

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 8 (104)  
август  
2013

Издается с января 2005 г.

Главный редактор

д-р техн. наук

Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д-р физ.-мат. наук  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

д-р техн. наук  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН  
д-р техн. наук  
А.В. КИРИЧЕК  
д-р техн. наук  
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

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

Редакция:  
Л.П. ШЕСТОПАЛОВА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве. Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Факс: (499) 269-48-97. E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ

### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Зубков Н.Н., Васильев С.Г. Повышение износостойкости деталей пар трения скольжения на основе метода деформирующего резания . . . . . 3

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Ботянов Е.В., Раткевич Г.В., Гречишкун Р.М. Структурные фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением поверхности многоканальным CO<sub>2</sub>-лазером . . . . . 10

- Бабенко Э.Г., Николенко С.В., Кузьмичев Е.Н. Комбинированная обработка стали Ст3 электроискровым легированием и газоэлектрической наплавкой в среде CO<sub>2</sub> . . . . . 14

- Маранц А.В., Сова А.А., Нарва В.К., Смурров И.Ю. Получение покрытий методом холодного напыления с последующей лазерной обработкой . . . . . 21

- Федоров М.В., Зайдес С.А., Неживляк А.Е. Анализ влияния плазменного упрочнения гребней колесных пар локомотива на эксплуатационную долговечность в системе "колесо–рельс" . . . . . 28

- Федотов А.Ф., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Лавро В.Н., Алтухов С.И., Латухин Е.И., Давыдов Д.М. Состав, структура и свойства многокомпонентных СВС-прессованных катодов системы Ti–C–Al и полученных из них вакуумно-дуговых покрытий . . . . . 33

### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Кадырметов А.М., Сухочев Г.А., Мальцев А.Ф. Моделирование качества покрытий, полученных плазменным напылением с одновременной электромеханической обработкой . . . . . 39

### ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Перспективность применения аморфно-кристаллических покрытий для магнитомягких сплавов . . . . . 44

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

№ 8 (104)  
August  
2013

Since 2005, January

## Editor-in-Chief

Dr of Eng. Sci.  
Yu.V. PANFILOV

## Chair of Editorial Council

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

## Editorial Assistants

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

## Chairman Assistants:

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

## Editorial council:

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

## Edition:

L.P. SHESTOPALOVA  
T.V. PARAYSKAYA

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

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

## CONTENTS

### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Zubkov N.N., Vasiliev S.G. Wear resistance improvement based on deformational cutting ..... 3

### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Afanasieva L.E., Barabonova I.A., Botyanov E.V., Ratkevich G.V., Grechishkin R.M. Structural phase transitions in high-speed steel at laser surface melting treatment with multichannel CO<sub>2</sub> laser ..... 10

- Babenko E.G., Nikolenko S.V., Kuzmichev E.N. The combined processing of St3 steel by the electrospark alloying and gaselectric surfacing in the environment of CO<sub>2</sub> ..... 14

- Marants A.V., Sova A.A., Narva V.K., Smurov I.Yu. Deposition of cold spray coatings with laser post-treatment ..... 21

- Fyodorov M.V., Zaydes S.A., Nezhivlyak A.E. Analysis of the effect of plasma-reinforced edges for locomotives' wheelsets on operational durability in the wheel-rail system ..... 28

- Fedotov A.F., Amosov A.P., Ermoshkin A.A., Lavro V.N., Altukhov S.I., Latukhin E.I., Davydov D.M. Composition, structure and properties of multicomponent SHS-pressed cathodes of Ti-C-Al system and arc-PVD coatings made from them ..... 33

### PROCESSING BY COMBINED METHODS

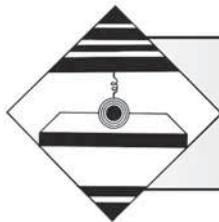
- Kadyrmetov A.M., Sukhochev G.A., Maltsev A.F. Modeling of coating quality produced by plasma spraying with simultaneous electromechanical treating ..... 39

### INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

- Pudov V.I., Dragoshansky Yu.N. Promising applications of amorphous-crystalline coatings for soft magnetic alloys ..... 44

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



# МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.78, 621.7.04, 62-722.2

Н.Н. Зубков, С.Г. Васильев (*МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва*)  
E-mail: zoubkovn@bmstu.ru

## Повышение износостойкости деталей пар трения скольжения на основе метода деформирующего резания

*Представлена систематизация выполненных ранее исследований, предлагаются новые решения по применению метода деформирующего резания для повышения работоспособности деталей трения скольжения. Рассмотрены модификация поверхностных слоев деталей трения за счет глубокого деформационного упрочнения, создание подповерхностных микрополостей для удержания смазки, получение механической обработкой закалочных структур в поверхностном слое детали, химико-термическая обработка специальных макрорельефов, а также подготовка поверхностей под нанесение износостойких или антифрикционных покрытий.*

**Ключевые слова:** износостойкость, трение, деформирующее резание, композиционные структуры, подшипники скольжения, твердые смазки, антифрикционный.

*Article systematizes preceding research and offer new solutions for the use of deformational cutting method to improve performances of friction bearing units. Proposed modification of the surface bearing layers due to deep deformational hardening, creating subsurface microcavities for oil keeping, mechanical treatment with surface layers quenching, chemical and thermal treatment of special macroreliefs and preparation surfaces for wear-resistant and antifriction coatings.*

**Keywords:** wear resistance, friction, deformational cutting, composite structures, friction bearing, solid lubricant, antifriction.

Главные тенденции машиностроения – повышение надежности, долговечности и точности работы машин и механизмов. Решающее значение имеет качество поверхностного слоя деталей, от которого напрямую зависит работоспособность деталей трения. Интенсификация эксплуатационных процессов, увеличение скоростей перемещения рабочих органов, повышение контактных нагрузок и температур увеличивает роль качества поверхностного слоя.

Совершенствование методов формирования заданных параметров поверхностного слоя возможно не только модернизацией существующих технологий, но и на основе разработки новых конструкторско-технологических решений. Новым подходом к модификации поверхности деталей узлов трения является применение перспективного метода механической обработки – *деформирующего резания* (ДР) как самостоятельного технологического приема, так и в сочетании с известными методами упрочняющей обработки. Метод деформирующего резания и инструмент для его реализации запатентованы в России, Украине, США и восьми странах Европы [1]. Метод и изделия, полученные на его основе, шесть раз удостаивались золотых медалей и дипломов международ-

ных выставок изобретений и инноваций. На выставке ITEX-2010 щелевые регулируемые фильтрующие трубы удостоены гран-при и кубка Азии за лучшее изобретение 2010 года.

При работе обычного токарного резца разрушение припуска происходит по линиям как главной, так и вспомогательной режущих кромок. Основное отличие инструмента для ДР состоит в том, что он имеет вспомогательную кромку, на которой исключен процесс резания. Стружка подрезается, деформируется, но не отделяется от заготовки полностью, формируя на ней развитый макрорельеф (рис. 1).

Лезвийная обработка методом деформирующего резания позволяет получать макрорельеф путем оребрения на таких материалах, как медь, алюминий и их сплавы, титан, стали, пластмассы. Характерные геометрические параметры оребрения составляют: шаг оребрения – 0,04...3,00 мм, высота ребер – до 7 шагов оребрения для цветных сплавов и до 5 шагов для сталей, ширина межреберного зазора – 0,01...1,00 мм, наклон ребер к основанию – до 45°. Помимо оребрения методом ДР возможно получать структуры в виде шипов, ячеек или резьбовых профилей. Стружка при обработке не образуется. Метод реализуется на

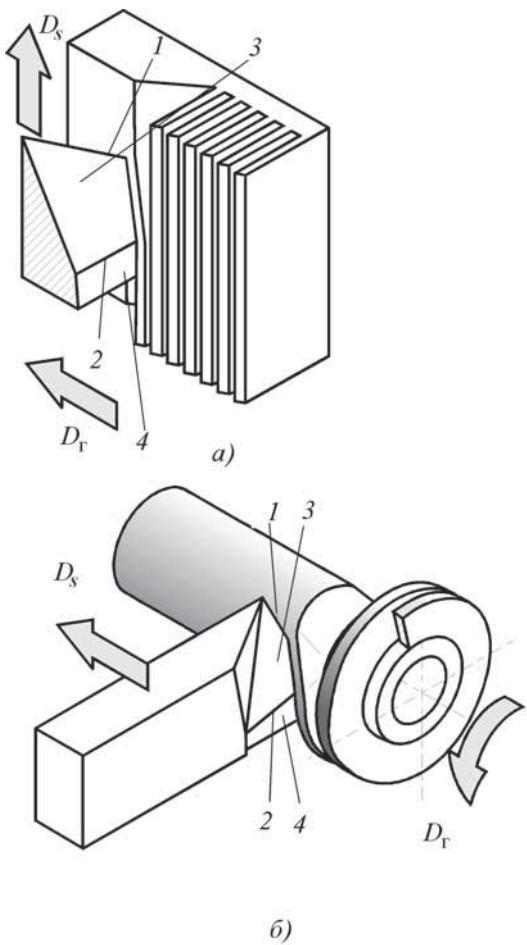


Рис. 1. Обработка по методу деформирующего резания:  
а – по схеме строгания; б – по схеме точения: 1 – главная режущая кромка; 2 – вспомогательная (деформирующая) кромка; 3 – передняя поверхность; 4 – вспомогательная задняя поверхность



Рис. 2. Варианты использования метода ДР для повышения износостойкости деталей трения

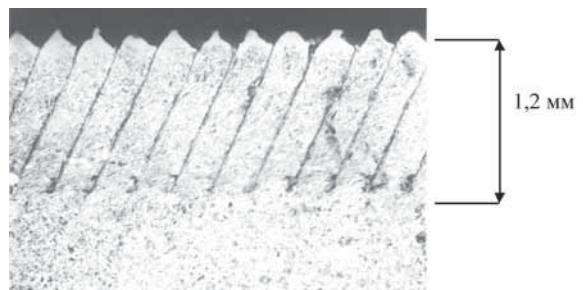


Рис. 3. Поперечное сечение поверхностного слоя детали из стали 40Х13, обработанной методом ДР. Повышение твердости поверхностного слоя в 1,3 раза по сравнению с исходной

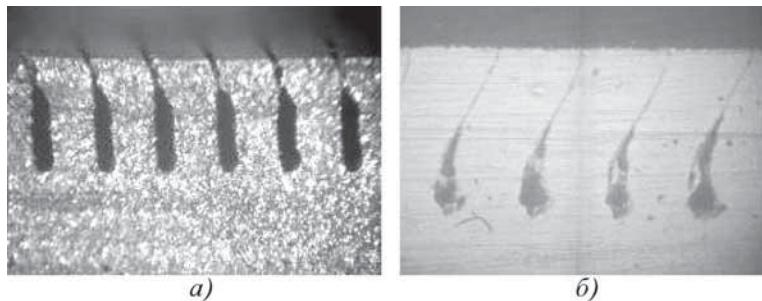
универсальном металорежущем оборудовании. Смазочно-охлаждающие технологические среды не требуются.

К настоящему времени метод ДР нашел применение при изготовлении деталей теплообменной аппаратуры [2, 3], фильтрующих элементов [4], электрических контактов [5, 6], капиллярных структур [7] и в других областях техники. Уникальный микро- и макрорельеф, получаемый методом ДР, представляет существенный интерес для повышения износостойкости деталей трения, поскольку позволяет реализовать новые конструкторско-технологические решения, ранее не применявшиеся в мировой практике.

На рис. 2 представлены возможные варианты использования метода ДР для повышения износостойкости деталей трения.

**1. Деформационное упрочнение.** Суть метода заключается в получении беспористого (с нулевым межреберным зазором) оребрения методом ДР за счет "перелистывания" тонких поверхностных слоев детали

(рис. 3) с формированием упрочненного слоя толщиной до 1,5 мм [8]. В процессе обработки вследствие высокой скорости и величины деформации стружки, характерных процессу резания, подрезанный слой так же, как и стружка, нагартовывается, повышаются его прочность и твердость. На поверхности формируется упрочненный слой. Это аналог алмазного выглаживания или накатки роликами. Важное преимущество метода ДР состоит в создании большей толщины упрочненного слоя и отсутствии экспоненциального уменьшения твердости по глубине. Для коррозионно-стойкой стали 10Х16Н25М6 после обработки ДР было получено двукратное увеличение твердости поверхностного слоя. Рассматриваемый вариант перспективен для деталей трения из незакаливаемых материалов, в том числе коррозионно-стойких сталей, например деталей трения химических



**Рис. 4. Профиль приповерхностного слоя с микрополостями для удержания смазки из сталей:**

*a – 30ХГСА; б – 38Х2МЮА; твердость 52...56 HRC*

насосов, изготавливаемых из высоколегированных хромоникелевых нетермоупрочняемых сталей аустенитного класса.

**2. Создание подповерхностных полостей для удержания смазки.** Структуры, показанные на рис. 3, могут удерживать некоторое количество жидкой смазки в межреберном пространстве даже при так называемой "плотной упаковке" ребер. На наш взгляд, более перспективным является создание специальных микрополостей для удержания смазки с последующим капиллярным выходом ее на рабочую поверхность трения (рис. 4). Такая, пропитанная жидкой смазкой перед эксплуатацией или в процессе регламентного обслуживания, поверхность, в том числе на закаленных деталях, способна удерживать значительное количество смазки, которая из микрополостей по капиллярным каналам постепенно выводится на поверхность трения в процессе эксплуатации. Областью применения подповерхностных микрополостей являются детали трения, требующие периодической смазки, что позволяет увеличить сроки между регламентными работами. Поскольку вся поверхность трения имеет регулярную сетку капиллярных выходов для смазки, предполагается повышение износостойкости деталей за счет более равномерного распределения смазки по контактным поверхностям, а также за счет удаления продуктов износа в межреберные зазоры.

Подповерхностные полости могут быть получены различным образом:

- пластическим деформированием ребер, сформированных ДР с изгибом их вершин (рис. 5, а);

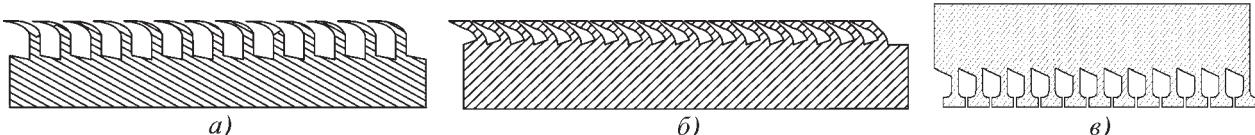
- утолщением вершин ребер (рис. 5, б);
- комбинацией деформации вершин ребер с изгибом самих ребер (рис. 5, в).

Пластическое деформирование может быть осуществлено методом обкатки гладким роликом или алмазным выглаживанием как до закалки оребренной детали, так и после.

Принцип получения подповерхностных полостей для удержания смазки за счет специальной конфигурации режущей кромки показан на рис. 6. Положения инструмента, отстоящего друг от друга на величину подачи за оборот детали  $S_0$ , обозначены цифрами I и II. Инструмент имеет главную режущую кромку  $ABG$ , состоящую из двух прямолинейных участков, и деформирующую кромку  $AH$ . Подрезаемый слой  $ABCDEF$  после прохождения по передней поверхности инструмента займет положение  $AB'C'D'E'F$ , сохраняя связь с основным объемом материала в корне ребра. Пример полученных подповерхностных полостей показан на фотографии рис. 7.

**3. Химико-термическая обработка микро- и макрорельефов в виде оребрения [9].** Химико-термическая обработка (ХТО) структуры, показанной на рис. 3, позволяет многократно повысить толщину упрочненного слоя за то же время обработки, благодаря легированию с боковых сторон ребер. Толщина упрочненного слоя в этом случае определяется глубиной слоя, модифицированного ДР, а не временем ХТО (рис. 8).

Практический интерес представляют возможности получения композиционных структур различных типов как с остаточной пористостью, так и беспористых. Современные исследования показывают, что лучшими характеристиками по износостойкости обладают поверхности не с большей твердостью, а с оптимальным сочетанием твердых и более мягких составляющих. Управление процессом формирования композиционной структуры с заданными составом и свойствами на поверхностях трения является важным направлением развития упрочняющих технологий. В ходе выполнения работ нами определены режимы ДР в сочетании с параметрами химико-термической обработки, позволяющие получать упрочненные композиционные структуры четырех различных типов (рис. 9). Чередование слоев высокой и низкой



**Рис. 5. Получение подповерхностных полостей совмещением деформирующего резания и последующей пластической деформации:**

*а – с изгибом вершин ребер; б – с утолщением вершин ребер; в – с утолщением вершин и изгибом ребер*

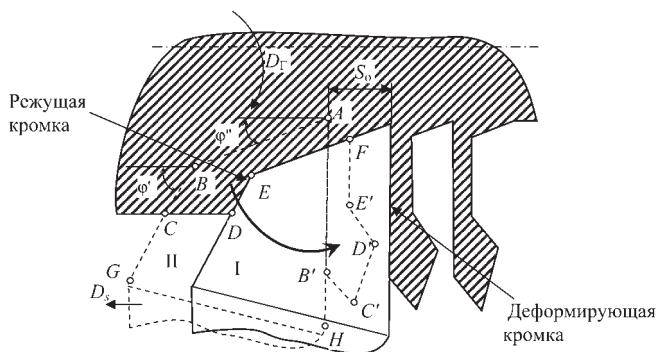


Рис. 6. Принцип формирования подповерхностных полостей инструментом для ДР с двойной режущей кромкой



Рис. 7. Профиль подповерхностных полостей, полученных инструментом для ДР на стали 38Х2МЮА

твердости, аналогично структуре дамасской стали, но не во всем объеме, а в приповерхностном слое. Пористые упрочненные структуры после ХТО заполняются твердыми смазками на основе дисульфида молибдена или фторопласта, что обеспечивает формирование самосмазывающихся поверхностей трения. Обработка была апробирована на различных стальах при использовании в качестве легирующих элементов азота, углерода, бора, алюминия, хрома и их сочетаний. Испытания в ИМАШ РАН так же, как и сравнительные испытания в НИИТАВТОПРОМе, выявили повышение износостойкости и снижение склонности к образованию задиров нитроцементованных поверх-

ностей пар трения скольжения, полученных с использованием метода ДР в 1,6...2,3 раза, в сравнении с исходными поверхностями. Технология получения композиционных структур ДР на деталях трения не значительно удорожает стоимость детали в сравнении с традиционными методами химико-термической обработки, поскольку операция ДР не является дорогостоящей и по производительности эквивалентна операции чернового точения.

**4. Термомеханическое упрочнение (закалывание поверхности методом ДР).** Особый интерес представляет использование метода ДР для получения закалочных структур без использования термического оборудования, т.е. предлагается производить закалку непосредственно на токарном станке как последнюю операцию перед шлифованием. Это направление было предложено Н.Н. Зубковым в 2008 г., однако реализовать на практике изменение структурно-фазового состояния ребра при обработке методом ДР с приемлемой стойкостью инструмента удалось спустя три года В.В. Попцовым [10]. Предложенное решение может быть революционным в области металлообработки как по производительности термической обработки, так и по результату – получению упрочненных слоев с новыми, ранее неизвестными свойствами.

Известно, что пластическое деформирование, осуществляемое до или в процессе термической обработки, существенно изменяет структуру и свойства материала в сравнении с обычной закалкой. На практике такой способ получил название *термомеханической обработки* (ТМО). При высокотемпературной ТМО создаются такие условия пластической деформации и последующей закалки, при которых подавляется развитие рекристаллизационных процессов и создается особое структурное состояние, характеризующееся повышенной плотностью несовершенств и их особым распределением с образованием субструктур полигонизации [11]. В зоне ДР при сходных с высокотемпературной ТМО температурах возможно получение высоких степеней деформации, что позволяет предположить о возможности получения структур аналогичных ТМО.

Сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения, присущие лазерной закалке, также позволяют получать структуры со свойствами, недостижимыми другими методами, в первую очередь за счет аномального строения мартенсита, который более дисперсен, обладает большей твердостью и более высоким уров-

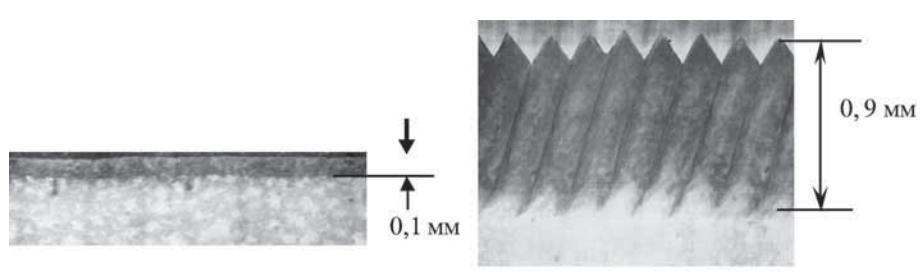


Рис. 8. Увеличение толщины упрочненного слоя за счет подготовки поверхности методом ДР. Сталь 20Х13 после одинаковой по времени низкотемпературной нитроцементации:

а – ХТО без ДР; б – ХТО с подготовкой поверхности методом ДР

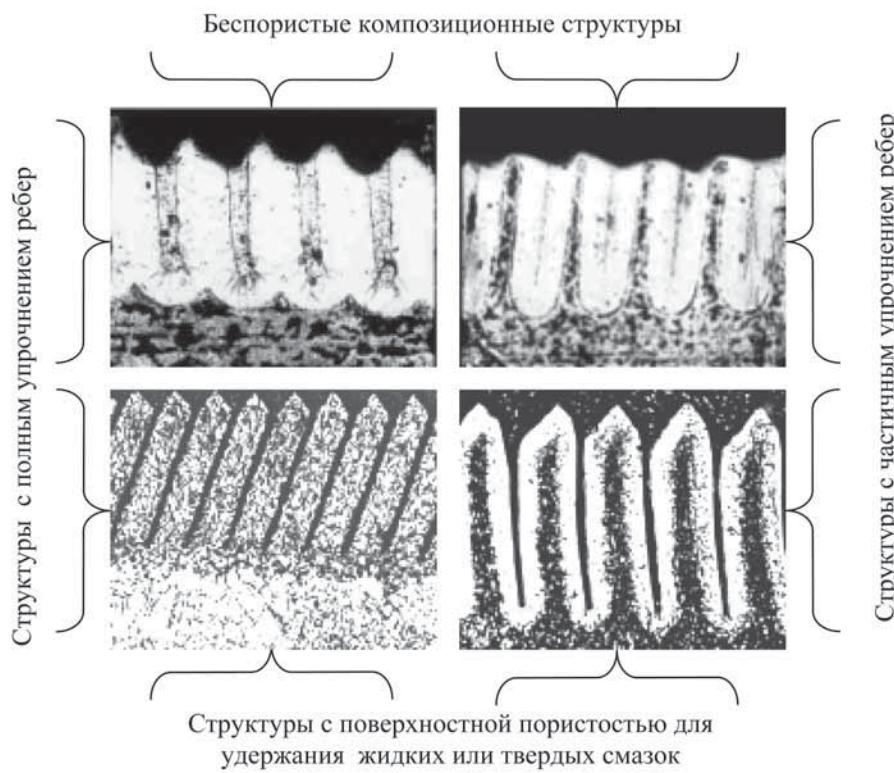


Рис. 9. Варианты модификации поверхностей стальных деталей на основе химико-термической обработки макро- и микрорельефов, полученных ДР

нем внутренних напряжений [12]. За время прохождения слоя материала через зону обработки ДР, которое составляет тысячные доли секунды, он нагревается до 800...1000 °C. Скорость охлаждения, так же, как и при лазерной закалке, обеспечивается теплоотводом в тело детали. Таким образом, скорости нагрева и охлаждения при ДР соизмеримы с условиями лазерной закалки.

Предлагаемый метод поверхностной закалки совмещает особенности как высокотемпературной ТМО (высокие температуры и степени деформаций), так и лазерной закалки (высокие скорости нагрева и охлаждения), при этом толщина модифицированного слоя больше, чем после лазерной закалки.

Для сталей ДР позволяет получать на наружной поверхности детали макроструктуру с полностью аустенитно-маргентитным слоем высокой твердости (так называемый "белый слой") толщиной 0,5 мм. Возможно получение структур с чередованием наклонных "белых" слоев толщиной 50...100 мкм,

микротвердостью 650...950 HV 0,1 (до 68 HRC) и менее твердыми слоями (400...550 HV 0,1) или с мягкими прослойками материала (280...360 HV 0,1) глубиной до 1,5 мм, а также с полностью аустенитно-маргентитной структурой глубиной структуры до 0,6 мм (рис. 10).

**5. Подготовка поверхности под нанесение покрытий.** Низкая прочность связи газотермических покрытий с основой является наиболее острой проблемой, в первую очередь, при нанесении керамических или металлокерамических материалов, свойства которых имеют значительное отличие от характеристик металлической основы по таким показателям, как коэффициент термического расширения, твердость, модуль упругости и др. В то же время именно керамические и твердосплавные покрытия обладают наилучшим комплексом свойств, обеспечивающих высокие эксплуатационные показатели деталей трения, в частности износостойкость.

Метод ДР позволяет не только многократно повысить площадь адгезионной связи наносимого покрытия с основой, но и реализовать анкерный (замковый) эффект удержания наносимого покрытия (рис. 11). Внедрение в обработанную поверхность структуру керамических или твердосплавных порошков возможно методами детонационного, плазменного или сверхзвукового газопламенного напыления и позволяет получать покрытия, способные работать в

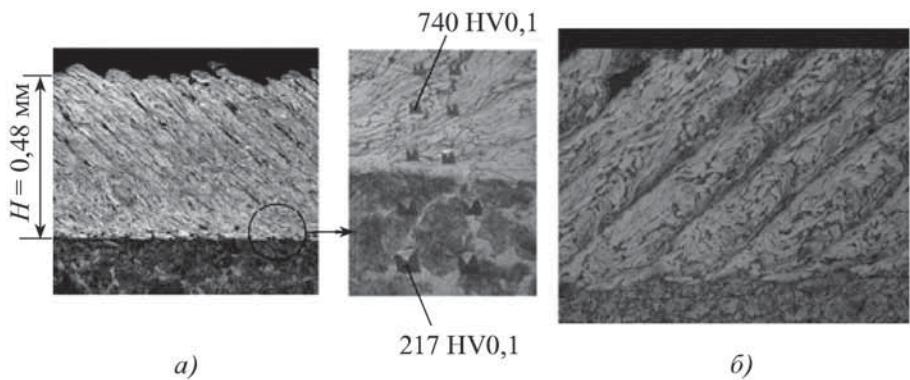


Рис. 10. Закалочные структуры стали 35, получаемые методом ДР на токарном станке: *а* — полностью закаленный слой; *б* — белые наклонные слои аустенитно-маргентитной структуры повышенной твердости в поверхностном слое детали

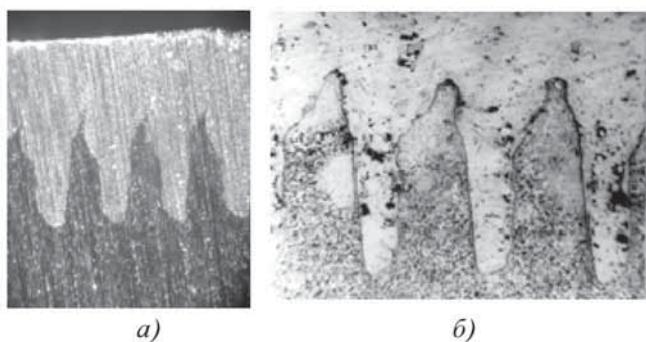


Рис. 11. Твердосплавное – ВК12 (а) и керамическое – оксид алюминия (б) покрытия на валу из стали 40Х с подготовкой поверхности по методу ДР

условиях динамических ударных или термоударных нагрузок.

Проведена оценка степени повышения прочности сцепления плазменно-напыленного керамического покрытия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), нанесенного на обработанную поверхность стального вала при термоциклических испытаниях. Получено многократное повышение количества циклов "нагрев до 950 °C – охлаждение в воду" по сравнению с керамическими покрытиями, нанесенными на вал по традиционной технологии подготовки поверхности "рваная" резьба. На АМО ЗИЛ подтверждена работоспособность твердосплавных покрытий ВК12 на кольцах деформирующей пропшилки при обработке отверстий в балке передней оси автомобиля "Бычок". Покрытия наносились методом сверхзвукового газопламенного напыления (руководитель – профессор А.В. Воронецкий, МГТУ им. Н.Э. Баумана) на наружную сторону кольца с поверх-

ностью в виде оребрения, подготовленной методом ДР.

Следует отметить, что в США и Евросоюзе введено жесткое ограничение на использование гальванического покрытия твердым хромом ввиду канцерогенности шестивалентного хрома, используемого в гальванопроцессе твердого хромирования. Неминуемо такой запрет распространится в ближайшем будущем и на Российскую Федерацию. Покрытие твердым хромом широко распространено и используется для повышения износостойкости деталей трения скольжения (штоки гидроцилиндров землеройной и подъемной техники, авиационных шасси и т.п.). Альтернативой этому процессу является нанесение газотермических покрытий на основе карбидов металлов (карбиды вольфрама, хрома, титана) на металлических связках (cobальт, никель, молибден и их сплавы), что в свою очередь актуализирует роль методов качественной подготовки поверхности под нанесение газотермических покрытий.

**6. Формирование твердосмазочных структур и покрытий.** Макрорельеф, полученный ДР, может быть эффективно использован для удержания на поверхности фторопластовых покрытий или покрытий из других полимеров, обладающих низким коэффициентом трения (полиамиды, анид, капрон и др.). На рис. 12 представлены внешний вид и поперечный срез подшипника скольжения из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т с фторопластовым покрытием. Здесь, так же как и в случае износостойких покрытий, прочность связи с основанием обеспечивается не столько адгезионной связью, сколько замковым эффектом механического удержания покрытия.

Стальная поверхность, в том числе закаленная, также может содержать **твердосмазочный материал** (TCM) не только в виде покрытия, но и в виде вертикальных прослоек, выходящих на поверхность трения (рис. 13).

**7. Восстановление размеров и свойств поверхности изношенных деталей трения.** Восстановление изношенных поверхностей методом ДР заключается в перераспределении материала поверхности восстанавливаемой детали и увеличения ее линейных размеров до 0,8 мм на диаметр за счет создания поверхностной пористости в виде узких глубоких канавок. Потеря несущей способности восстановленной детали на 20...30 % компенсируется повышенными прочностными характеристиками материала ребер. В некоторых случаях при восстановлении посадочных мест подшипников устранения поверхностной пористости не требуется. Получено увеличение усилий запрессовки-распрессов-

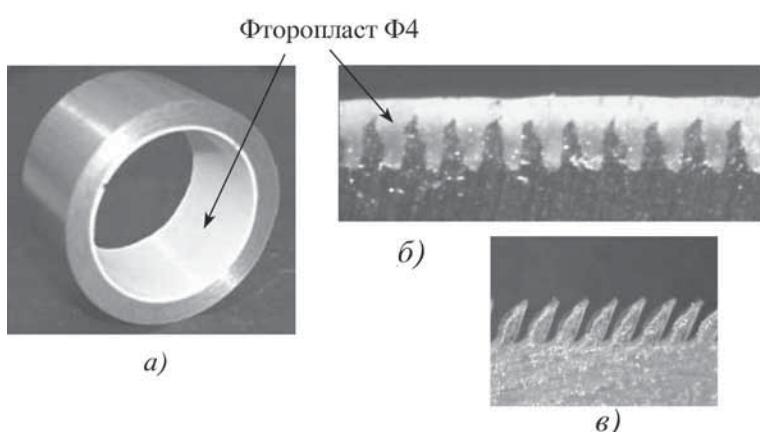
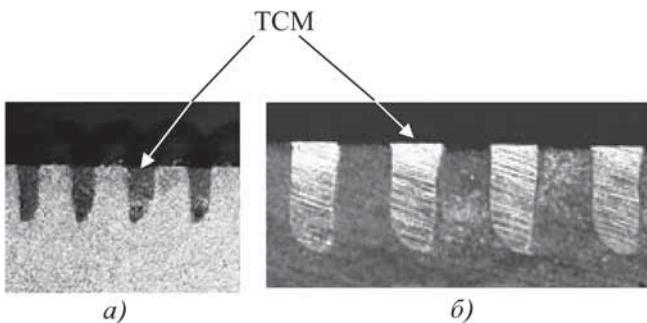


Рис. 12. Фторопластовая (Ф4) лента, запрессованная во внутреннюю поверхность стальной (12Х18Н10Т) подшипниковой втулки (а, б), и поверхность фторопласта (Ф4), подготовленная под склеивание с другими материалами (в)

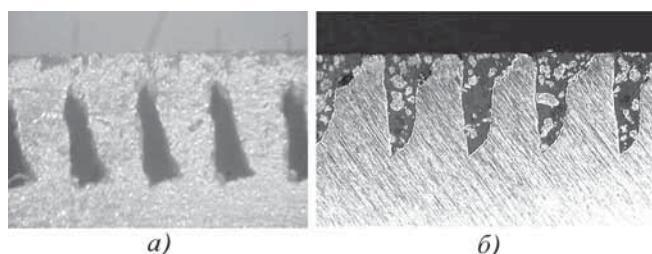


**Рис. 13. ТСМ в структуре поверхности трения:**  
а – полимеризованная фторопластовая эмульсия с дисульфидом молибдена; б – твердосмазочная композиция на основе меди

ки подшипников на восстановленной методом ДР поверхности по сравнению с неизношенным валом при одинаковых величинах натягов (в том числе при многократном снятии подшипника), что свидетельствует о работоспособности предложенного варианта [13].

В случае необходимости устранения поверхностной пористости (например для сальниковых уплотнений) возможно заполнение канавок по методам, представленным в п. 3, 5, 6 и п. 2 (для случая с полным закрытием капиллярного выхода на поверхность трения). Апробирован также вариант уменьшения поверхностной пористости методом электроискрового легирования (рис. 14, а). Предлагаемая технология позволяет восстанавливать не только размеры, но и свойства поверхности деталей, зачастую с повышением характеристик, в сравнении с исходными для новых деталей.

Наиболее простым способом устранения пористости рельефа, полученного ДР, является заполнение межреберных зазоров современными металло- или керамиконаполненными компаундами (ремонтными составами) (рис. 14, б). На фотографии рис. 14, б вид-



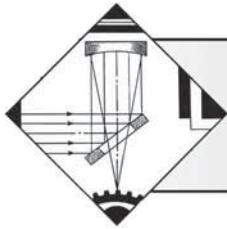
**Рис. 14. Структура поверхности восстановления валов:**  
а – сталь 38ХМЮА после устранения поверхностной пористости электроискровым легированием, увеличение диаметра на 0,6 мм; б – сталь 40Х с заполнением межреберного зазора керамиконаполненным ремонтным составом

но, что ребра выступают на поверхность восстановленной детали и контактные нагрузки воспринимаются металлом основной детали, а не ремонтным составом.

Анализируя рассмотренные варианты, можно сделать вывод о том, что на основании метода деформирующего резания могут быть предложены новые конструкторско-технологические решения для проектирования и изготовления деталей и узлов трения скольжения. Опираясь на предложенные решения, можно создавать упрочненные приповерхностные композитные структуры, самосмазывающиеся поверхности трения, производить поверхностную закалку непосредственно на том же оборудовании, которое используется при изготовлении деталей, подготавливать поверхность для повышения прочности сцепления покрытий с основным материалом детали.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Pat. 5775187 USA, Int. Cl. B23B 17/00. Method and apparatus producing a surface with alternating ridges and depressions / N.N. Zoubkov (РФ), A.I.Ovtchinnikov (РФ). № 545640. 1998.
2. Зубков Н.Н. Оребрение труб теплообменных аппаратов подрезанием и отгибкой поверхностных слоев // Новости теплоснабжения. 2005. № 4. С. 51–53.
3. Pat.7637012 USA, Int. Cl.B21D51/06; Method of forming protrusions on the inner surface of a tube / P.Thors, N. Zoubkov. 2009.
4. Зубков Н.Н., Слепцов А.Д. Получение полимерных щелевых фильтрующих труб методом деформирующего резания // Вестник машиностроения. 2010. № 12. С. 51–53.
5. Novel Electrical Joints Using Deformation Machining Technology. Part I. Computer Modeling / L. Solovyeva, N. Zubkov, B. Lisowsky etc. // IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology. 2012. Vol. 2. № 10. Р. 1711–1717.
6. Novel Electrical Joints Using Deformation Machining Technology. Part II. Experimental Verification / L. Solovyeva, N. Zubkov, B. Lisowsky etc. // IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology. 2012. Vol. 2. № 10. Р. 1718–1722.
7. Продольные капиллярные каналы для тепловых труб / А.И. Абросимов, В.К. Сысоев Н.Н. Зубков и др. // Прикладная физика. 2010. № 1. С. 123–125.
8. Васильев С.Г., Шуляк Я.И. Изменение твердости поверхности детали методом механической обработки // Известия вузов. Сер. "Машиностроение". 2011. № 11. С. 77–82.
9. Пат. 2015202 РФ. Способ упрочнения поверхности детали / Н.Н. Зубков, А.И. Овчинников, С.Г. Васильев и др. // Изобретения. 1994. № 12.
10. Васильев С.Г., Попцов В.В. Повышение твердости поверхности детали термическим воздействием методом деформирующего резания // Изв. вузов. Сер. "Машиностроение". 2011. № 12. С. 37–43.
11. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Т. 2. М.: Металлургия, 1968. 1171 с.
12. Синяков К.А. Влияние скорости нагрева на структуру и свойства инструментальных сталей // Инструмент и технологии. 2006. № 23. Вып. 1. С. 151–158.
13. Зубков Н.Н. Ремонт, восстановление и модернизация на основе метода деформирующего резания // Ремонт, восстановление, модернизация. 2003. № 10. С. 7.



# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.7 (075.8)

Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, Е.В. Ботянов, Г.В. Раткевич, Р.М. Гречишгин  
(Тверской государственный технический университет)  
E-mail: Ludmila.a@mail.ru

## Структурные фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением поверхности многоканальным CO<sub>2</sub>-лазером\*

Изучены фазовый состав и микроструктура быстрорежущей стали марки Р6М5 после лазерной закалки с оплавлением поверхности на автоматизированном лазерном комплексе АЛТКУ-3 с многоканальным CO<sub>2</sub>-лазером. Показано, что зона закалки из жидкой фазы содержит мартенсит, около 10...15 % остаточного аустенита и 1...8 % карбидов. Для повышения твердости и износостойкости быстрорежущей стали после лазерной закалки с глубоким оплавлением поверхности рекомендуется применять обработку холодом и низкотемпературный отпуск.

**Ключевые слова:** быстрорежущая сталь, лазерная закалка с оплавлением поверхности, многоканальный CO<sub>2</sub>-лазер.

