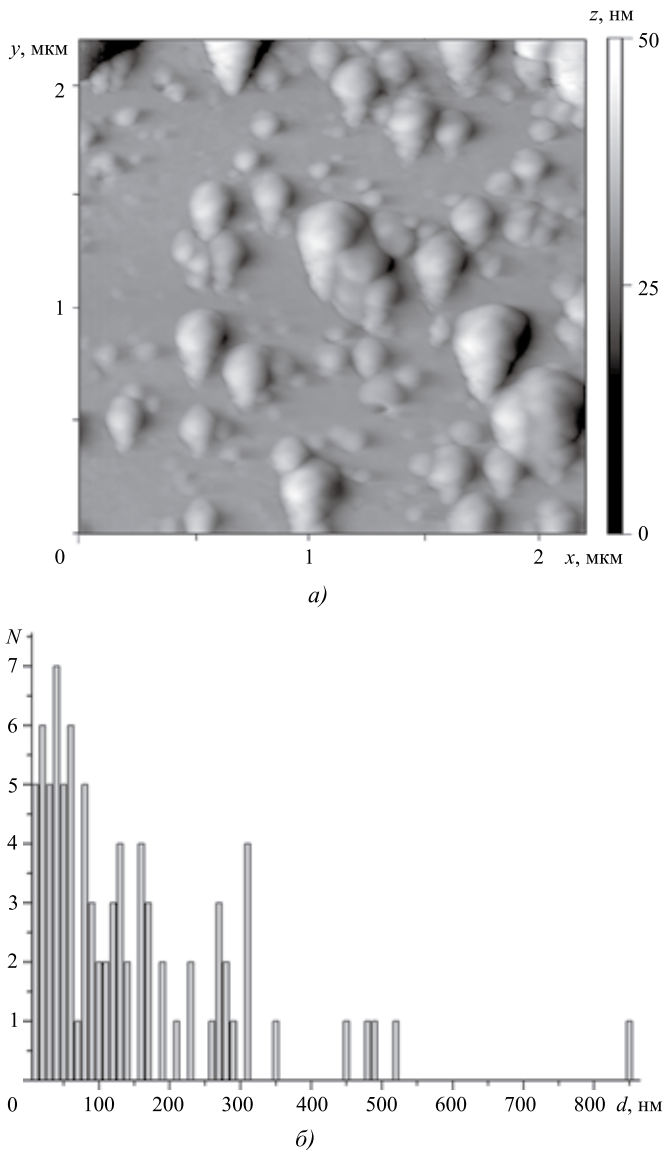


Рис. 5. АСМ-изображение поверхности MoSe_x -пленки толщиной 70 нм (а) и гистограмма распределения наночастиц по размеру (б). Размер анализируемой площади пленки 12×8 мкм: x, y, z — пространственные координаты исследуемого участка

ных частиц увеличилось практически на порядок величины. Положительный заряд мог возникать в результате эмиссии электронов на стадии сильного разогрева наночастицы, а отрицательный мог обуславливаться взаимодействием наночастицы с плазмой, возникающей при импульсном лазерном воздействии на мишень. При движении в поле заряд малых по размеру наночастиц мог оказывать влияние на их траекторию, изгибая ее в результате кулоновского притяжения в сторону подложки с противоположным знаком. Нельзя исключить и увеличение вероятности прилипания наночастицы на стадии соприкосновения с подложкой противоположного знака.