In the present work the phase composition and microstructure in high-speed steel R6M5 are studied after surface laser melting treatment by an automatic laser complex ALTKU-3 with multichannel CO<sub>2</sub>-laser. It is shown that the zone of liquid phase quenching from the melt contains martensite, about 10...15 % of residual austenite and 1...8 % of carbides. Cold treatment and low temperature tempering are recommended to increase the wear resistance of high-speed steel following laser quenching with deep surface melting.

**Keywords:** high-speed steel, laser surface reflow hardening, multichannel CO<sub>2</sub>-laser.

### Введение

Срок службы деталей и инструментов в большинстве случаев определяется износостойкостью рабочих поверхностей, поэтому разработка новых технологий поверхностного упрочнения материалов является важной и актуальной проблемой. Для практического применения, учитывая широкое разнообразие конструктивных параметров зоны упрочнения (сложные рельефы, острые кромки, внутренние поверхности и т.д.), нужен инструмент с качественно новыми возможностями. Таким энергетическим инструментом является лазерное излучение, способное обеспечить стабильные предсказуемые энергетические параметры для термической обработки материалов [1–3].

При лазерном упрочнении необходимо обеспечить равномерный тепловвод в поверхностный слой в

зоне обработки для создания максимально равномерной глубины упрочненного слоя с однородной структурой и микротвердостью. Применение однолучевых лазеров с гауссовым распределением плотности мощности в сечении луча для этих целей не является оптимальным.

В практике лазерного термоупрочнения также применяют специальные устройства оптического выравнивания распределения плотности мощности в сечении луча. Это позволяет решить проблему в тех случаях, когда отсутствует перемещение пятна излучателя. При перемещении луча суммирование мощности в точках дорожки по центру значительно больше, чем в направлении к краям [2]. Лазерное упрочнение материалов целесообразно выполнять с использованием многоканального лазера, в котором вместо одного мощного луча с гауссовым распределением интенсивности излучения используется пучок лучей малой мощности, и распределение плотности мощности в сечении общего луча становится более равномерным.

\* Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 14В37.21.1278.

Лазерное термоупрочнение чаще всего используют без оплавления поверхности или с минимальным оплавлением с целью увеличения глубины зоны лазерного воздействия (ЗЛВ). Объясняется это тем, что при низких скоростях движения лазерного луча в зоне оплавления образуется микроструктура с пониженным значением микротвердости [1]. Влияние зоны оплавления на свойства обрабатываемых деталей оценивается в литературе противоречиво. Экспериментальных данных до настоящего времени получено недостаточно.

Цель работы – изучить фазовый состав и микроструктуру быстрорежущей стали марки Р6М5 после лазерной закалки с оплавлением поверхности многоканальным СО<sub>2</sub>-лазером.

### Методы проведения исследований

Образцы стали марки Р6М5 после объемной закалки и двукратного отпуска обрабатывались непрерывным лазерным излучением мощностью 1,5...2,5 кВт со скоростью 10...25 мм/с и диаметром пятна лазерного излучения 6 мм. Лазерную закалку образцов выполняли на базе Владимирского лазерного инновационно-технологического центра на автоматизированном лазерном комплексе АЛТКУ-3 [2]. Комплекс состоит из специально разработанного многоканального (40 лучей) СО<sub>2</sub>-лазера с мощностью выходного излучения 3 кВт и технологического поста с пятью координатами манипулирования лучом и двумя координатами манипулирования обрабатываемой деталью.

Исследование микроструктуры стали выполняли методами растровой электронной микроскопии на универсальном микроскопе "JEOL 6610LV" (Япония). Для изучения распределения легирующих компонентов в плоскости шлифов использовали энергодисперсионный спектрометр "INCA Energy++" фирмы Oxford Instruments. Фазовый состав стали определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре "ДРОН-4-07" с использованием монохроматизированного кобальтового K<sub>α</sub>-излучения. Микротвердость измеряли на отечественном микротвердомере ПМТ-3.

### Результаты исследования и их обсуждение

Быстрорежущая сталь марки Р6М5 (M2 по американскому марочнику) является ведущей сталью на рынке производства инструментов как в нашей стране, так и за рубежом. Она относится к вольфрамомолибденовым сталям оптимального состава. Среднее содержание углерода и легирующих компонентов в стали Р6М5 дано в табл. 1 [4].

Таблица 1

#### Концентрация углерода и легирующих компонентов в стали Р6М5

Параметр	C	W	Mo	V	Cr
Концентрация:					
% мас.	0,86	6,00	5,05	1,90	4,10
% ат.	4,12	1,87	3,03	2,14	4,54

Режимы лазерной обработки и геометрические размеры ЗЛВ подготовленных образцов стали Р6М5 с лазерным оплавлением поверхности представлены в табл. 2.

В качестве примера на рис. 1 представлено изображение макрошлифа поперечного сечения образца № 10 в ЗЛВ.

На микроструктуру, формирующуюся при лазерной перекристаллизации поверхности стали, оказывают наибольшее влияние скорость роста фронта кристаллизации и градиент температуры на фронте со стороны жидкой фазы [1, 3]. Значениями этих величин можно управлять, изменяя скорость движения луча лазера и плотность мощности лазерного излучения. Анализ микроструктуры полученных об-

Таблица 2

#### Режимы лазерной обработки и геометрические размеры ЗЛВ

Номер образца	Мощность, кВт	Скорость, мм/с	Глубина оплавленного слоя, мм	Глубина ЗЛВ, мм
1	2,4	15	0,45	1,12
2	2,4	20	0,39	1,09
3	2,4	25	0,30	1,00
4	2,0	15	0,38	1,07
5	2,0	20	0,35	0,98
6	2,0	25	0,25	0,90
7	1,5	15	0,25	0,85
8	1,5	20	0,09	0,67
9	1,5	25	0,02	0,58
10	2,2	10	1,03	1,50

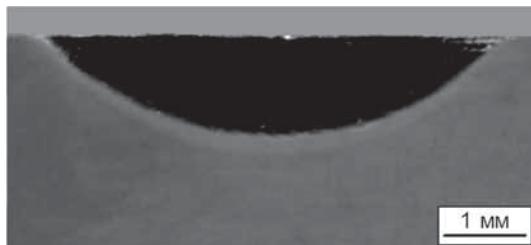


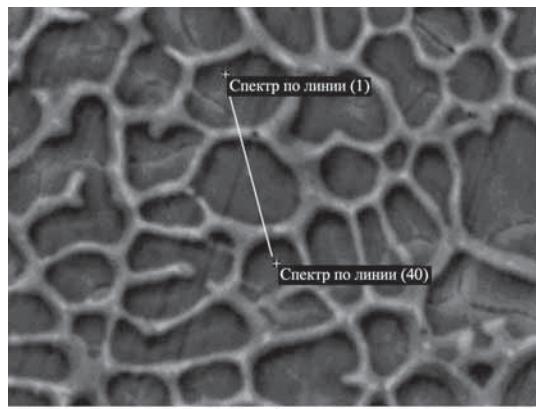
Рис. 1. Макрошлиф поперечного сечения образца № 10 стали Р6М5 в ЗЛВ

разцов показал, что при выбранных режимах лазерной обработки в оплавленной зоне формируется ячеистая структура (рис. 2, а) со средним размером ячеек около 3 мкм. Специфические свойства быстрорежущих сталей обусловлены легированием такими компонентами, как вольфрам, молибден, ванадий, хром, затрудняющими диффузионные процессы и распад мартенсита [5, 6]. При лазерной закалке с оплавлением поверхности находящиеся в структуре стали первичные и вторичные карбиды почти полностью растворились, насыщая твердые растворы мартенсит и аустенит легирующими компонентами и углеродом. В зоне оплавления наблюдается концентрационная неоднородность, количество легирующих компонентов у стенок ячеек выше, чем в их центральной части. Данные рентгеноспектрального микронализма (РСМА) по 40 спектрам по линии представлены на рис. 2, б.

При РСМА анализируется состав микрообъема, в котором происходит возбуждение рентгеновского излучения (область генерации) электронным пучком. Размеры этого микрообъема определяются диаметром электронного пучка и свойствами исследуемого вещества. Однако минимальный размер области генерации составляет около одного микрометра и не изменяется при дальнейшем уменьшении диаметра пучка. Таким образом, РСМА позволяет исследовать состав образца с микронным разрешением.

По данным рентгеноструктурного фазового анализа металл в зоне закалки из жидкой фазы содержит мартенсит, остаточный аустенит в количестве 10...15 % и 1...8 % карбидов (в основном  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ). Наибольшее количество остаточного аустенита и наименьший объем карбидов (1 %) содержится в металле зоны закалки из жидкой фазы глубиной около 1 мм (образец № 10). В качестве примера на рис. 3 представлена дифрактограмма образца № 4.

Известно, что инструменты, изготовленные из быстрорежущих сталей, упрочненных по стандартной технологии, часто выходят из строя из-за выкрашивания крупных карбидных включений в режущей кромке [5, 7]. Содержание карбидной фазы в стали Р6М5



а)

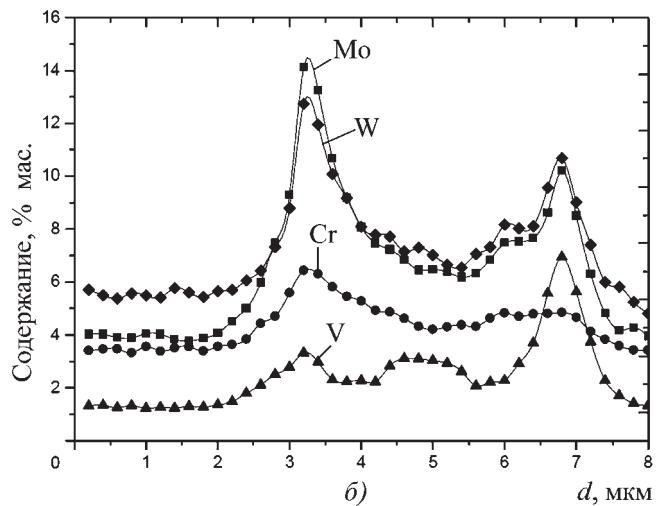


Рис. 2. Быстрорежущая сталь Р6М5 в зоне закалки из жидкой фазы:

а – микроструктура; б – распределение компонентов W, Mo, Cr, V по линии

после отжига – 22, после закалки с 1220 °С – 9,5 % об. соответственно. Лазерная закалка с оплавлением поверхности позволяет растворить крупные первичные карбиды полностью или частично, уменьшая тем самым риск преждевременного выхода из строя инструментов. Формируется благоприятная с точки зрения трибологических свойств структура в зоне закалки из жидкой фазы, в которой ячейки твердой фазы мартенсита окружены тонкой прослойкой пластичной фазы остаточного аустенита. В центральной части аустенитной прослойки встречаются карбиды в виде дискретных пленок толщиной до 0,1 мкм.

Однако при воздействии лазерного излучения высокой мощности при глубоком проплавлении количество карбидной фазы может значительно снижаться: до 1 % для образца № 10. При этом наблюдается снижение микротвердости до HV = 6500 МПа. В таком случае требуются дополнительные технологиче-

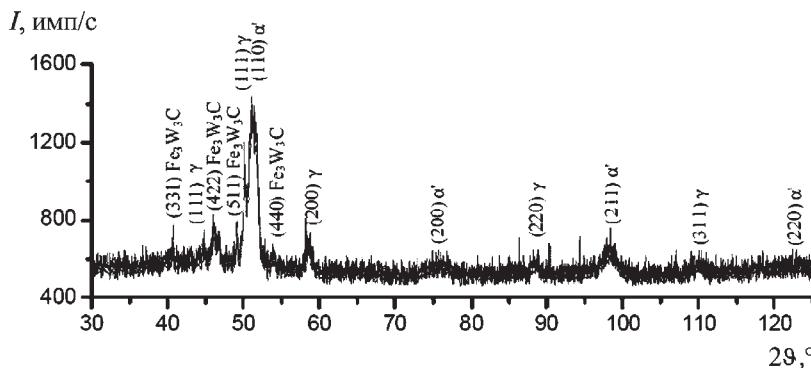


Рис. 3. Дифрактограмма стали Р6М5 в зоне закалки из жидкой фазы. Образец № 4

ские воздействия. Для повышения эксплуатационных характеристик инструментов из быстрорежущей стали, упрочненных лазерной закалкой с глубоким оплавлением поверхности, рекомендуется применять обработку холодом и низкотемпературный отпуск, так как известно, что структуры низкоотпущеного тетрагонального мартенсита с высокой концентрацией углерода и метастабильного остаточного аустенита обладают высоким сопротивлением абразивному и усталостному видам изнашивания [8, 9].

### Выводы

Анализируя полученные результаты исследования, можно сделать вывод о том, что при лазерной закалке с оплавлением поверхности растворяются крупные первичные карбиды полностью или частично в зависимости от режимов обработки, уменьшая тем самым риск преждевременного выхода из строя инструментов из-за выкрашивания крупных карбидных включений в режущей кромке. В случае глубокого оплавления, когда подавляющее количество карбидов растворено, рекомендуется применять обработку холодом и низкотемпературный отпуск, обеспечив тем самым повышение микротвердости и высокое сопротивление абразивному и усталостному видам изнашивания.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ, 2006. 664 с.

2. Ютов В.И. Лазерное термоупрочнение – высокоэффективная технология ресурсосбережения // Лазер-Информ. 2008. № 23 (398). С. 1–8.

3. Астапчик С.А., Голубев В.С., Маклаков А.Г. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке. Минск: Белорус. наука, 2008. 251 с.

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

5. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 525 с.

6. Структурное состояние инструментальной стали после лазерной закалки с оплавлением поверхности / Л.Е. Афанасьева, И.А. Яковлев, Н.С. Зубков, П.О. Зоренко, Р.М. Гречишкян // Металлургия машиностроения. 2010. № 4. С. 17–20.

7. Structure and properties of laser alloyed surface layers on the hot-work tool steel / M. Bonek, L.A. Dobrzanski, E. Hajduczek, A. Klimpel // J. Materials Processing Technology. 2006. № 175. Р. 45–54.

8. Новиков В.В., Латышев В.Н. Модификация и упрочнение трущихся поверхностей лазерной обработкой. ИвГУ, 2000. 119 с.

9. Триботехнические свойства быстрорежущей стали после лазерной поверхностной обработки / И.А. Барабонова, Н.С. Зубков, М.В. Новоселова, Л.Е. Афанасьева // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования. 2013. № 6. С. 74–79.



УДК 621.09

Э.Г. Бабенко<sup>1</sup>, С.В. Николенко<sup>2</sup>, Е.Н. Кузьмичев<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Дальневосточный государственный университет путей сообщения,

<sup>2</sup>Учреждение Российской академии наук Институт материаловедения

ХНЦ ДВО РАН, Хабаровск)

E-mail: accord@festu.khv.ru

## Комбинированная обработка стали Ст3 электроискровым легированием и газоэлектрической наплавкой в среде CO<sub>2</sub>

Предложен оригинальный способ и сформулированы основные положения по комплексному использованию много компонентных минеральных ассоциаций для легирования покрытий при газоэлектрической наплавке. Способ заключается в предварительном нанесении на поверхность изделия легирующего подслоя методом электроискрового легирования с последующим его переплавом электрической дугой в среде защитных газов.

**Ключевые слова:** электроискровое легирование, газоэлектрическая наплавка, электродные материалы, электрошлаковый переплав, шеелитовый концентрат, комбинированная наплавка.

*The original way is offered and basic provisions on complex use of multicomponent mineral associations for the alloying of coverings are formulated at a gaselectric surfacing. The method consists of preliminary drawing on the surface of a product of an alloying intermediate layer by the method of the electrospark alloying with the subsequent remelting by the electric arch in the environment of protective gases.*

**Keywords:** electrospark alloying, gaselectric surfacing, electrode materials, electroslag remelting, sheelite concentrate, combined surfacing.

### Введение

В настоящее время существуют многочисленные методы изменения физико-химических и эксплуатационных свойств металлических поверхностей в данном направлении, каждый из которых имеет свои оптимальные области применения. К ним относится электроискровое легирование (ЭИЛ). К достоинствам метода ЭИЛ относятся: возможность нанесения на обрабатываемую поверхность компактным электродом любых токопроводящих и нетокопроводящих порошковых материалов, высокая прочность сцепления наносимого слоя с материалом основы, низкая энергоемкость процесса (0,5...2 кВт), простота осуществления технологических операций, возможность механизации технологического процесса, незначительный расход электродного материала. Однако ЭИЛ имеет ряд существенных недостатков: невысокая эффективность процесса формирования легированного слоя (ЛС), существенное ограничение по толщине наносимого слоя [1–3]. В связи с этим представляет интерес проведение исследования по комбинированному воздействию на металлическую поверхность электроискрового легирования и сварки в среде CO<sub>2</sub>, которая в настоящее время по объему производства занимает первое место среди механизированных способов и приходит на смену ручной дуговой, так как обладает рядом достоинств [4]:

— является самой дешевой при сварке наиболее распространенных в промышленности и на транспорте углеродистых и низколегированных сталей;

- имеет несложный технологический процесс и простое оборудование;
- дает возможность механизировать и автоматизировать технологический процесс;
- осуществляет глубокий провар основного металла изделия при малой зоне термического влияния (особенно при использовании проволоки малых диаметров — 0,4...1,6 мм);
- не вызывает перегрева малогабаритных изделий при осуществлении восстановительных наплавочных операций при сварке тонкостенного материала;
- дает возможность визуального контроля сварного шва в процессе сварки и т.д.

При нанесении покрытий, в том числе и нелегированных, требуется сварочная проволока, содержащая раскислители (Св-08Г2С, Св-08ГС, Св-08Г2 и др.), так как в зоне горения дуги двуокись углерода диссоциирует ( $2\text{CO}_2 \leftrightarrow 2\text{CO} + \text{O}_2$ ), что ограничивает доступ к расплавленному металлу воздуха, но сохраняет почти такую же окислительную среду, какая была бы при сварке непокрытым электродом. Следовательно, необходимы меры по нейтрализации вредного влияния продуктов диссоциации на наплавленный металл. Роль таких нейтрализаторов выполняют раскислители, находящиеся в составе сварочной проволоки, — кремний (0,5...1,2 % мас.) и марганец (1,5...2,0 % мас.). и др. В случае наплавки высоколегированной проволокой элементы, стоящие в ряду сродства к кислороду левее марганца и кремния, будут окисляться в первую

очередь, исключая возможность легирования наплавленного металла такими компонентами, как алюминий, титан, цирконий и др.

Таким образом, разработка технологии получения ЛС при наплавке в среде  $\text{CO}_2$ , исключающей использование высоколегированной сварочной проволоки, относится к актуальным проблемам. Решение задачи предлагается осуществлять методом комбинированной наплавки, сущность которой заключается в следующем. Перед наплавкой на поверхности детали формируется измененный поверхностный слой, содержащий необходимые легирующие элементы, с последующим переплавом его с металлом изделия. В результате перемешивания в сварочной ванне материала подслоя и основного металла при кристаллизации образуется покрытие с новыми физико-химическими и эксплуатационными свойствами.

Такой способ дает возможность при наплавке в среде защитных газов вводить в сварочную ванну легирующие элементы не только со сварочной проволокой, но и с помощью подслоя, в том числе сформированного на основе минерального сырья.

Задача исследований заключается в разработке и исследовании комбинированного способа обработки низкоуглеродистой стали электроискровым легированием с последующей газоэлектрической наплавкой в среде  $\text{CO}_2$ .

### Методика проведения исследований и материалы

В работе исследовался процесс формирования ЛС и его свойств при ЭИЛ вращающимся торцевым электродом на механизированной установке "Элитрон-101" с использованием генератора импульсов "Элитрон-350" ( $I_p = 24 \text{ A}$ ,  $f = 100 \text{ Гц}$ ), время легирования — 2 мин/ $\text{cm}^2$ .