Характерная толщина пленок, создаваемых для ПЭМ-исследований, не превышала 30 нм. Очевидно, что аморфная матрица таких пленок могла эффективно удерживать лишь частицы с размерами в несколько десятков нанометров. Эффективность прилипания более крупных наночастиц должна возрастать при осаждении толстых пленок. На рис. 5, а представлены результаты АСМ-исследования поверхности MoSe_x -пленки, толщина аморфной матрицы которой составляла ~ 70 нм. Видно, что пленка состояла из достаточно плотной и гладкой матрицы, на поверхности которой выделялись наночастицы различных размеров. На рис. 5, б показана гистограмма распределения частиц по латеральным размерам, которая заметно отличается от нормального распределения. Основная причина формирования такого распределения, вероятно, заключается во влиянии дополнительных механизмов формирования частиц на поверхности пленки. Форма относительно крупных по размерам частиц указывает на то, что они состояли из нескольких более мелких наночастиц. Следует отметить, что высота над поверхностью пленки таких относительно крупных частиц была существенно меньше их латерального размера. Причина формирования конгломератов наночастиц заключается, вероятно, во взаимном притяжении мелких наночастиц различной зарядности в условиях эффективной поверхностной миграции. Размер и форма конгломератов могли изменяться также из-за осаждения второй компоненты эрозионного лазерного факела — плазменного (атомарного) потока — на поверхность наночастиц.

Вопрос о миграционной способности осаждаемых из лазерного факела атомов (нейтральных атомов и ионов) на поверхности MoSe_x -пленки, покрытой наночастицами, имеет большое значение, так как от подвижности атомов во многом зависит характер структурообразования матрицы. При высокой подвижности атомы могут проникать в теневые области покрытия (под кластеры наночастицы), обеспечивая их обволакивание матричным (аморфным) материалом и, как следствие, обуславливая формирование плотной структуры покрытия. В противном случае могут образовываться поры, которые снижают плотность покрытия и его когезионную прочность из-за слабого сцепления между матрицей и наночастицами.

Исследования более толстых MoSe_x -пленок (толщиной ~ 130 нм) позволяют предположить, что при импульсном лазерном осаждении в вакуумных условиях реализуются условия достаточно высокой подвижности атомов по поверхности пленки, что обуславливает плотную структуру аморфной матрицы. На это указывают СЭМ-изображения поверхно-