Материалом основы при комбинированной наплавке были приняты образцы из стали Ст3, а переплав осуществлялся электродуговой сваркой в среде углекислого газа низкоуглеродистой сварочной проволокой Св-08ГА диаметром 1,4 мм, током 180 А при напряжении на дуге 22 В, расход углекислого газа —  $1,6 \cdot 10^4 \text{ м}^3/\text{с}$ , скорость сварки —  $9 \cdot 10^3 \text{ м/с}$  (данные параметры были определены по формуле для расчета режимов сварки  $I_{\text{св}} = \frac{\pi d_3 a}{4}$ , режимы подачи прово-

локи и газа определялись настройками полуавтомата в зависимости от диаметра сварочной проволоки [7, 8]).

Металлографические исследования поперечных срезов упрочняемых образцов проводились на мик-

ротвердомере ПМТ-3М, а рентгенофазовый анализ — на установке ДРОН-7.

На основании ранее проведенных исследований [1–3] при решении поставленной задачи в качестве анода для ЭИЛ использовали электродные материалы из металлов и сплавов на основе тугоплавких соединений:

1 — хром, относящийся к разряду металлов, образующих с железом неограниченные твердые растворы и, соответственно, обладающих лучшими условиями формирования поверхностных слоев по сравнению с ограниченными твердыми растворами и интерметаллидами;

2 — вольфрам — один из металлов, образующих с железом ограниченные твердые растворы. Несмотря на высокую эрозионную стойкость, ухудшающую создание подложки, он формирует при ЭИЛ железа слой с твердостью, превышающей твердость слоев, полученных в качестве анода других металлов;

3 — сплавы на основе карбидов, дающие наибольшую твердость поверхностных слоев при ЭИЛ всех групп сталей;

4 — опытный сплав, содержащий 8,0 % вольфрама, полученный электрошлаковым переплавом низкоуглеродистой проволоки во флюсе на основе шеелитового концентрата [5].

Исследования образцов на износстойкость после ЭИЛ проводили по стандартной методике. Испытания проводили по схеме диск—колодка на машине для испытания материалов на трение и износ ИИ 5018 при нагрузке 100 Н и скорости скольжения 0,025 м/с в условиях трения без смазки. Материалом контртела служила закаленная сталь 40Х (58...60 HRC). В качестве сравнительного параметра принят коэффициент износстойкости  $K_i = \Delta m_k / \Delta m_{\text{обр}}$ , где  $\Delta m_k$  — потеря массы контртела при испытаниях, г;  $\Delta m_{\text{обр}}$  — потеря массы образца, г.

В табл. 1 приведен состав вольфрамсодержащего минерального сырья, используемого для изготовления опытной быстрорежущей стали.

В табл. 2 приведен состав борсодержащего минерального сырья, используемого в качестве добавок в электродные материалы на основе карбида вольфрама.

В табл. 3 приведен химический состав используемых сталей.

В табл. 4 приведен химический состав опытной вольфрамсодержащей стали.

В качестве материала легирующего электрода для электроискрового легирования использовались стандартные твердые сплавы ВК8, ВК6М, Т15К6, разработанные электродные материалы систем WC—Co—Ni<sub>3</sub>Al, WC—Co—Ni—Cr—B—Si.

Таблица 1

## Содержание компонентов, % мас., в шеелитовом концентрате

SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	MnO	CaO	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	As	TiO <sub>2</sub>	WO <sub>3</sub>	SO <sub>3</sub>	H <sub>2</sub> O	H <sub>2</sub> O <sup>+</sup>	CO <sub>2</sub>
7,96	0,78	5,29	0,72	0,02	19,80	2,45	0,18	0,17	4,90	0,45	0,25	55,40	0,10	0,68	1,56	0,43

Таблица 2

## Содержание компонентов, % мас., в датолитовом концентрате

SiO <sub>2</sub>	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	TiO <sub>2</sub>	FeO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	H <sub>2</sub> O	Na <sub>2</sub> O	H <sub>2</sub> O <sup>+</sup>	SO <sub>3</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	
36,72	17,14	37,12	2,05	0,27	0,02	0,56	0,83	0,91	0,02	0,08	4,44	0,10	0,02	

Таблица 3

## Химический состав сталей Ст3, Св-08ГА, 40Х

Марка стали	Содержание элементов, %								
	C	Mn	S	Ni	Cr	P	Cu	Si	As
Ст3	0,14...0,22	0,40...0,65	До 0,05	≤ 0,3	≤ 0,3	До 0,04	До 0,30	0,05...0,17	До 0,08
Св08ГА	≤ 0,10	0,35...0,60	≤ 0,20	—	—	≤ 0,02	—	≤ 0,03	—
40Х	0,36...0,44	0,50...0,80	До 0,035	≤ 0,30	0,80...1,10	≤ 0,035	До 0,30	0,17...0,37	—

Таблица 4

## Химический состав стали и шлаков, оставшихся после переплава

Материал	Содержание элементов, % мас.							
	C	W	Si	Mn	Ca	Mg	S	P
Сплав	0,31...0,33	7,00...8,00	0,30...0,70	0,40...0,50	—	< 0,010	0,028	0,035
Шлак	—	< 0,10	1,20...1,60	0,01...0,08	> 10,00	0,30...0,40	0,15...0,16	0,27...0,29

## Результаты исследований и их обсуждение

Установлено, что при наплавке без подслоя шов имеет две выраженные зоны: наплавленный металл (рис. 1, а), имеющий ферритно-перлитную структуру с  $H_{\mu} = 2,23...2,29$  ГПа и зону термического влияния протяженностью до 0,5 мм с  $H_{\mu} = 1,83...1,99$  ГПа, основной металл – доэвтектоидная сталь с  $H_{\mu} = 1,83...2,10$  ГПа.

При комбинированной наплавке с легирующим подслоем, сформированным ЭИЛ электродом из хрома, получено покрытие толщиной 4 мм со следующими характерными областями (табл. 5):

1. Зона термического влияния протяженностью 2,5...3,0 мм, состоящая из крупных зерен феррита и перлита с  $H_{\mu} = 2,1...2,4$  ГПа.

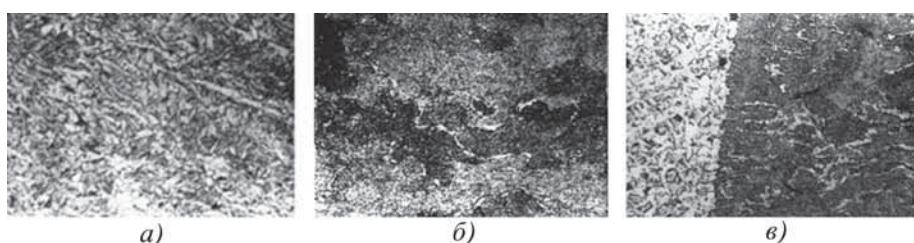
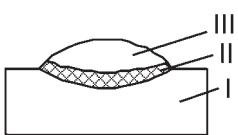
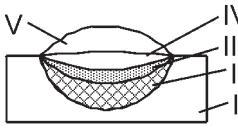
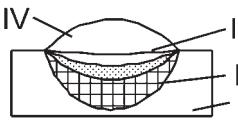
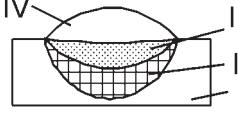


Рис. 1. Микроструктура металла, наплавленного проволокой СВ-08ГА на сталь Ст3 в среде углекислого газа, ×200:

а – наплавка без легирующей подложки; б – наплавка с легирующей хромосодержащей подложкой; в – зона сплавления с основным металлом и легирующей подложкой

Таблица 5

**Характеристики покрытий, полученных комбинированным воздействием на сталь Ст3 электроискровым легированием и газоэлектрической наплавкой**

№ п/п	Материал электрода	Схема зон	Описание микроструктуры по зонам	Микротвердость по зонам $H_\mu$ , ГПа, при нагрузке 0,49 Н
1	Нет		I – основной металл феррит+перлит II – ЗТВ до 0,5 мм – то же, но увеличение размеров зерна III – наплавленный металл – дендритное строение – феррит+карбиды + возможно нерасплавленный мартенсит	I – 1,83...2,10 II – 1,83...1,99 III – 2,30...2,69
2	Cr		II – ЗТВ 1,5...3,0 мм феррит+перлит (крупное зерно) III – зона ЭИЛ травящиеся (феррит+карбиды+мартенсит) IV – зона бейнита и мартенсита (не травится в 4% $\text{HNO}_3$ ). Протравили в реактиве Марбле V – наплавленный металл – мартенсит, бейнит, троостит	II – 2,10...2,40 III – 3,82...5,25 IV – 5,11...5,60 V – 4,80...6,16 (у линии сплавления 5,60; средняя часть 6,16; верхняя часть 4,80...5,60)
3	N–Cr–B–Si		II – ЗТВ 2,0...2,5 мм III – зона ЭИЛ – перлит+избыточные карбиды, бориды IV – зона бейнита и мартенсита V – наплавленный металл – феррит, перлит, бейнит	II – 1,99 III – 3,41...3,67 IV – 4,25...4,80 V – 2,44...3,07 У линии сплавления 2,60; середина 3,07; верх 2,44
4	W		II – ЗТВ 1,0...4,5 мм III – зона ЭИЛ – перлит+избыточные карбиды IV – наплавленный металл (бейнит, перлит, карбиды)	II – 2,68 III – 2,69...3,17 IV – 2,69...3,82 У линии сплавления 3,17...3,82 бейнит; середина 2,52...3,41 бейнит+перлит; верх 2,69...2,77 перлит+сорбит

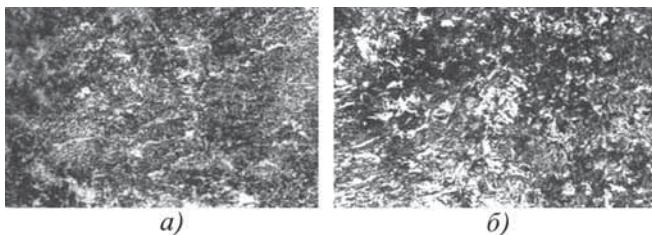
2. Зона, представленная на рис. 1, *в*, из которой видно, что вблизи границы сплавления отсутствует кристаллизационная прослойка, характерная для сварки разнородных материалов. Дендриты наплавленного металла являются продолжением кристаллов основного. Не наблюдается также и диффузионных прослоек, вызываемых миграцией углерода на линии раздела.

3. Наплавленный металл (рис. 1, *б*) с микроструктурой игольчатого феррита, троостита и мартенсита, микротвердость которых находится в пределах 3,82...6,16 ГПа, что практически соответствует микротвердости слоя после ЭИЛ армко-железа хромом [6]. Такая структура связана с быстрым охлаждением сварочной ванны, когда легированный хромом фер-

рит переходит из полиздрической формы (рис. 1, *а*) в игольчатую (рис. 1, *б*), значительно повышая его твердость. В результате, даже при незначительном содержании углерода, из-за наличия хрома образуется структура мартенситного типа, что характерно для легированных хромистых сталей.

Структура наплавленного металла во всем объеме равномерная, микротвердость на разных участках отличается незначительно ( $H_\mu = 5,67...6,16$  ГПа), что свидетельствует о хорошем перемешивании материала подложки с основным и присадочным металлами.

Микроструктура покрытия, полученного переплавом подложки, легированной вольфрамом, во многом аналогична предыдущей. Отличие структур в средней части наплавленного слоя (рис. 2, *а*) и в зоне непо-



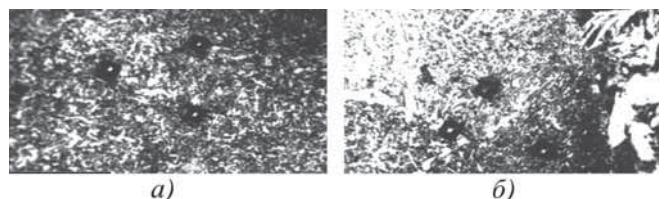
**Рис. 2. Микроструктура металла, наплавленного в среде СО<sub>2</sub> проволокой Св-08 ГА на сталь Ст3 с подложкой, сформированной вольфрамовым электродом:**  
а – средняя часть валика; б – область у зоны сплавления

средственной близости к основному металлу (рис. 2, б) мало заметно. В первом случае она состоит из перлита и бейнита с  $H_{\mu} = 3,01 \dots 3,82$  ГПа, причем зона с наименьшей твердостью расположена в верхней части, а во втором – превалирует перлит с  $H_{\mu} = 2,8 \dots 2,9$  ГПа и некоторое количество сорбита. Во всем объеме наплавленного металла присутствуют в небольшом количестве установленные рентгенофазовым анализом избыточные карбиды Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C, повышающие твердость и прочность металла. Наличие вольфрама способствует измельчению зерна.

Возможность использования для формирования легирующей подложки сплавов на основе карбидов исследовалась при помощи электродов для ЭИЛ, разработанных в Институте материаловедения Дальневосточного отделения РАН [1], состоящих из наиболее распространенных для упрочнения поверхностей стандартных твердых сплавов ВК, ТК с добавками, введенными с целью уменьшения эрозионной стойкости.

В работе [2] показано, что во время электроискрового легирования на рабочих поверхностях электродов под воздействием импульсных термодинамических нагрузок и влиянием межэлектродной среды формируется слой вторичной структуры, отличающийся от исходного материала и имеющий значительные остаточные внутренние растягивающие напряжения 7,8 ГПа. С увеличением продолжительности легирования происходит накопление таких напряжений, которые через определенное время релаксируют с последующим хрупким разрушением поверхностного слоя.

Поверхность анода после ЭИЛ карбидами WC имеет протяженные участки оплавления с большим количеством пор сферической формы, которые возникают в результате уменьшения объема при кристаллизации. Хрупкое разрушение легированного слоя подтверждается дискретным характером формирования поверхностной структуры. Количество участков хрупкого разрушения с увеличением времени



**Рис. 3. Микроструктура металла, наплавленного в среде СО<sub>2</sub> проволокой Св-08ГА на сталь Ст3 с подложкой, сформированной электродом ВК6М–датолит–углерод:**  
а – средняя часть валика; б – зона сплавления

легирования до определенного момента возрастает, а затем стабилизируется.

Учитывая вышеизложенное, из-за низкого коэффициента переноса стандартного твердого сплава эксперименты проводили электродами на основе твердого сплава ВК6М с пластифицирующими добавками в виде борсодержащего минерального сырья (датолитового концентрата – ДТК) и добавкой углерода (см. табл. 2).

На рис. 3 приведена микроструктура сплава, полученного комбинированной наплавкой с подложкой, сформированной ЭИЛ электродами ВК6М–ДТК–углерод. В средней части наплавленного объема (рис. 3, а) зерна сравнительно мелкие, равноосные, представляют собой смесь легированного вольфрамом феррита и перлита с  $H_{\mu} = 1,69 \dots 3,10$  ГПа. Линия сплавления (рис. 3, б) выраженная, но не резкая.

Величина зёрен феррита основного металла и их расположение у зоны сплавления характерны для участков неполного расплавления и перегрева. Пустоты, газовые поры и неметаллические включения не обнаружены. Концы зерен основного металла являются началом кристаллитов наплавленного слоя.

Крупные включения феррита в основном металле указывают на диффузию углерода из зоны термического влияния в наплавленный металл, который на этом участке представляет собой грубопластинчатый перлит с  $H_{\mu} = 2,86$  ГПа и практически не имеет ферритной фазы.

Исследование микроструктуры покрытия, полученного при комбинированной наплавке с подложкой, сформированной ЭИЛ электродом из созданного вольфрамосодержащего опытного сплава (см. табл. 4), показало, что верхняя часть валика (рис. 4, а) представляет собой ферритно-перлитную смесь с преобладанием ферритной составляющей.

Ферритные зёра имеют нерегулярные форму и размеры, границы выявлены достаточно полно, тогда как степень травления середины зерен меняется в зависимости от их ориентации. Однако контраст между различно ориентированными зернами незначителен. В зоне сплавления (рис. 4, в) на участке основного ме-

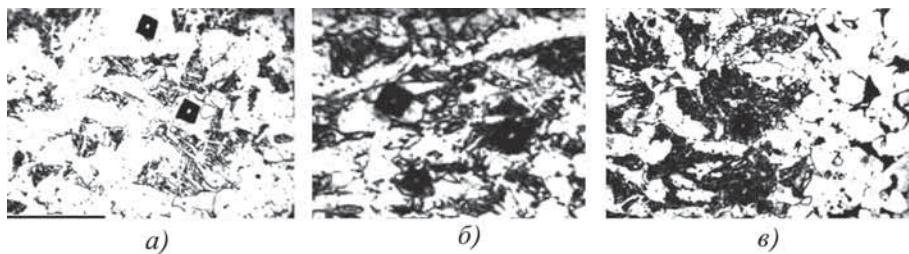


Рис. 4. Структура металла, наплавленного в среде  $\text{CO}_2$  проволокой Св-08ГА на сталь Ст3 с подложкой, сформированной электродом из опытной вольфрамсодержащей стали: а – верхняя часть валика; б – средняя часть; в – зона сплавления с основным металлом

тала явно выраженные полигональные зерна феррита неправильной формы с зазубренными границами. По границам располагаются темные участки вырожденного перлита в виде глобулей или нитей. Внутри некоторых зёрен перлита расположены цементитные частицы, оставшиеся во время рекристаллизации зоны термического влияния.

В верхней и большей степени средней (рис. 4, б) зонах наплавленного валика имеются сложные карбиды  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ , которые сгруппированы по границам кристаллитов или на отдельных участках в виде вытянутых линий. Их наличие в покрытии свидетельствует о благоприятных условиях перехода в легирующую подложку из материала анода при ЭИЛ, так как эрозия осуществляется в жидкой фазе железа.

Микротвердость различных участков наплавленного металла имеет существенный разброс: в верхней части – 1,92...2,08; в средней – 2,17...2,63; в местах скопления карбидов – 5,14...5,41 ГПа.

Рассмотренные структуры покрытий были получены комбинированной наплавкой с формированием подложек электроискровым легированием на установке с ручным вибратором.

Серия аналогичных наплавок, проведенная с использованием механизированной безвибрационной установки, показала, что отличий структур сплавов по всем четырем группам легирующих материалов практически не наблюдается. Исключение составило покрытие, для формирования которого при ЭИЛ подложки использовалась опытная вольфрамсодержащая сталь: количество карбидной фазы выросло в 2,5–3,0 раза, что объясняется большим количеством перенесенного на подложку опытного сплава за счет дополнительного теплового эффекта, увеличивающего долю эрозии в жидкой фазе и повышающего соответственно ее толщину.

На рис. 5 представлены средние величины микротвердости характерных участков покрытий, наплавленных с использованием четырех

исследуемых типов электродов ЭИЛ с последующим переплавом сварочной проволокой в среде  $\text{CO}_2$ . При комбинированной наплавке (см. рис. 5) наибольшую твердость, которая превышает твердость основного металла в три раза, имеют наплавленные поверхности, легированные хромом (первая группа), что можно объяснить следующим. Хром, обладая высокой взаимной растворимостью с железом, имеет благоприятные условия для формирования подложки, при последующем переплаве которой в среде углекислого газа образуется хромистая сталь, имеющая относительно малую скорость охлаждения. В процессе кристаллизации такой стали возникают (как показано выше) закалочные структуры с повышенной твердостью.

При легировании подложки вольфрамом (вторая группа) твердость покрытия превышает твердость основы только в 1,7 раза, что вдвое меньше твердости, получаемой при использовании хрома. Такое положение объясняется высокой эрозионной стойкостью вольфрама и хрупким разрушением поверхностного слоя подложки от значительных внутренних растягивающих напряжений, не превышающих значение 5,8 ГПа, что не дает возможности увеличить ее толщину более 0,08 мм и, соответственно, количество легирующего элемента в металле покрытий при последующем переплаве.

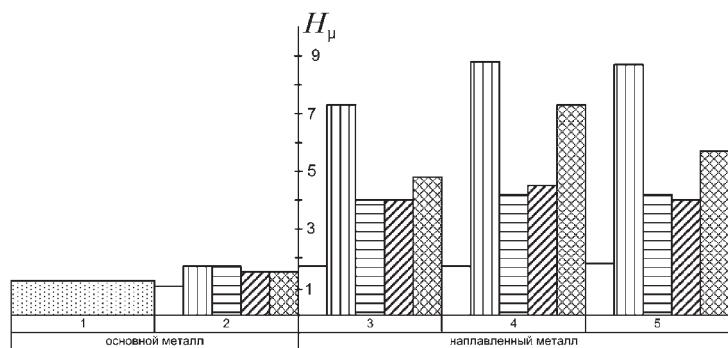


Рис. 5. Микротвердость покрытий на стали Ст3 после ЭИЛ и последующей наплавки в среде углекислого газа:

1 – металл подложки, не подвергавшийся воздействию; 2 – зона термического влияния; 3 – участок наплавленного металла у линии сплавления; 4 – средняя часть наплавленного валика; 5 – верхняя часть наплавленного валика; ■ – сталь Ст3 без воздействия ЭИЛ и электродуговой наплавки; □ – наплавка в  $\text{CO}_2$  без ЭИЛ; электроискровое легирование подложки: ▨ – хромом; ┌ – вольфрамом; ▨ – сплавом ВК6М–доломит–углерод; ▨ – опытным вольфрамсодержащим сплавом

Практически одинаковую твердость с вышеописанными покрытиями имеют покрытия, формирующие подложку материала в третьей группе: сплав ВК6М с пластифицирующими добавками. В этом случае за счет увеличения жидкой фазы при переносе сплава с анода на катод толщина легирующего слоя вырастает до 0,15...0,20 мм, но концентрация легирующих элементов в покрытии после переплава за счет пластифицирующих добавок ниже, чем при использовании чистого металла. Не способствует повышению твердости отсутствие в наплавленном материале карбидов (имевшихся в исходном сплаве), которые при высоких температурах формирования подложки и покрытия растворились в аустените, а при дальнейшей кристаллизации из-за малой концентрации только пролегировали феррит и цементит в составе перлита.

Применение в качестве легирующего материала опытного сплава (четвертая группа), основой которого является железо, увеличило толщину подложки до 0,8...0,9 мм, что существенно поднимает концентрацию вольфрама в покрытии. Потери эрозионно-стойких твердых компонентов при переносе с анода на катод при ЭИЛ почти исключены, так как переносятся вместе с жидкой фазой железа. Твердость наплавленного валика в этом случае на 10 % ниже, чем при формировании подложки хромом, но в 1,6...1,9 раза выше по сравнению с подложками, сформированными вольфрамом (вторая группа) и сплавом на основе карбидов (третья группа).

Анализ микроструктуры покрытия показал отсутствие закалочных структур, что вызвано малым содержанием углерода в основном и электродном материалах. В связи с этим есть основание предполагать, что в случае наплавки средне- и высокоуглеродистых сталей твердость наплавленного слоя превысит твердость покрытий, сформированных с помощью остальных рассмотренных типов подложек, так как будет иметь в составе сплава не только легированный вольфрамом цементит и карбиды, но и твердые закалочные фазы.

Особый интерес при использовании материалов четвертой группы представляет возможность комплексного использования минерального сырья Дальневосточного региона для получения легированных покрытий при электрической дуговой наплавке плавящимся электродом в среде защитных газов.

Существенное влияние на величину твердости покрытий при комбинированной наплавке оказывает способ нанесения легирующей подложки. Экспериментально установлено, что при использовании для ЭИЛ механизированной безвibrationной установки твердость покрытий при всех четырех составах подложек возросла (см. рис. 5), но не однозначно. Наибольший прирост наблюдается в тех случаях, когда

перенос легирующего компонента на подложку осуществляется преимущественно в жидкой фазе (четвертая группа) или при использовании материалов с взаимной растворимостью с основой (первая и четвертая группы). Увеличение твердости связано с тем, что для безвibrationного ЭИЛ характерна высокая частота следования импульсов. Выделившаяся за один импульс тепловая энергия не успевает рассеяться, накапливается в электроде и существенно разогревает его. Такой дополнительный тепловой эффект повышает долю эрозии в жидкой фазе и увеличивает толщину легирующей подложки, а соответственно, и концентрацию легирующих элементов в покрытии при ее переплаве.

При исследовании износстойкости покрытий было установлено, что коэффициент  $K_i = 0,68$  имеют покрытия, при формировании которых использовалась подложка из хрома. При подложках второй и третьей групп коэффициенты составили 0,57 и 0,55 соответственно. В случае нанесения подложки опытной сталью (четвертая группа)  $K_i = 0,83$ .

Проведенные исследования и практика создания легированных покрытий при комбинированной наплавке дали возможность выделить следующие основные рекомендации:

1) наилучшие условия для формирования подложки электроискровым легированием создаются при использовании электрод-инструментов из материалов, основа которых имеет неограниченную растворимость с материалом изделия;

2) сплавы электрод-инструментов, содержащие фазы с высокой эрозионной стойкостью, должны иметь в своем составе пластифицирующие компоненты, способствующие переносу легирующего материала в жидкой фазе;

3) наибольшая толщина легирующего подслоя достигается при ЭИЛ на механизированных безвibrationных установках;

4) при использовании для комбинированной наплавки легирующих минеральных ассоциаций формирование подслоя осуществляется электрод-инструментами, изготовленными на их основе.

## Выводы

1. Предложен оригинальный способ и сформулированы основные положения по комплексному использованию многокомпонентных минеральных ассоциаций для легирования покрытий при газоэлектрической наплавке. Способ заключается в предварительном нанесении на поверхность изделия легирующего подслоя с последующим его переплавом электрической дугой в среде защитных газов. Он дает возможность получения покрытий с высокими эксплуатационными свойствами путем легирования как

традиционными материалами, так и материалами, созданными из многокомпонентных минеральных ассоциаций.

2. Установлено, что метод электроискрового легирования, обладающий простотой технологии, низкой энергоемкостью, незначительным расходом электродного материала и др., может быть использован для формирования легирующего подслоя при комбинированной наплавке.

3. Показано, что подслой, нанесенный электродом-инструментом из сплава, полученного электрошлаковым переплавом под флюсом из шеелитового концентрата при комбинированной наплавке, формирует покрытие с твердостью, вдвое большей твердости покрытия с подложкой, выполненной чистым вольфрамом, и в 3,8–4,0 раза выше твердости покрытия без легирующей подложки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Николенко С.В., Верхотов А.Д. Новые электродные материалы. Владивосток: Дальнаука, 2005. 219 с.

2. Верхотов А.Д. Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании. Владивосток: Дальнаука, 1995. 322 с.

3. Исследования института материаловедения в области создания материалов и покрытий: сб. науч. тр. Владивосток: Дальнаука, 2001. 231 с.

4. Теория сварочных процессов: учебник для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 752 с.

5. Бабенко Э.Г., Верхотов А.Д., Григоренко В.Г. Основные аспекты транспортного минералогического материаловедения. Владивосток: Дальнаука, 2004. 224 с.

6. Николенко С.В., Потапова Н.М., Метлицкая Л.П., Баранов В.А. Исследование модифицированного поверхностного слоя стали 35 после электроискрового легирования // Вопросы материаловедения. 2007. № 2 (50). С. 53–59.

7. Ленивкин В.А., Дюргеров Н.Г., Сагиров Х.Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. М.: Машиностроение, 1989. 246 с.

8. Сварка. Резка. Контроль: справочник в 2-х т. / под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышова. Т. 1. М.: Машиностроение, 2004. 624 с.

УДК 621.375.826

А.В. Маранц<sup>1</sup>, А.А. Сова<sup>2</sup>, В.К. Нарва<sup>1</sup>, И.Ю. Смурров<sup>2</sup>

(<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет МИСиС,

<sup>2</sup>Университет Лион, Национальная инженерная школа Сент-Этьена, Франция)

E-mail: aleksey.sova@enise.fr

## Получение покрытий методом холодного напыления с последующей лазерной обработкой

В работе рассматривается лазерная обработка многокомпонентных покрытий типа титан–Инконель 625, титан–алюминий и алюминий–Инконель 625, полученных методом холодного газодинамического напыления (ХГН). Проводится анализ свойств покрытий до и после лазерной обработки, в частности представлены результаты исследования микроструктуры, фазового состава, микротвердости и трибологических характеристик. Результаты анализа демонстрируют, что лазерная обработка ХГН-покрытий приводит к формированию интерметаллических фаз  $NiTi_2$  и  $NiAl$  в зоне лазерного воздействия. Образование данных фаз приводит к существенному увеличению микротвердости покрытия и изменению его трибологических свойств.

**Ключевые слова:** холодное газодинамическое напыление, лазерная обработка, интерметаллиды.

In current study laser treatment of multicomponent Ti–Inconel 625, Ti–Al and Al–Inconel 625 cold spray deposits was considered. The coating analysis of laser treated coating properties, in particular microstructure, phase composition, microhardness and tribological characteristics was performed. The analysis demonstrated that laser post-treatment of tested coating leads to formation of intermetallic phases in the laser-heated zone. Formation of intermetallic phases  $NiTi_2$  and  $NiAl$  leads to significant increasing of coating microhardness and changing of tribological properties.

**Keywords:** cold spray, coating, laser treatment, intermetallic phases.

Порошковые покрытия характеризуются набором различных функциональных и механических свойств, которые определяются как материалом напыляемого порошка, так и методом нанесения покрытия и параметрами напыления. В настоящее время существует

большое количество различных методов нанесения порошковых покрытий, значительная часть которых относится к методам термического напыления. Однако, помимо методов термического напыления, существует сравнительно новый метод, разработанный на

основе явления ХГН, обнаруженного в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича (г. Новосибирск).

В данном методе частицы напыляемого материала не претерпевают плавления, а адгезия частиц на поверхности происходит за счет пластического течения материала при высокоскоростном ударе. Следует отметить, что температура частиц остается существенно ниже начальной температуры подогрева газа и, следовательно, ниже температуры плавления порошкового материала. Напыленное покрытие формируется в результате интенсивной пластической деформации частиц при высокоскоростном столкновении с подложкой. Таким образом, только пластические материалы, такие как металлы, могут образовывать покрытия, тогда как твердые частицы (керамика, оксиды и т.д.) в чистом виде не способны формировать покрытие и могут вызывать эрозию поверхности подложки [1, 2].

В зависимости от выбора газа и параметров напыления, скорость частиц может достигать от 200 до 1200 м/с. Для разгона частиц используется нагретый сверхзвуковой газовый поток, сформированный сужающе-расширяющимся соплом. Температура частиц при ударе варьируется в диапазоне от 25 до 800 °C в зависимости от различных факторов, таких как параметры газа, характеристики сопла, свойства напыляемых частиц и т.д. [1, 2].

На данный момент различные металлические системы, образующие ряд интерметаллидных соединений (Fe-Al, Ni-Al, Al-Ti, Ni-Ti), характеризующихся высокими механическими характеристиками: износстойкостью, коррозионной стойкостью, а также низкой плотностью и стоимостью, находят применение в различных отраслях промышленности (автомобиле-, авиастроении и др.). Однако прямое ХГН-нанесение подобных покрытий с использованием интерметаллидных порошков не представляется возможным ввиду невысокой пластичности данных соединений.

Тем не менее, в нескольких публикациях по холодному напылению Ti/Al [3] и Ni/Al [4] порошковых смесей демонстрируется возможность создания плотных интерметаллидных покрытий, полученных в два этапа. На первом этапе производится холодное напыление смеси металлических порошков, являющихся компонентами требуемого интерметаллического соединения. На втором – термическая обработка полученных многокомпонентных металлических покрытий, что приводит к формированию в них интерметаллических фаз соответствующего состава [3, 4]. Однако такой подход не может быть использован в условиях, когда температура плавления материала подложки является относительно низкой. В этом случае высокотемпературная обработка, необходимая

для формирования интерметаллидных соединений, может привести к нежелательным деформациям или даже оплавлению подложки.

В данной работе рассмотрен иной способ термического воздействия на ХГН-покрытия для формирования интерметаллических соединений. В частности, проводилась поверхностная лазерная обработка покрытий с целью инициировать межкомпонентную реакцию, приводящую к формированию интерметаллических фаз в покрытии. Интенсивность лазерного воздействия выбиралась таким образом, чтобы термическое влияние на материал подложки было минимальным. Последующие металлографическое и трибологическое исследования осуществлялись для комплексного анализа свойств полученных покрытий.

### Материалы и методы проведения исследований

Процесс нанесения покрытий состоял из двух частей. На первом этапе проводилось холодное напыление механических смесей металлических порошков с различным сочетанием компонентов (Al-Ti, Ti-сплав Inconel 625 и Al-сплав Inconel 625) на алюминиевую подложку толщиной 2 мм. В работе использовались порошки Al, Ti и Inconel 625, средний размер которых составлял 35, 45, 22 мкм соответственно. Состав никелевого сплава Inconel 625 в %: Ni, Cr, Mo, Nb+Ta, Fe соответственно 58; 20...23; 8...10; 3,15...4,15; 5 %. Толщина наносимых покрытий составляла 2...3 мм. При холодном напылении использовалась промышленная установка "CGT KINETIKS 4000" [1]. В качестве рабочего газа использовался азот.

На втором этапе производилась лазерная обработка поверхности покрытия, целью которой было образование интерметаллидных фаз в приповерхностном слое. Глубина лазерного воздействия варьировалась от 200 до 500 мкм. Лазерная обработка осуществлялась на установке "Trumpf LASMA HAAS 10-54" (Германия), оснащенной твердотельным Nd:Yag-лазером с максимальной мощностью до 4 кВт. Диаметр лазерного пучка составил 1,2 мм. Параметры напыления и наплавки материалов представлены в табл. 1.

Микроструктурный анализ проводился на оптическом и растровом электронном микроскопе "TESCAN Vega 3". Для определения фазового состава образцов съемка рентгеновских спектров проводилась на автоматизированном дифрактометре марки "ДРОН-4" с использованием монохроматического излучения Cu K $\alpha$ . Анализ твердости проводился на твердомере "BUEHLER Omnimet MHT 5104".

Комплексное трибологическое исследование [5] включало непрерывную запись коэффициента трения (КТ) при испытании на изнашивание (возвратно-поступательное движение) на автоматизированной ус-

Таблица 1

**Параметры холодного напыления  
и лазерной обработки поверхности материалов**

Материал, (содержание, % мас.)	Холодное напыление		Лазерная обработка поверхности	
	$p_0$ , МПа	$T_0$ , °C	$P$ , Вт	$v$ , мм/мин
Al–Ni (63/37)	3,5	350	1750	125
Ti–Inconel 625 (1/2)		650	400	100
Al–Inconel 625 (1/10)		350	300	300

тановке "Tribometer" (CSM Instruments), а также фрактографический анализ пятна износа на контрателе. Количественно потери объема ( $\text{мм}^3$ ) контратела (шарика) при изнашивании вычисляли по следующим формулам:

$$\Delta V_{\text{шар}} = \pi h^2 (r - 1/3h);$$

$$h = r - [r^2 - (d/2)^2]^{1/2},$$

где  $r$  – радиус шарика, мм;  $d$  – диаметр пятна износа, мм;  $h$  – высота стесанного сегмента, мм.

Приведенный износ  $I$  (величину, обратную износстойкости) рассчитывали, используя нормировку потери объема при испытании ( $\Delta V$ ,  $\text{мм}^3$ ) на величину пробега ( $N$ , м) и приложенной нагрузки ( $p$ , Н):

$$I = \Delta V / (N p).$$

Условия проведения испытаний на изнашивание были следующие:

- контратело – шар диаметром 3 мм;
- материал – сталь 100Cr6 (аналог ШХ15);
- нормальная нагрузка – 1Н;
- длина бороздки износа – 3 мм;
- линейная скорость – 3 м/с;
- длина пробега – 10...18 м.

## Результаты исследования и их обсуждение

### Система Al–Ti

Порошки Al и Ti были механически смешаны в соотношении 63/37 по массе и напылены на алюминиевую подложку. Состав определялся исходя из стратегии получения интерметаллидных соединений  $\text{TiAl}_3$ ,  $\text{TiAl}_2$ , повышающих износостойкость алюминиевой матрицы [6]. Следует отметить, что оптимальная температура газового потока для напыления алюминие-

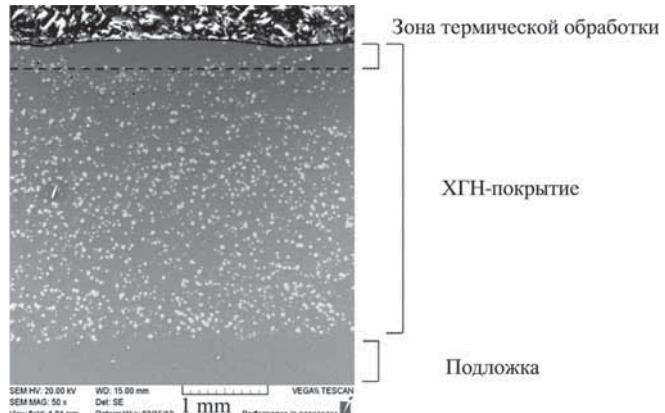
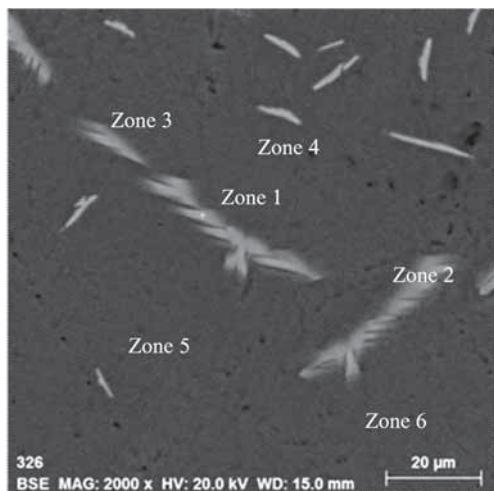


Рис. 1. Поперечный срез ХГН-покрытия Al–Ti (63/67 % мас.) с поверхностной лазерной обработкой

вого порошка составляет 250 °C, тогда как для порошка титана оптимальная температура напыления заметно выше (700 °C) [1]. Напыление данной смеси проводилось при температуре 350 °C, что явно недостаточно для эффективного напыления титана. Однако повышение температуры газового потока выше 350 °C приводит к чрезмерному размягчению алюминия и его налипанию на стенки сверхзвукового сопла, что может вывести оборудование из строя. В результате "компромиссного" выбора температуры газового потока напыление смеси происходило с различным коэффициентом напыления для алюминиевой и титановой компонент, что привело к изменению состава покрытия относительно состава исходной смеси.

Толщина покрытия составила около 2,5 мм. Далее была проведена поверхностная лазерная обработка, глубина проплавления приблизительно 300 мкм. В результате в приповерхностном слое произошло изменение микроструктуры и фазового состава (рис. 1). При лазерном сканировании на поверхности материала образуется ванна расплава, в которой происходит взаимодействие между составными элементами покрытия титаном и алюминием, приводящее к формированию интерметаллидов.