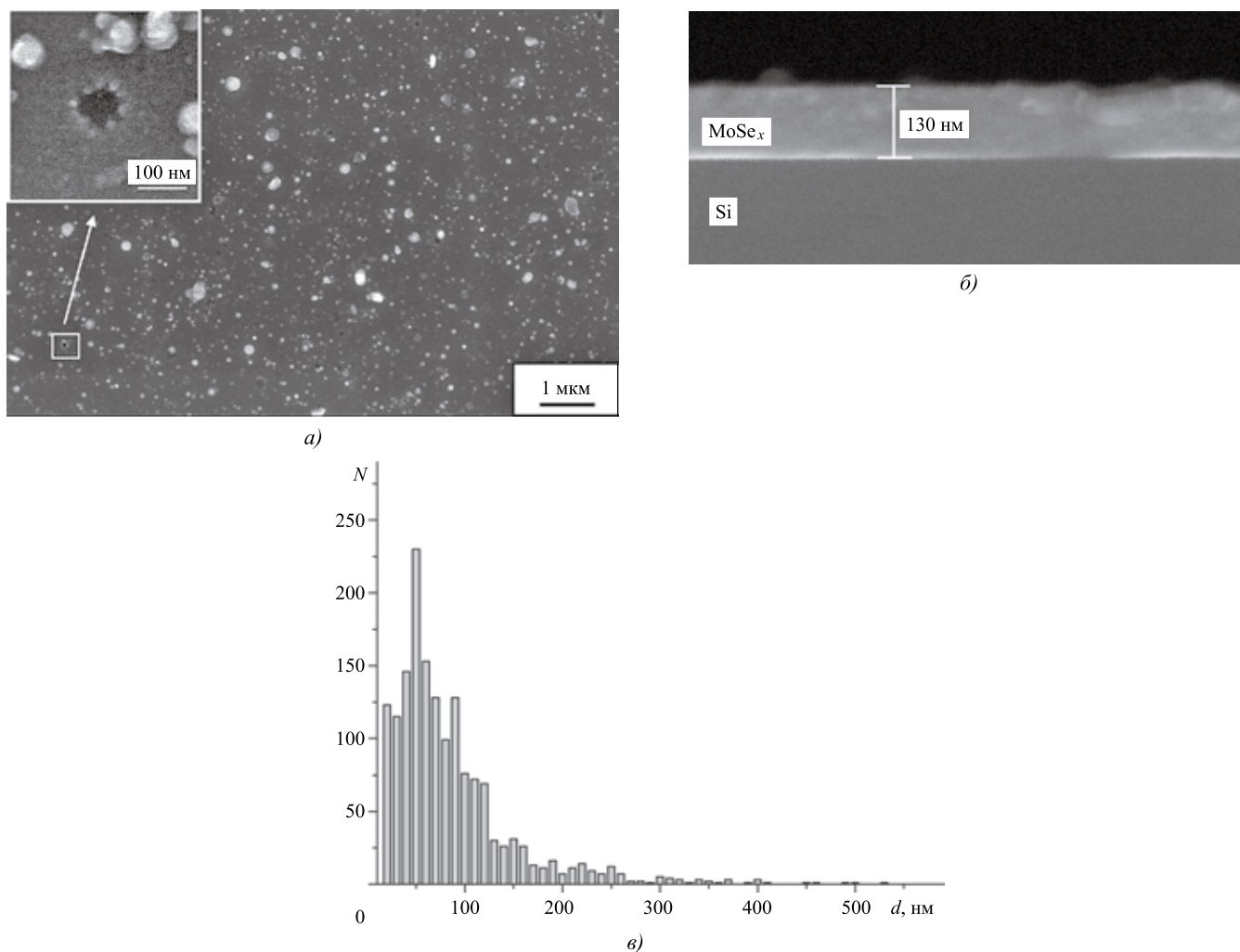


Рис. 6. СЭМ-изображение поверхности MoSe_x-пленки толщиной 130 нм (а), ее поперечного излома (б) и гистограмма распределения наночастиц по размеру (в)

сти (рис. 6, а) и ее поперечного сечения (рис. 6, б). Следует, однако, отметить, что анализ областей пленки вблизи пор, образовавшихся в результате удаления (возможно, отскока) крупных наночастиц, показал, что аморфная матрица оказывается наноструктурированной и состоящей из наночастиц размером ~ 20...30 нм. Частицы упакованы очень плотно, их границы не проявляются на контрасте СЭМ-изображения. В результате этого, вероятно, изменялся характер гистограммы распределения наночастиц, которые явно выделялись контрастом на СЭМ-изображении. В отличие от гистограммы, приведенной на рис. 2, на гистограмме для MoSe_x-пленки толщиной 130 нм наибольшее число частиц имеет размер ~ 50 нм.

Гистограмма распределения наночастиц в MoSe_x-пленке толщиной 130 нм уширяется в область больших размеров наночастиц (диапазон 200...500 нм). Это обусловлено тем, что при увеличении времени осаждения возрастает вероятность образования и

осаждения крупных наночастиц, которые вылетают из мишени в результате механического разрушения материала мишени под действием импульса отдачи либо в результате отрыва крупных капель. Нельзя исключить вероятность слипания или наслаивания относительно небольших наночастиц. Скорость осаждения атомарного потока и потока наночастиц с размерами ~ 20...50 нм оказывается недостаточной для того, чтобы частицы с размерами 200...500 нм успевали эффективно встраиваться в объем покрытия.

Рисунок 7 показывает влияние осаждающихся частиц на шероховатость поверхности тонкопленочных MoSe_x-покрытий, созданных при относительно низкой и более высокой интенсивности импульсного лазерного облучения мишени. Толщина осажденных слоев составляла ~ 200 нм. Анализ этих изображений позволил установить, что параметры шероховатости во многом зависят от размеров измеряемой площади пленки. При сканировании большой площади

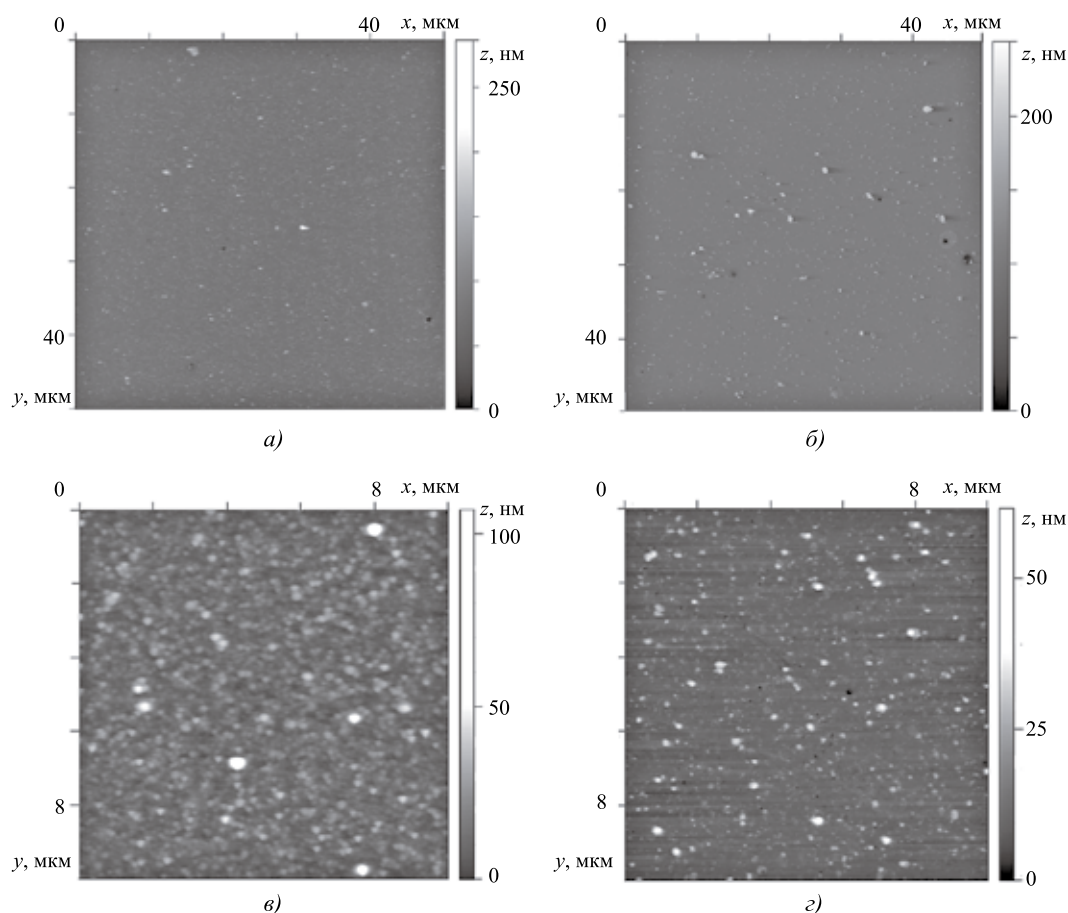


Рис. 7. АСМ-изображения при двух увеличениях для поверхности MoSe_x -пленок толщиной ~ 200 нм, полученных при облучении мишени лазерными импульсами с плотностью энергии 7 Дж/см^2 (энергия 60 мДж) (а, в) и 50 Дж/см^2 (140 мДж) (б, г)