Количественный анализ в точках с интерметаллидами показал, что содержание титана и алюминия в них находится на уровне 20...30, 55...65 % мас. соответственно, что дает основания утверждать, что интерметаллиды, образующиеся после лазерной обработки, состоят на основе алюминия ( $\text{Al} \geq 50 \%$ ) (рис. 2, табл. 2) [7]. Области в матрице, вблизи образовавшихся интерметаллидов обеднены титаном, поскольку он расходуется на формирование соединений с алюминием. Его количество находится на уровне 1 % масс. (см. табл. 2). Данная тенденция наблюдается и при анализе распределения элементов в покрытии (рис. 3). Четко



**Рис. 2.** Области количественного элементарного анализа в точках в покрытии Al–Ti (63/67 % мас.) с поверхностной лазерной обработкой

Таблица 3

**Фазовый анализ покрытия после лазерной обработки**

Материал	Фаза	Объемная доля, %	Массовая доля, %
Al+37 % Ti	$\alpha$ -Ti	2,5 ± 0,0	4,2 ± 0,0
	Al	92,1 ± 0,0	87,3 ± 0,0
	TiAl <sub>3</sub>	5,3 ± 0,0	8,5 ± 0,0
Inconel 625 + 33 % Ti	(Mo–Cr)-твёрдый раствор	3,1 ± 0,1	5,2 ± 0,2
	(Mo–Ni)-твёрдый раствор	11,8 ± 0,2	16,8 ± 0,3
	Ni Ti <sub>2</sub>	85,0 ± 0,3	78,0 ± 0,4
Inconel 625 + 9 % Al	NiAl	77,6 ± 0,4	75,9 ± 0,5
	Cr(1-x) Al(x)	5,7 ± 0,3	8,2 ± 0,5
	(Nb, Ta) Fe <sub>2</sub>	16,7 ± 0,4	15,9 ± 0,4

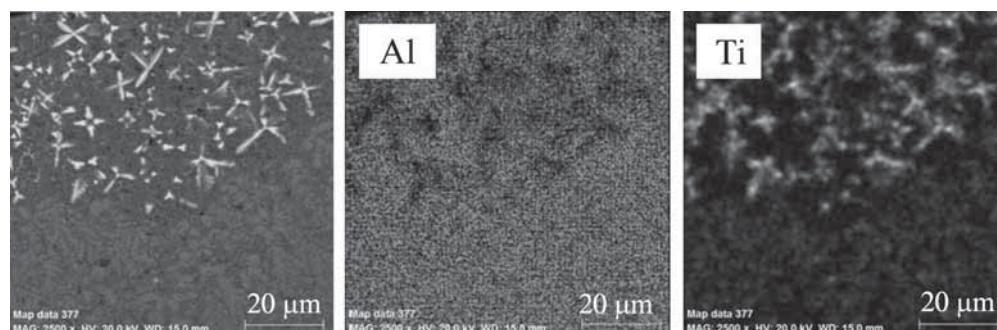
Таблица 2

**Количественный элементарный анализ в точках в покрытии Al–Ti 63/37 с поверхностной лазерной обработкой % мас.**

Компонент	Зона					
	1	2	3	4	5	6
Al	55,61	67,19	58,28	75,45	79,78	75,79
Ti	30,81	21,52	26,40	0,83	0,72	1,03

видны алюминиевая матрица и интерметаллидные фазы с повышенной концентрацией титана в интерметаллидах и пониженной в матрице вблизи образовавшихся соединений. Результаты фазового анализа идентифицировали интерметаллидные включения как соединение TiAl<sub>3</sub> (табл. 3).

Несмотря на незначительное увеличение твердости после лазерной обработки (от 35±3 до 43±3 HV), наблюдается уменьшение коэффициента трения и рост износостойкости покрытия (рис. 4, 5). ХГН-покрытия при испытании на износостойкость характеризуются высокой величиной износа и коэффициентом трения, вызванным налипанием материала покрытия на контртело (рис. 6). После лазерной обработки формирующийся приповерхностный слой с интерметаллидными включениями уменьшает коэффициент трения, снижает налипание материала покрытия и повышает износостойкость.



**Рис. 3.** Распределение элементов ХГН-покрытия Al–Ti (63/37 % мас.) с поверхностной лазерной обработкой

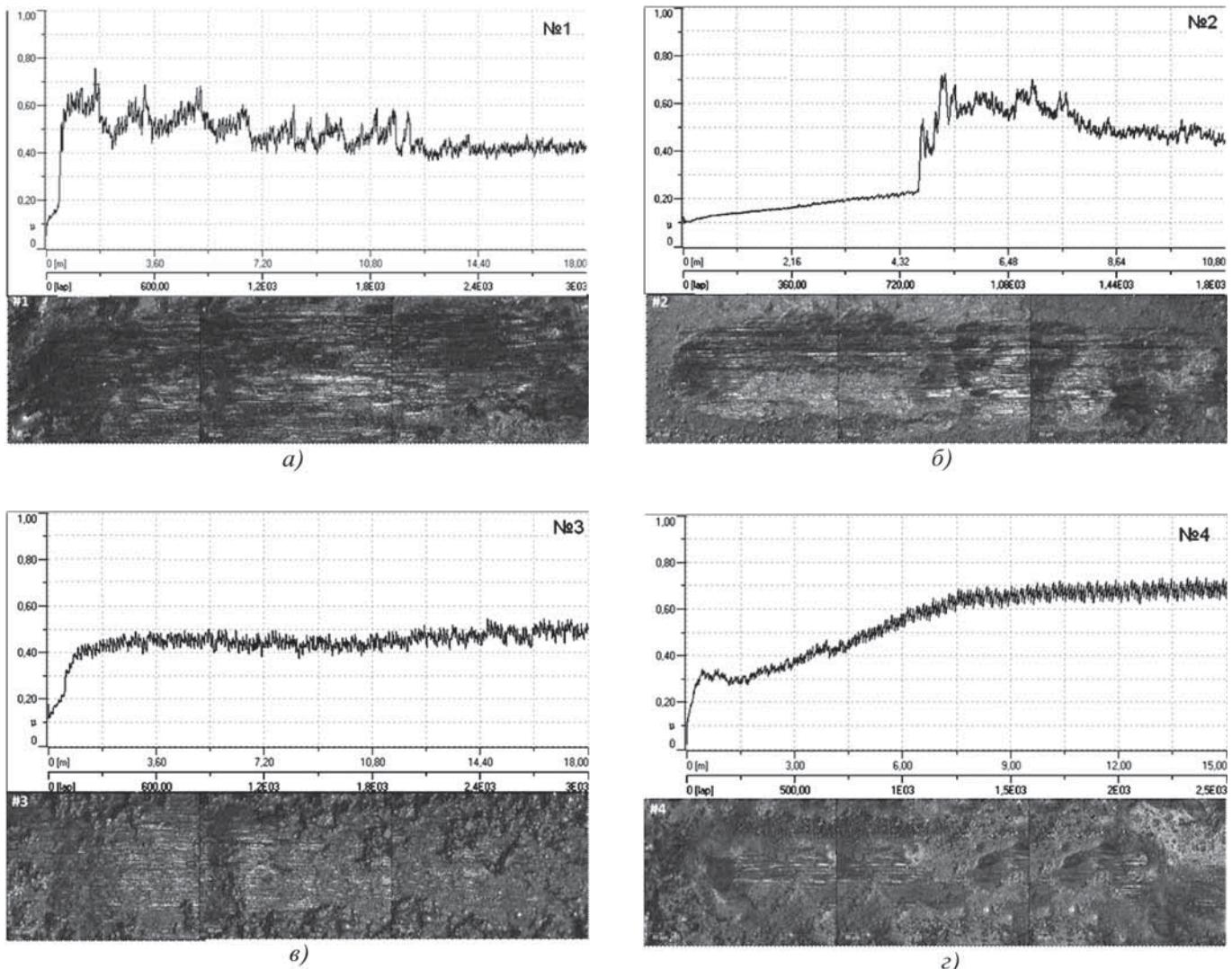
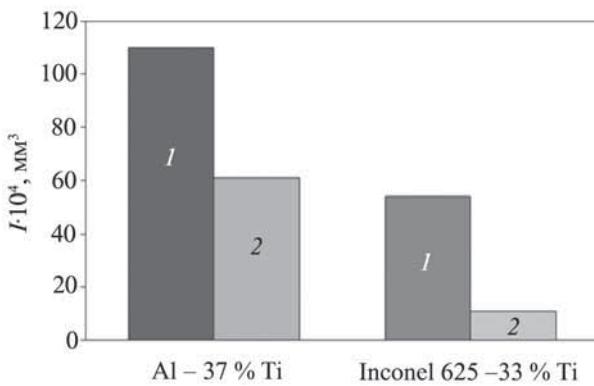


Рис. 4. Дорожки износа и зависимость коэффициента трения ХГН-покрытий:

Al–Ti (63/37 % мас.): *a* – до лазерной обработки; *б* – после лазерной обработки; Inconel 625 – 33 % Ti: *в* – до лазерной обработки; *г* – после лазерной обработки

Рис. 5. Износ *I* ХГН-покрытия Al – 37 % Ti, Inconel 625 – 33 % Ti до (1) и после (2) лазерной обработки

#### Система Ti–Inconel 625

Холодное напыление смеси Ti–Inconel 625 проводилось при соотношении компонентов 1/2 по массе. При данных пропорциях ожидалось получить интерметаллиды TiNi, Ti<sub>2</sub>Ni, TiNi<sub>3</sub>, позволяющие повысить абразивный износ покрытия [8]. В данном случае оптимальные температуры напыления обоих материалов близки (600 и 700 °C), что позволило проводить напыления на температурном режиме, близком к оптимальному для обеих компонент смеси.

Напыленное покрытие толщиной порядка 2 мм обрабатывалось лазером. Глубина проплавленной зоны составила около 500 мкм (см. рис. 6, *a*). В результате лазерного воздействия в приповерхностном слое произошли фазовые превращения, которые привели

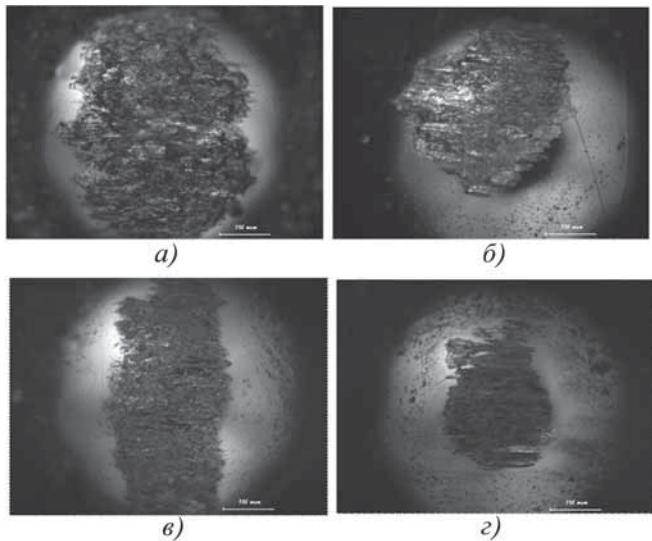


Рис. 6. Пятна износа контролла после испытаний ХГН-покрытий:

Al–Ti (63/37 % мас.): а – до лазерной обработки; б – после лазерной обработки; Inconel 625 – 33 % Ti: в – до лазерной обработки; г – после лазерной обработки

к образованию следующих фаз:  $\text{NiTi}_2$ , (Mo–Ni)-твердый раствор, (Mo–Cr)-твердый раствор (рис. 7, б, см. табл. 3).

В формирующемся ванне расплава Ni из частиц Inconel 625 взаимодействует с титаном, образуя матрицу из  $\text{NiTi}_2$ . Обедненный никелем Inconel 625 при охлаждении кристаллизуется в форме твердого раствора на основе Mo всех компонентов сплава. При дальнейшем охлаждении из него начинает выделяться Mo–Cr-твердый раствор, обладающий более низкой температурой кристаллизации.

При высоком энерговкладе в структуре начинают образовываться трещины, обусловленные высокими внутренними напряжениями в материале в результате структурных преобразований и высоких скоростей охлаждения при лазерной обработке. В соединениях Ti–Ni атомы компонентов значительно отличаются по размеру, так радиусы  $R_{\text{Ti}} = 0,1462$  нм,  $R_{\text{Ni}} = 0,1246$  нм, где  $\delta = R_{\text{Ti}} / R_{\text{Ni}} = 0,17$  – размерный фактор, что усложняет последовательность перехода из одной структуры в другую и процесс структурообразования. Значительная величина размерного фактора  $\delta$  играет важную роль в ограничении образования промежуточных структур при их сплавлении, что согласуется с критерием Юр–Розори [7].

Твердость покрытия выросла от  $(250 \pm 10)$  HV в ХГН-покрытии до  $(480 \pm 20)$  HV в зоне лазерной обработки, что связано с формированием матрицы из более твердого  $\text{NiTi}_2$  (рис. 7, в). По всей глубине термического воздействия фазовые составляющие распре-

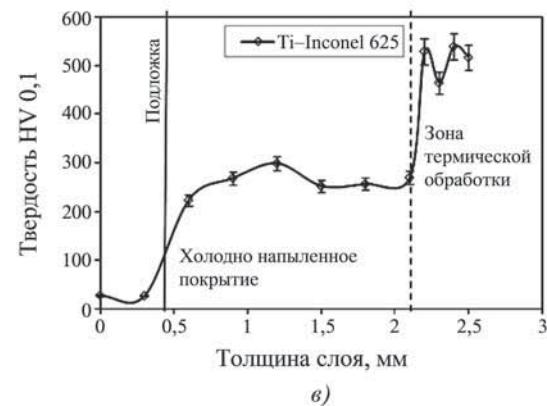
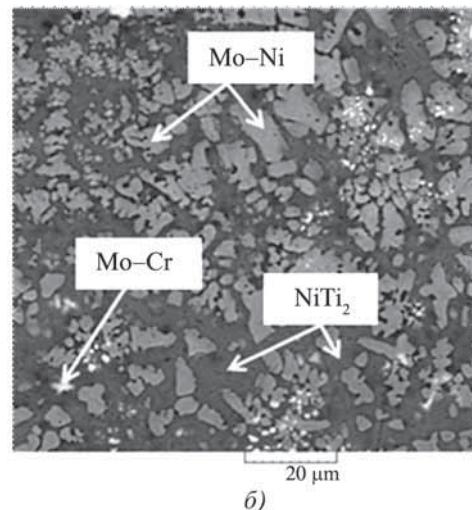
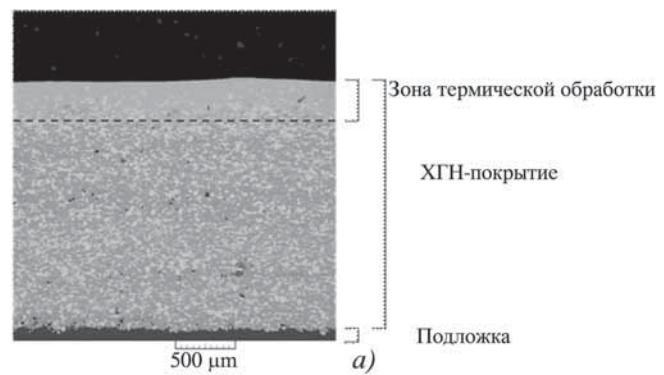


Рис. 7. ХГН-покрытие Inconel 625 – 33 % Ti с поверхностной лазерной обработкой:  
а – поперечный срез; б – микроструктура; в – распределение твердости

делены равномерно, что отражается на гомогенности свойств в покрытии.

Результаты испытаний на износостойкость покрытий до и после лазерной обработки характеризуются высоким значением износа, обусловленным налипанием материала покрытия на индентор (см.

рис. 5). Покрытие после лазерной обработки, несмотря на высокое значение твердости, довольно хрупкое и быстро изнашивается в процессе испытаний, что подтверждается ростом коэффициента трения (см. рис. 4).

#### *Система Al-Inconel 625*

Холодное напыление смеси Al-Inconel 625 проводилось при соотношении компонентов 1/10 по массе. Соотношение было выбрано исходя из цели получения интерметаллидного соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , способствующего увеличению износостойкости покрытия [9]. Так же, как и в первом случае, напыление осуществлялось при "компромиссных" температурных параметрах (температура газового потока 350 °C).

ХГН-покрытие толщиной 2 мм было обработано лазером, глубина воздействия которого составила порядка 500 мкм (рис. 8, а). После лазерной обработки в покрытии образуются трещины и макропоры. Их устранения не удается достичь в широком спектре параметров лазерной обработки, что в первую очередь связано с природой их возникновения. Первостепенным фактором является невозможность получения заданного соотношения компонентов в покрытии после холодного напыления. Фазовый анализ показал, что соотношение фаз в покрытии, не обработанном лазером, составляет Al/Inconel 625 2/3 по массе (см. табл. 3). Это обусловлено неоптимальностью режимов напыления для никелевого сплава, частицы которого значительной частью отлетают от подложки, не формируя покрытие. Но, тем не менее, количество никелевого сплава преобладает в покрытии, в результате чего лазерная энергия хорошо поглощается на участках покрытия, занятых никелем. В результате расплавления алюминий поднимается на поверхность, где взаимодействует с частицами Inconel 625,

формируя дендритную структуру из NiAl, объемная доля которой составляет 77,6 % (рис. 8, б, см. табл. 3). Алюминий также вступает во взаимодействие с хромом, образуя по границам дендритов твердый раствор на его основе. Ожидаемое соединение  $\text{Ni}_3\text{Al}$  не происходит по причине как избыточного количества алюминия после напыления, так и в результате его подъема к поверхности при расплавлении. Высокие скорости охлаждения, фазовые превращения и пористость приводят к формированию трещин в зонах после лазерной обработки. Испытаний на износостойкость данных покрытий не проводилось ввиду отсутствия в покрытии ожидаемой фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$ .

#### **Выводы**

Результаты по лазерной обработке холодно напыленных покрытий на основе систем Al-Ti, Ti-Inconel 625 и Al-Inconel 625 на алюминиевую подложку показали, что после лазерного воздействия в приповерхностном слое покрытий образуются интерметаллидные соединения, состав которых определяется исходным соотношением компонентов. Исследования показали, что состав ХГН-покрытия отличается от начального состава порошковой смеси вследствие различного значения коэффициента напыления ее компонентов. Поэтому для получения ожидаемого фазового состава после лазерной обработки необходимо правильно подобрать начальный состав напыляемой смеси, позволяющий получить оптимальное отношение компонент в ХГН-покрытии.