поверхности ($\sim 45 \times 45 \text{ мкм}$) средняя шероховатость Sa поверхности пленки, полученной при плотности энергии 7 Дж/см^2 , составила $37,8 \text{ нм}$, а среднеквадратичная шероховатость Sq равнялась $5,2 \text{ нм}$. Для пленки, полученной при 50 Дж/см^2 , $Sa = 85,9 \text{ нм}$, $Sq = 6,9 \text{ нм}$. Значение шероховатости увеличивалось за счет осаждения крупных наночастиц, выступающих над поверхностью на 200 нм . При сканировании меньшей площади поверхности ($\sim 10 \times 10 \text{ мкм}$), в которой отсутствовали очень крупные наночастицы, шероховатости пленок, полученных при плотности энергии 7 Дж/см^2 , оказалась несколько больше, чем у пленки, полученной при 50 Дж/см^2 . Для плотности энергии 7 Дж/см^2 получены $Sa = 8,7 \text{ нм}$, $Sq = 5,6 \text{ нм}$, а для 50 Дж/см^2 — $Sa = 8,6 \text{ нм}$, $Sq = 2,6 \text{ нм}$. На рис. 7, в, г видно, что поверхность пленок представляет собой плотную упаковку нанохолмов, латеральные размеры которых составляют примерно 50 нм . Именно наночастицы с таким размером преобладали на гистограмме, приведенной на рис. 6, в.

Локальное сглаживание шероховатости поверхности MoSe_x -пленки при использовании высокоэнергетических лазерных импульсов для испарения

MoSe_2 -мишени, вероятно, обусловлено повышенной энергетикой осаждаемого плазменно-парового потока. Эта характеристика потока оказывает влияние на подвижность осаждаемых атомов и наночастиц, а также на химический состав поверхности. При увеличении подвижности осаждаемых атомов, а также атомов отдачи, образующихся при воздействии высокоэнергетических атомов на поверхностный слой, возрастет плотность упаковки материала в матрице пленки. При повышении энергии частиц также усиливается преимущественное распыление селена, а при повышенной концентрации металлического молибдена снижается роль процессов, регулируемых химическим взаимодействием атомов Mo и Se и способных оказать влияние на рост покрытия и, как следствие, топографию поверхности.

Выводы

Варьирование энерговклада в зоне (пятне фокусировки) импульсного лазерного облучения MoSe_2 -мишени позволяет регулировать процессы образования и осаждения наночастиц при формировании

твердосмазочного MoSe_x -покрытия. Наиболее эффективно наночастицы образуются при воздействии импульсов с высокой плотностью энергии, обуславливающей образование яркосветящегося плазменного факела. Согласно данным ПЭМ- и МД-исследований наибольшее число частиц содержит металлическое ядро (Mo), размеры которого изменяются в интервале 1...60 нм с максимумом при 20 нм. Кроме таких наночастиц в осаждаемом эрозионном факеле присутствует атомарная компонента, а также небольшое число частиц субмикронных размеров.

Осаждаемые атомы и наночастицы способны мигрировать по поверхности пленки, также возможно кулоновское притяжение наночастиц и, как следствие, образование кластеров из нескольких наночастиц. В результате многофакторного механизма роста, обусловленного осаждением сложного по составу эрозионного факела и миграционными процессами на поверхности растущего слоя, формируется специфическая структура тонкопленочных MoSe_x -покрытий. Морфология тонкопленочных покрытий характеризуется плотной упаковкой округлых наночастиц с характерным латеральным размером ~ 50 нм, а топография — относительно гладкой поверхностью ($Sq \sim 2...7$ нм), над которой могут возвышаться на 100...200 нм отдельные крупные частицы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Polcar T., Cavaleiro A. Self-adaptive low friction coatings based on transition metal dichalcogenides // *Thin Solid Films*. 2011. Vol. 519. P. 4037—4044.
2. Ion-assisted deposition of MoS_x films from laser-generated plume under pulsed electric field / V.Yu. Fominski, V.N. Nevolin,

R.I. Romanov, I. Smurov // *Journal of Applied Physics*. 2001. Vol. 89. No. 2. P. 1449—1457.

3. Влияние режимов импульсного лазерного осаждения на трибомеханические свойства тонкопленочных покрытий Mo—Se—Ni—C / С.Н. Григорьев, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов и др. // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2011. № 9. С. 23—31.

4. Encapsulated and hollow closed-cage structures of WS_2 and MoS_2 prepared by laser ablation at 450—1050 °C / R. Sen, A. Govindaraj, K. Suenaga et al. // *Chem. Phys. Lett*. 2001. Vol. 340. P. 242—248.

5. О механизме формирования инкапсулированных наночастиц при импульсном лазерном осаждении тонкопленочных покрытий WSe_x / В.Ю. Фоминский, С.Н. Григорьев, А.Г. Гнедовец, Р.И. Романов // *Письма в ЖТФ*. 2013. Т. 39. Вып. 6. С. 87—94.

6. Pulsed laser deposition of nanocomposite MoSe_x/Mo thin-film catalyst for hydrogen evolution reaction / S.N. Grigoriev, V.Yu. Fominski, R.I. Romanov et al. // *Thin Solid Films*. 2015. Vol. 592. P. 175—181.

7. Получение и исследование трибологических свойств твердосмазочных покрытий, содержащих шарообразные наночастицы металла / Р.И. Романов, Д.В. Фоминский, Н.П. Мацнев, С.П. Посеренин // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2016. № 1. С. 34—40.

8. Модифицирование структуры и улучшение трибологических свойств твердосмазочных покрытий WSe_x при импульсном лазерном осаждении в буферном He газе / С.Н. Григорьев, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, М.А. Волосова // *Трение и износ*. 2013. № 4. С. 348—356.

9. Experimental study and modelling of laser plasma ion implantation for $\text{WSe}_x/^{57}\text{Fe}$ interface modification / V.Yu. Fominski, S.N. Grigoriev, A.G. Gnedovets et al. // *Appl. Surf. Sci*. 2013. Vol. 276. P. 242—248.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказы и обращайтесь за дополнительной информацией
в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2А
Тел.: (495) 785-60-69
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

К сведению авторов журнала «Упрочняющие технологии и покрытия»

Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 12 страниц, напечатанных на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа через два интервала 12-м кеглем.

Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

В редакцию предоставляется статья в электронном виде – файл (с расширением .doc или .pdf) с набором текста (шрифт Times New Roman) или распечатанная рукопись (на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа).

Электронная версия может быть выслана по e-mail: utp@mashin.ru

Требования к оформлению статьи

1. Обязательно должны быть представлены сведения об авторах:

- Ф.И.О.;
- ученая степень и звание (если есть);
- место работы;
- должность;
- адреса и телефоны (домашний и служебный), факс;
- E-mail.

Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрыть полностью, указывать город.

2. Обязательно представлять на русском и английском языках:

- фамилии, имена и отчества авторов, название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- название статьи;
- аннотацию к статье;
- ключевые слова.

3. Начало статьи должно быть оформлено по следующему образцу:

- УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации <http://teacode.com/online/udc/>);
- авторы (с указанием ученой степени);
- полное название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- город;
- страна (для иностранных авторов).

Ссылку на гранты необходимо обозначать звездочкой () на первой странице.*

4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

5. После текста должен быть приведен список литературы, используемой при написании статьи.

Составляется список по порядку ссылок в тексте и оформляется по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать пяти наименований. Допускаются ссылки на литературу не ранее 2000 г. выпуска (при необходимости ссылку на более "старый" источник литературы приводят непосредственно в тексте).

6. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисовочную подпись. Подрисовочные подписи следует представлять отдельным списком. Объяснение рисунков и фотографий в тексте и подписи к ним должны соответствовать содержанию рисунков.

Данные таблиц и рисунков не должны дублировать текст!

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении ред. совета без предоставления рецензии.

Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются

Плата за публикацию статей не взимается

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.

Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 01.03.2016 г. Подписано в печать 19.04.16 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: www.aov.ru