Экспериментально показано, что глубина термического воздействия лазера может составлять не более 500 мкм в зависимости от параметров лазерной обработки (мощности лазера и скорости сканирования), что позволяет избежать нежелательных термических воздействий на алюминиевую подложку. С увеличени-

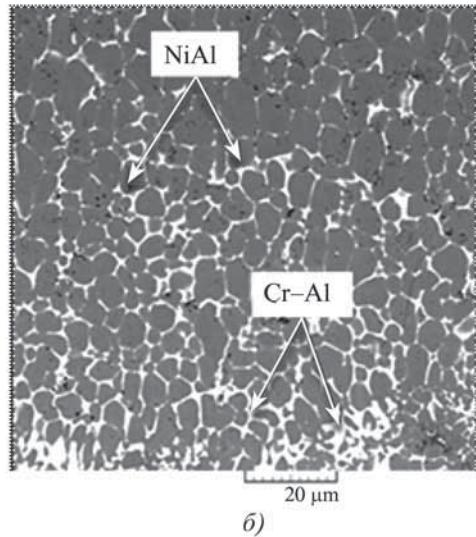
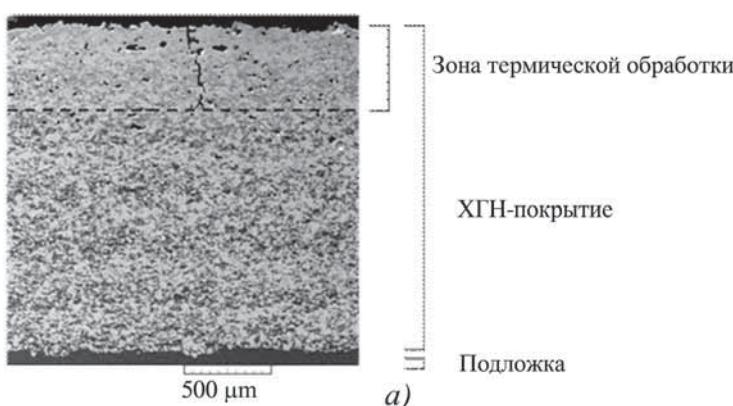


Рис. 8. ХГН-покрытие Inconel 625 – 9 % Al с поверхностной лазерной обработкой:

а – поперечный срез; б – микроструктура

ем энерговклада происходит образование макротрешин в покрытии, обусловленных ростом внутренних напряжений в материале в результате как структурных преобразований, так и высоких скоростей охлаждения при лазерной обработке. Образование интерметаллических соединений приводит к увеличению твердости покрытия в приповерхностном слое, а также влияет на трибологические характеристики покрытия.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Papyrin A., Kosarev V., Klinkov S., Alkhimov A., Fomin V. Cold spray technology. Elsevier science. Amsterdam. 2007. 336 p.
2. Maev R., Leshchinsky V. Introduction to low pressure gas dynamic spray. Physics & Technology, Wiley-VCH. Weinheim. 2008. 234 p.
3. Kong L.Y., Lu B., Cui X.Y., Du H., Li T.F., Xiong T.Y. Oxidation behavior of TiAl<sub>3</sub>/Al composite coating on orthorhombic-Ti<sub>2</sub>AlNb based alloy at different temperatures // Journal Thermal Spray Technology. 2010. № 19. Issue 3. P. 650–656.
4. Lee H.Y., Jung S.H., Lee S.Y., Ko K.H. Alloying of cold-sprayed Al–Ni composite coatings by post-annealing // Applied Surface Science. 2007. № 253. Issue 7. P. 3496–3502.
5. Петржик М.И., Штанский Д.В., Левашов Е.А. // Матер. X Междунар. науч.-техн. конф. "Высокие технологии в промышленности России" и XVI Междунар. симп. "Тонкие пленки в электронике" (Москва, 9–11 сентября 2004 г.). М.: ОАО ЦНИТИ "Техномаш", 2004. 311 с.
6. Hisashi Sato, Takashi Murase, Toshiyuki Fujii, Susumu Onaka, Yoshimi Watanabe, Masaharu Kato. Formation of a wear-induced layer with nanocrystalline structure in Al-Al<sub>3</sub>Ti functionally graded material // Acta Materialia. 2008. № 56. P. 4549–4558.
7. Потекаев А.И. Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования бинарных и тройных соединений на основе титана и никеля. Томск: изд-во Томского Политехнического Университета, 2011. 312 с.
8. Gao Fei, Wang Hua-Min. Abrasive wear property of laser melting/deposited Ti<sub>2</sub>Ni/TiNi intermetallic alloy // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2007. № 17. P. 1358–1362.
9. Chia-Che Wu, Fan-Bean Wu. Microstructure and mechanical properties of magnetron co-sputtered Ni–Al coatings // Surface & Coatings Technology. 2009. № 204. P. 854–859.

---

УДК 629.4.027.434:621.785

М.В. Федоров<sup>1</sup>, С.А. Зайдес<sup>2</sup>, А.Е. Неживляк<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирское отделение ОАО "Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта" г. Иркутск;

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Иркутский государственный технический университет)  
E-mail: myfedoroff@mail.ru

### Анализ влияния плазменного упрочнения гребней колесных пар локомотива на эксплуатационную долговечность в системе колесо–рельс

*Рассмотрено применение технологии магнитоплазменного поверхностного упрочнения гребней колесных пар локомотивов. Приведены результаты эксплуатационных испытаний и лабораторных исследований термически упрочненного слоя.*

**Ключевые слова:** магнитоплазменное поверхностное упрочнение, толщина гребня, твердость, износ, микроструктура.

*Evaluation of the use of magneto-plasmic surfacing technology for the reinforcement of the wheelset edges of locomotives. Presentation of the results of operational testing and laboratory research for thermally reinforced layers.*

**Keywords:** magneto-plasmic surfacing reinforcement, edge thickness, durability, wear, microstructure.

Увеличение осевых нагрузок и скоростей движения поездов в последние годы привело к особому вниманию к системе колесо–рельс. Проблема повышенного износа колес тягового подвижного состава занимает ведущее место среди других технических отказов в эксплуатации локомотивов. Бандажи колесных пар являются одним из самых ответственных элементов механической части электровозов. Посто-

янный износ приводит к снижению эффективности работы железных дорог, колоссальным затратам по предотвращению сбоев в движении поездов и в целом влияет на безопасность движения.

Статистический анализ причин износа бандажей колесных пар показывает, что основная доля износа поверхности бандажа приходится на его гребень. Так, по данным локомотиворемонтного депо ТЧр–Чита-1

филиала Забайкальской дирекции по ремонту тягового подвижного состава за 2010 г. было обточено 3883 колесные пары, из них 3321 – по износу гребня, 20 – по прокату, 143 – по ползунам и 399 – составили прочие несоответствия.

Интенсивность износа гребня непосредственно влияет на долговечность бандажей колесных пар. От работоспособности бандажей зависит срок службы всей колесной пары электровоза, так как при предельном износе бандажей необходимо производить выкатку колесно-моторного блока с изъятием локомотива из эксплуатации, что приводит к значительным эксплуатационным затратам всей компании ОАО "РЖД".

Ресурс бандажей колесных пар является одним из определяющих факторов величины межремонтных пробегов – не увеличив ресурс бандажей, невозможно продлить межремонтный период между текущими ремонтами локомотивов.

В локомотиворемонтном депо ТЧр–Чита-1 филиала Забайкальской дирекции по ремонту тягового подвижного состава для продления ресурса бандажа на участке электромашинного цеха применяют магнитоплазменное поверхностное упрочнение гребней на установке "УПУ-1" (рис. 1).

Для определения эффективности применения данной технологии проведены эксплуатационные испытания на кольцевых маршрутах Забайкальской железной дороги.

Были обследованы колесные пары локомотива с плечом обращения 2,5 тыс. км после текущего ремонта в объеме ТР-3 со вновь сформированными колесными парами.

Перед постановкой колесных пар под локомотив гребни бандажей были упрочнены магнитоплазменной обработкой (МПО).

Упрочнение производили в соответствии с техническим описанием и инструкцией по эксплуатации "Установки плазменного упрочнения гребней локомотивных колесных пар УПУ-1 (с выкаткой колесных пар)".

Согласно техническим данным упрочнение производится за один оборот колеса на высоту гребня шириной 40 мм. Параметры процесса обработки представлены ниже:

Скорость перемещения обрабатываемой поверхности, мм/с .....	10
Расход воздуха, м <sup>3</sup> /ч.....	48
Сила тока, А .....	160
Напряжение на соленоидах, В .....	60
Угол наклона плазмотрона, ° .....	45
Расстояние расположения плазмотрона от вершины гребня, мм .....	20
Расстояние от торца сопла до обрабатываемой поверхности, мм.....	36

Периодичность проведения замеров и обследования упрочненных бандажей колесных пар назначена при каждой постановке локомотива на плановый ремонт в объеме ТР-1 (27 500 км + 10 %).

Работоспособность колесных пар локомотива, упрочненных магнитоплазменной обработкой, оценивали по результатам измерения твердости, шероховатости и геометрии поверхности катания бандажей.

Твердость галтельного участка упрочненной поверхности гребня замеряли переносным ультразвуковым твердомером ТКМ-459. Результаты измерений показали, что после магнитоплазменного упрочнения гребней колесных пар поверхностная твердость изменяется в зависимости от пробега (рис. 2). Начальная твердость поверхностей упрочненных МПО возросла в 2,2 раза (305...680 HV) в сравнении с твердостью основного металла до упрочнения. В процессе эксплуатации на начальном этапе при прохождении первого цикла ТР1 (29 757 км) твердость термически упрочненной поверхности уменьшилась в 1,7 раза (680...390 HV). При последующей постановке локомотива на плановый ремонт второго цикла ТР1 (59 000 км) на поверхности гребня наблюдался рост твердости (эксплуатационный наклеп – 390...457 HV) в результате пластических деформаций микропрофиля на поверхности катания бандажа в системе колесо–рельс.

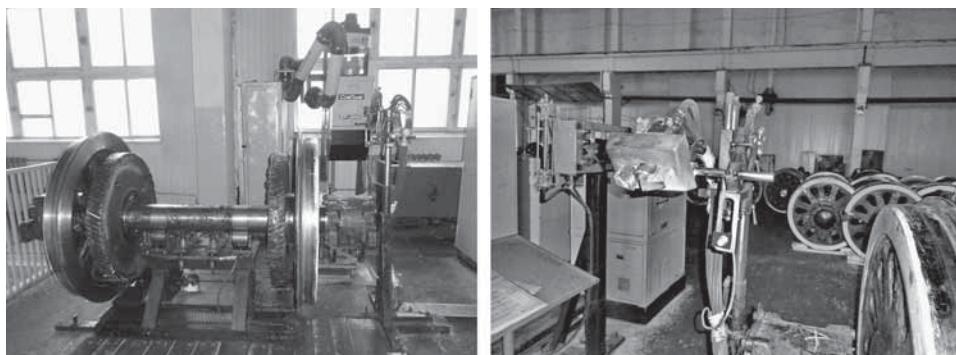


Рис. 1. Установка магнитоплазменного упрочнения "УПУ-1"

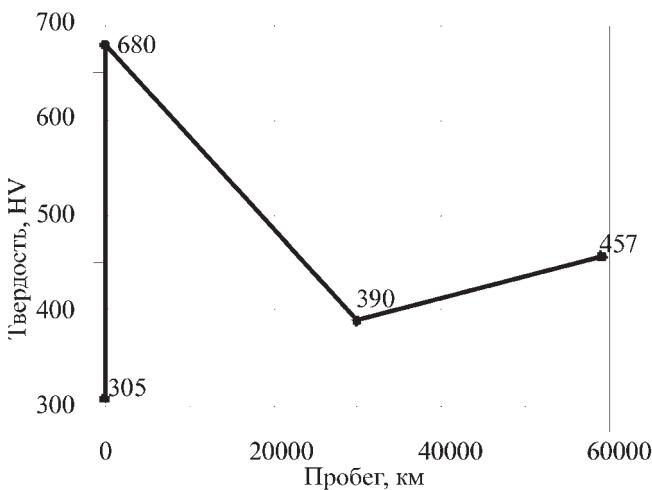


Рис. 2. Зависимость изменения твердости гребней колесных пар от пробега

Геометрические параметры поверхности катания колесных пар локомотива измеряли лазерным профилометром серии ИКП-5. Профиль поверхности катания всех колесных пар соответствовал эталонному профилю по ГОСТ 11018–2000 "Тяговый подвижной состав железных дорог колеи 1520 мм. Колесные пары. Общие технические условия" с гребнем толщиной 33 мм [3].

По результатам проведения измерений геометрических параметров поверхности катания удельный износ гребней колесных пар локомотива после МПО поверхности при прохождении 29 757 км составил  $0,39 \cdot 10^{-4}$  мм/км (1,17 мм), после пробега 29 243 км от первого цикла ТР1 удельный износ увеличился до  $0,43 \cdot 10^{-4}$  мм/км (1,25 мм), общий удельный износ

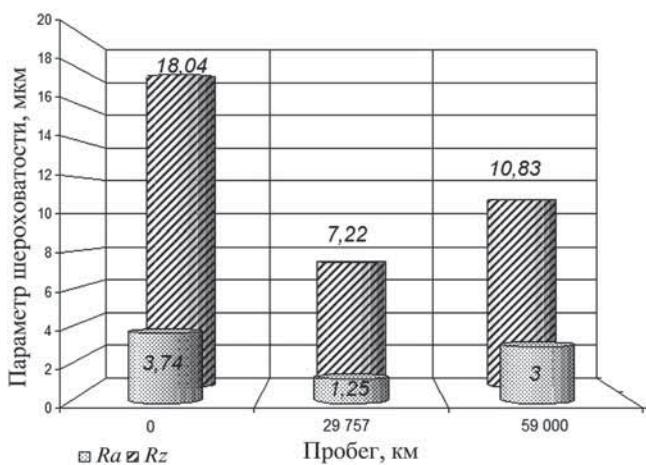


Рис. 3. Параметры шероховатости при прохождении плановых ремонтов

при пробеге 59 000 км составил  $0,41 \cdot 10^{-4}$  мм/км (2,42 мм).

В процессе эксплуатационных испытаний для определения качества поверхностно-упрочненного слоя контролировали значения шероховатости портативным измерителем шероховатости TR 110.

При анализе полученных данных шероховатости установлено скачкообразное изменение состояния шероховатости в процессе эксплуатации (рис. 3). Это обусловлено нестабильностью микроструктур поверхностного слоя, полученных при термическом воздействии в процессе закалки.

По результатам анализа полученных данных принято комиссионное решение о прекращении эксплуатационных испытаний по причине отсутствия на поверхности гребней колесных пар локомотива ранее термически упрочненного слоя.

Для определения микроструктур и физико-механических свойств упрочненного слоя проведен комплекс лабораторных исследований на соответствие технических требований ТУ 0943-218-01124323–2006 "Бандажные колеса с термическим упрочнением гребня" на установке магнитоплазменного упрочнения "УПУ-1" [4].

Для исследования макро- и микроструктуры бандажей колесных пар после магнитоплазменного упрочнения вырезаны и подготовлены шлифы поперечных сечений (рис. 4).

При визуальном осмотре внешнего вида бандажа зона термического воздействия наблюдается в виде сплошной полосы по образующей гребня и выкружке. Для макроисследования вырезаны три параллельных шлифа в поперечном сечении.

Исследование макроструктуры проводили на поперечном макрошлифе после травления 35%-ным водным раствором азотной кислоты. Фотография макроструктуры гребня бандажа в поперечном сечении приведена на рис. 4, б. На шлифе выявлен упроч-

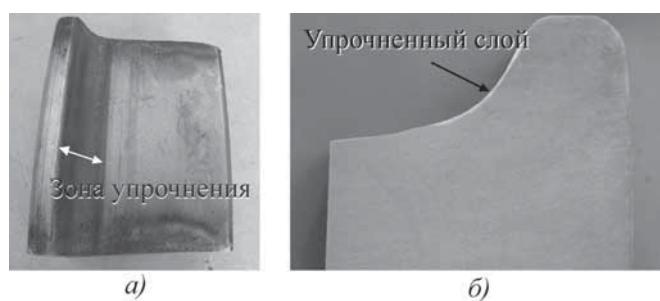


Рис. 4. Опытный образец плазменно-упрочненного бандажа локомотива

Таблица 1

## Геометрические характеристики плазменно-упрочненного слоя

Образец	Упрочненный слой		
	Ширина, мм, гребня высотой 28 мм	Расстояние от вершины гребня, мм	Глубина, мм, не более
1	30,7	6,0	0,6
2	29,6	5,7	0,7
3	27,4	6,0	0,8
По ТУ	25,0...35,0	6,0...12,0	1,5...3,0

ненный слой. Геометрические характеристики слоя приведены в табл. 1.

По результатам исследования макрошлифов на соответствие геометрических характеристик требованиям ТУ 0943-218-01124323–2006 выявлено: ширина и расположение от вершины гребня плазменно-упрочненного слоя соответствует установленным пределам; глубина упрочненного слоя в два раза меньше предельно допустимой нормы.

Исследование микроструктуры выполняли на поперечном шлифе при оптическом увеличении  $\times 100$  и  $\times 500$  на микроскопе "Olympus GX51" (Япония).

Измерение микротвердости упрочненного слоя проводили на микрошлифе до травления на микротвердомере "DuraScan 80" (Австрия). Замеры проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9450–76 [1] с шагом  $3D$ , где  $D$  – диаметр отпечатка при нагрузке 200 гс в направлении, перпендикулярном касательной образующей гребня в зоне максимальной глубины упрочненного слоя. Результаты измерений приведены в табл. 2 и на рис. 5.

Как видно из таблицы и графика, микротвердость в зоне максимальной глубины упрочненного слоя на

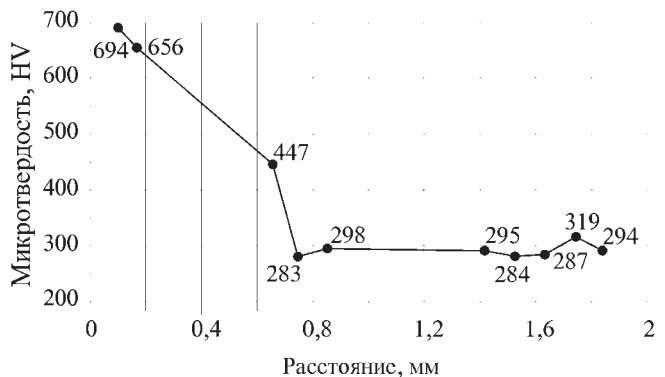


Рис. 5. График изменения микротвердости в поверхностном слое бандажа

расстоянии 0,1 мм от поверхности составила 694 HV 0,2, что соответствует мартенситной структуре. На глубине от 0,658 до 0,700 мм от поверхности наблюдается снижение микротвердости от 447 до 365 HV (переходная зона – ЗТВ). На глубине 0,744 мм и далее значения микротвердости соответствуют твердости основного металла бандажа (не менее 269 HV по ГОСТ 398–2010 [2]).

Структура металла упрочненного слоя, переходной зоны и основного металла после травления 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты приведена на рис. 6. Зона упрочненного слоя имеет структуру мартенсита, затем следует переходная зона, имеющая смешанную структуру мартенсита и троостита. Структура основного металла бандажа состоит из перлита и феррита, выделившегося по границам перлитных зерен.

Микроструктура по глубине слоя соответствует распределению, характерному для поверхностной закалки. Микротвердость упрочненного слоя на поверхности составляет 694 HV 0,2 и соответствует требованиям ТУ 0943-218-01124323–2006. Твердость основного металла бандажа составляет 283...313 HV и удовлетворяет требованиям ГОСТ 398–2010. Снижение твердости упрочненного слоя до твердости основного металла происходит на глубине 0,744 мм при норме 1,5...3,0 мм.

Таблица 2

## Результаты изменения микротвердости в периферийных слоях бандажа

Параметр	Значение									
	0,100	0,169	0,658	0,744	0,853	1,419	1,526	1,634	1,742	1,844
Расстояние от поверхности, мм	694	656	447	283	298	295	284	287	319	294
Микротвердость HV										

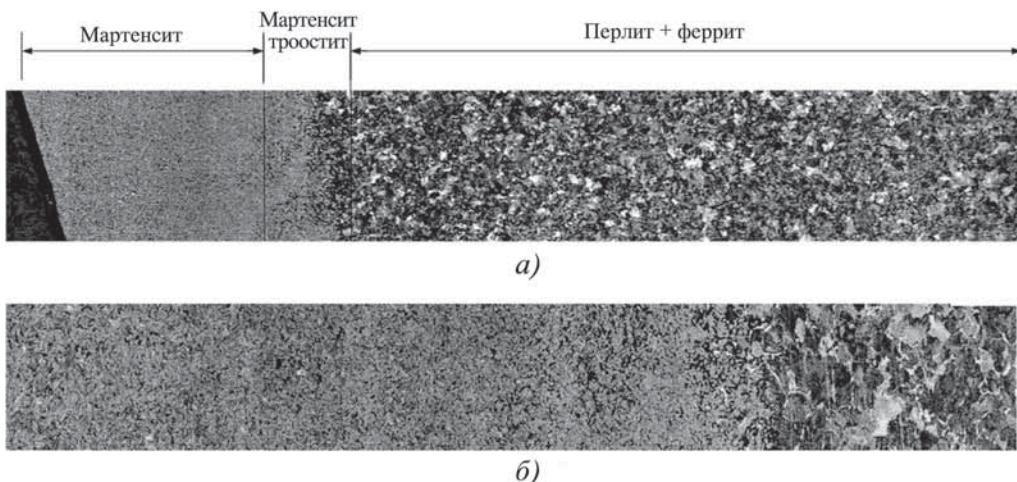


Рис. 6. Микроструктура бандажа по месту упрочнения:  
а –  $\times 100$ ; б –  $\times 500$

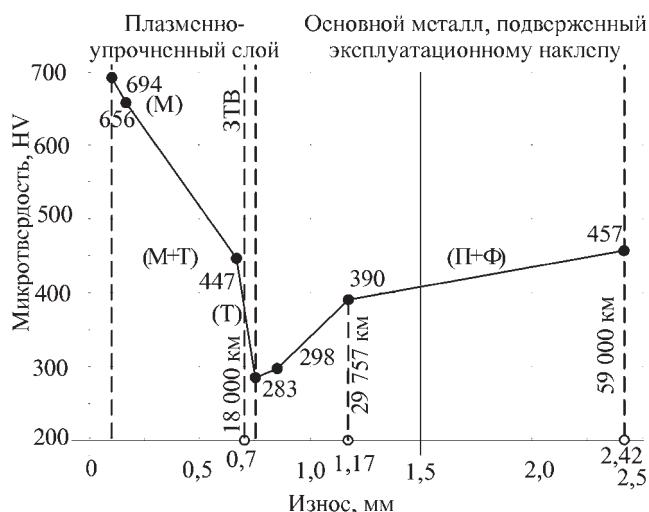


Рис. 7. График зависимости изменения твердости от износа поверхностного слоя при сопоставлении лабораторных исследований и эксплуатационных испытаний

При сопоставлении данных, полученных в результате эксплуатационных испытаний и лабораторных исследований, составлен график зависимости изменения твердости от износа поверхностного слоя (рис. 7). Анализируя кривую изменения твердости зоны упроченного поверхностного слоя на начальной стадии эксплуатации локомотива, установлено, что при износе 0,10...0,66 мм наблюдается снижение поверхности твердости (694...447 HV) с изменением структуры поверхностного слоя (мартенсит – троостит). При износе 0,700...0,744 мм наблюдается переходная зона (ЗТВ) с микроструктурой (троостит), рез-

кое снижение твердости закалочной структуры (365...283 HV) до структуры основного металла (перлит+феррит). При последующей эксплуатации наблюдается увеличение твердости поверхности бандажа за счет наклена.

## Выводы

1. Установлено, что недостаточная глубина упрочненного слоя (0,7 мм) и нестабильность микроструктуры после магнитоплазменного упрочнения поверхностного слоя гребней КП локомотива приводят к скачкообразному изменению твердости и шероховатости поверхности, что впоследствии влияет на увеличение износа после истирания закалочного слоя до основного металла.

2. Оценивая эффективность магнитоплазменного упрочнения колесных пар локомотива в условиях локомотиворемонтного депо ТЧР Чита-1, установлено, что данная технология дает некоторый эффект сохранения эксплуатационной долговечности при пробеге не более 20 000 км.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.
2. ГОСТ 398–2010. Бандажи черновые для железнодорожного подвижного состава. Технические условия.
3. ГОСТ 11018–2000. Тяговый подвижной состав железных дорог колеи 1520 мм. Колесные пары. Общие технические условия.
4. ТУ 0943-218-01124323–2006. Бандажные колеса с термическим упрочнением гребня.



УДК 621.9.048

А.Ф. Федотов, А.П. Амосов, А.А. Ермошкин, В.Н. Лавро,  
С.И. Алтухов, Е.И. Латухин, Д.М. Давыдов  
(Самарский государственный технический университет)  
E-mail: a.fedotov50@mail.ru

## Состав, структура и свойства многокомпонентных СВС-прессованных катодов системы Ti—C—Al и полученных из них вакуумно-дуговых покрытий

*Исследован фазовый состав катодов системы Ti—C—Al с массовым содержанием алюминия 20, 25 и 30 %, полученных методом СВС-прессования, показано, что они являются двухфазными и на 95...98 % состоят из MAX-фазы состава  $Ti_3AlC_2$ . Все покрытия, полученные из этих катодов, являются однофазными и представляют собой кубический нитрид титана состава  $(Ti, Al)N$ .*

**Ключевые слова:** самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), MAX-фаза, двухэлементные нитридные покрытия.

*Investigations of Ti—C—Al cathodes with Al content 20, 25 or 30 % mass. made by SHS pressing method showed the two-phase composition with 95...98 % of  $Ti_3AlC_2$  MAX-phase. All coatings deposited from these cathodes are single-phase and represent a cubic titanium nitride of  $(Ti, Al)N$  composition.*

**Keywords:** self-propagating high-temperature synthesis, MAX-phase, two-element nitride coatings.

### Введение

Прогрессивным направлением поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента является нанесение на их поверхность вакуумных ионно-плазменных покрытий. Наибольшее распространение получили вакуумно-дуговые покрытия на основе нитрида титана. Однако покрытия из одноэлементного нитрида титана практически исчерпали свой потенциал и в последнее время интенсивно развиваются исследования по получению многокомпонентных,nanostructured и композиционных покрытий [1]. Так, например, введение в состав покрытия алюминия приводит к существенному повышению физико-механических и эксплуатационных свойств и к наиболее востребованным относится покрытие  $(Ti, Al)N$  [2].

Многокомпонентные покрытия могут быть получены двумя способами: одновременным испарением раздельных однокомпонентных катодов или одного многоэлементного катода. При использовании раздельных катодов необходимый элементный состав потока достигается сложным и трудоемким подбором технологических режимов испарения каждого из катодов. При этом не всегда удается обеспечить равномерное перемешивание потоков, генерируемых разными катодами. Второй способ генерации многокомпонентной плазмы позволяет существенно упростить конструкцию оборудования для нанесения покрытий, повысить надежность его работы и однородность генерируемой плазмы.

Главным недостатком вакуумно-дугового метода является наличие в плазме большого количества микрокапель испаряемого материала катода, существенно ухуд-

шающих свойства покрытий [3]. Эта проблема решается путем использования разнообразных устройств для сепарации плазмы, что усложняет и удорожает вакуумно-дуговые установки. Количество микрокапельной фазы уменьшается при росте температуры плавления катодного материала. В этой связи актуальной является разработка многокомпонентных катодов на основе металлоподобных тугоплавких соединений.

Покрытия  $(Ti, Al)N$  получают с использованием различных типов двухкомпонентных катодов: сплавных из алюминидов титана, составных, когда в титановый катод помещают вставки из алюминия, и спеченных из порошков титана и алюминия. Каждый вариант имеет свои достоинства и недостатки. Для получения алюминийсодержащих катодов на основе титана перспективным представляется использование метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС)[4].

Наиболее распространен СВС титаносодержащих материалов с использованием высокоэкзотермических реакций взаимодействия титана с углеродом или бором и образованием карбида или боридов титана. Путем введения в порошковую смесь реагентов различных компонентов синтезируют самые разнообразные по составу и свойствам материалы на основе карбида или боридов титана. Проведение в одной установке сначала СВС, а затем силового уплотнения горячих продуктов синтеза (технология СВС-прессования) позволяет в одну стадию получать высокоплотные заготовки из материалов на основе тугоплавких соединений. В отличие от сплавных, составных или порошковых материалов системы Ti—Al, в которых титан находится в виде элемента или алюминида со сравнительно низкой температурой плавления,

в СВС-материалах титан присутствует в виде тугоплавких карбидов или боридов. Это должно оказывать существенное влияние на процессы испарения катодного материала, состав генерируемой плазмы и свойства покрытий (Ti, Al)N. В настоящей работе выполнено исследование состава, структуры и свойств многокомпонентных СВС-прессованных катодов системы Ti—C—Al и полученных из них вакуумно-дуговых покрытий.

### Материалы и методы исследований

По специально разработанной технологии СВС-прессования [5] получали четырехслойную заготовку-полуфабрикат, состоящую из водоохлаждаемого основания из нержавеющей стали и трех слоев продуктов СВС: испаряемого рабочего слоя, промежуточного слоя и слоя СВС-припоя. СВС-прессование осуществляли в цилиндрической пресс-форме-реакторе диаметром 125 мм на гидравлическом прессе модели Д-1932 при давлении прессования 125 МПа. При составлении экзотермических шихт рабочего слоя использовали порошки следующих марок: титан ПТС; алюминий ПА-4 и углерод технический П804Т. Приготовление экзотермической шихты массой 0,2 кг заданного состава производили в шаровой мельнице объемом 1 л при соотношении масс шаров и шихты 3:1. Время смещивания составляло 4 ч. Из шихтовых смесей односторонним прессованием в цилиндрической матрице получали трехслойные шихтовые заготовки диаметром 54 мм с относительной плотностью 0,60...0,65. Температуру горения определяли термопарным способом с использованиемвольфрам-рениевых термопар BP5/BP20 диаметром 0,2 мм в лабораторном СВС-реакторе диаметром 30 мм.

Вакуумно-дуговые покрытия получали с использованием установки "Юнион". Покрытия наносили на цилиндрические образцы диаметром 15 мм и высотой 5 мм из стали Р6М5, термообработанной на твердость 64...65 HRC. Плоскую поверхность образцов подвергали шлифованию и полированию до  $Ra = 2$  мкм. Образцы располагали плоской поверхностью фронтально относительно плазменного потока с дистанцией напыления 285 мм.

Металлографический анализ осуществляли на *рastровом электронном микроскопе* (РЭМ) "Jeol JSM-6390A". Элементный состав СВС-материалов и покрытий определяли методом *рентгеноспектрального микроанализа* (РСМА) на РЭМ "Jeol JSM-6390A" с приставкой "Jeol JED-2200". Проводили 4–5 локальных измерений на различных участках покрытия, и полученные результаты усредняли. Микроструктурные исследования покрытий при определении характеристик микрокапельной фазы выполняли также на РЭМ "Jeol JSM-6390A". Толщину покрытий определяли на попечном изломе образцов на РЭМ "Jeol JSM 6390A". Исследование нанотвердости покрытий проводили на нанотвердомере "Agilent Technologies G200 Nano Indenter". Твердость и модуль упругости определяли по методике

Оlivera—Fappa с использованием пирамиды Берковича. Фазовый состав продуктов СВС и вакуумно-дуговых покрытий определяли методом рентгенофазового анализа с использованием автоматизированного дифрактометра "ARL X'tra" (Thermo Scientific). Пористость материала рабочего слоя СВС-катодов определяли металлографическим методом.

### Состав, структура и функциональные свойства СВС-катодов

Систему Ti—C—Al исследовали в основном с целью получения методом СВС MAX-фаз на основе титана составов  $Ti_2AlC$  или  $Ti_3AlC_2$  [6]. В системе Ti—C—Al со стехиометрическим соотношением C/Ti = 1 продукты СВС, кроме карбида титана  $TiC$ , содержат свободный алюминий [7]. Присутствие легкоплавкого компонента является нежелательным для катодных материалов из-за повышенного содержания микрокапельной фазы в вакуумно-дуговом покрытии. В СВС-системе  $2Ti+Al+C$ , соответствующей в массовом измерении составу  $TiC_{0,5} - 20\% Al$ , продукты синтеза содержат MAX-фазы составов  $Ti_3AlC_2$ ,  $Ti_2AlC$  и нестехиометрического карбида титана  $TiC_x$  [8, 9]. Таким образом, для получения в системе Ti—C—Al материала, не содержащего свободного алюминия и состоящего только из фаз с высокой температурой плавления, содержание титана и углерода должно быть назначено из условия образования нестехиометрического карбида титана. В настоящей работе синтез СВС-прессованных катодных материалов в системе Ti—C—Al осуществляли из расчета образования нестехиометрического карбида  $TiC_{0,5}$ .

Высокий уровень механических и эксплуатационных свойств покрытий (Ti, Al)N получен при использовании сплавных и спеченных катодов, содержащих от 16 [10] до 36 % [11] по массе алюминия. Эксперименты показали, что СВС-материал расчетного состава  $TiC_{0,5} - 15\% Al$  характеризуется повышенной хрупкостью и на стадии охлаждения заготовки до комнатной температуры в рабочем слое образуются макротрещины. Для расчетного состава  $TiC_{0,5} - 35\% Al$  рабочий слой имел высокую пористость. Учитывая сказанное, синтезировали катоды со следующими расчетными составами рабочего слоя:  $TiC_{0,5} - 20\% Al$ ,  $TiC_{0,5} - 25\% Al$  и  $TiC_{0,5} - 30\% Al$ .

Результаты рентгенофазового анализа материала рабочих слоев системы Ti—C—Al показали, что продукты синтеза рабочего слоя являются двухфазными. Основной фазой является MAX-фаза состава  $Ti_3AlC_2$ . В рабочем слое расчетных составов  $TiC_{0,5} - 20\% Al$  и  $TiC_{0,5} - 25\% Al$ , помимо MAX-фазы  $Ti_3AlC_2$ , присутствует карбид титана  $TiC$ , а в рабочем слое расчетного состава  $TiC_{0,5} - 30\% Al$  – интерметаллид  $Al_3Ti$ . Количественные результаты рентгенофазового анализа приведены в табл. 1. С увеличением содержания алюминия в СВС-шихте от 20 до 25 % происходит уменьшение содержания карбида  $TiC$  и при 30%-ном содержании алюминия

Таблица 1

**Результаты количественного рентгенофазового анализа рабочего слоя СВС-катодов**

Расчетный состав рабочего слоя катода	Фазовый состав рабочего слоя катода	Содержание фазы, % мас.
TiC <sub>0,5</sub> – 20 % Al	Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> TiC	95,0 5,0
TiC <sub>0,5</sub> – 25 % Al	Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> TiC	98,0 2,0
TiC <sub>0,5</sub> – 30 % Al	Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> Ti	98,0 2,0

ния вместо карбида титана образуется алюминид титана Al<sub>3</sub>Ti. Массовое содержание вторых фаз в продуктах синтеза не превышает 5 % и можно считать, что рабочий слой СВС-катодов представляет собой практически однофазный продукт – MAX-фазу состава Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>. Действительный фазовый состав продуктов СВС сильно отличается от расчетного состава рабочего слоя. Однако обозначение многофазного материала с указанием всех фаз и их содержания является громоздким и неудобным. Поэтому в дальнейшем будем продолжать обозначать материал рабочего слоя через его расчетный состав.

На рис. 1 представлены фотографии микроструктуры рабочего слоя СВС-катодов системы Ti–C–Al. Основу микроструктуры синтезированного материала составляют крупные частицы пластинчатой формы. Кроме пластинчатых частиц присутствуют мелкодисперсные частицы круглой формы (см. рис. 1, а, б) или темная прослойка по границам пластин (см. рис. 1, в). По результатам локального РСМА и с учетом результатов фазового анализа были идентифицированы структурные составляющие. Пластинчатые зерна представляют собой MAX-фазу состава Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>. Длина пластин MAX-фазы составляет в среднем 8...12 мкм, толщина – 2...4 мкм. Мелкодисперсные округлые частицы (см. рис. 1, а, б) идентифицированы как карбид титана TiC. Средний

Таблица 2

**Физические свойства компонентов катодных материалов**

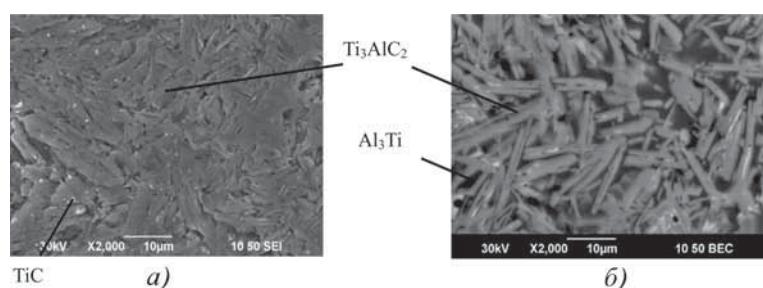
Соединение	Удельное электросопротивление, мкОм·м	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)	Температура плавления, °С
Ti [14]	0,420	21,9	1660
Al <sub>3</sub> Ti [15]	0,190	33,5	1340
Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> [16]	0,366	27,5	~2100
TiC [15]	0,610	6,8	3070 [14]

размер зерен карбида TiC равен 1...2 мкм. Темная прослойка по границам пластинчатых зерен MAX-фазы (см. рис. 1, в) является алюминидом титана Al<sub>3</sub>Ti.

Металлоподобные тугоплавкие соединения, в том числе на основе титана, представляют сравнительно новый класс катодных материалов для получения вакуумно-дуговых покрытий. Параметры процесса электродугового испарения в первую очередь зависят от электропроводности, теплопроводности и температур плавления фаз композиционного катода. Интегрально эти физические свойства определяют основное функциональное свойство катодного материала – минимальный (пороговый) ток дуги, при котором дуговой разряд будет самоподдерживающимся.

В настоящее время отсутствуют адекватные теоретические модели, связывающие физические и функциональные свойства материала катода и катодные явления в вакуумной дуге [12]. Поэтому функциональные свойства новых катодных материалов устанавливают опытным путем. Так, экспериментально установлено, что пороговый ток дуги увеличивается с увеличением температуры плавления и коэффициента теплопроводности материала [13]. Физические свойства титана и его соединений, образующихся при СВС в системе Ti–C–Al, представлены в табл. 2. Рассматриваемые соединения титана имеют либо меньшее, либо незначительно большее электросопротивление, чем титан, и могут использоваться в качестве электропроводящих материалов катодов вакуумно-дуговых устройств.

Материал рабочего слоя рассматриваемых СВС-прессованных катодов является многофазным (см. табл. 1). При этом содержание MAX-фазы состава Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> составляет 95...98 % и функциональные свойства катода будут определяться в основном физическими свойствами этой фазы. Для MAX-фазы состава Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> электро- и теплопроводность известны [13], но отсутствуют данные о температуре плавления или распада.



**Рис. 1. Микроструктуры рабочего слоя СВС-прессованных катодов расчетных составов TiC<sub>0,5</sub> – 25 % Al (а) и TiC<sub>0,5</sub> – 30 % Al (б)**

Приближенно эту температуру можно оценить следующим образом. При одновременном протекании химических реакций и плавления на термограммах горения образуется изотермическая площадка [17]. Для изотермической площадки температура горения будет равна температуре плавления одного из компонентов продуктов синтеза. По температуре изотермических площадок получено, что температура плавления MAX-фазы состава  $Ti_3AlC_2$  примерно равна  $2100^{\circ}C$  и больше температуры плавления титана,  $1660^{\circ}C$ . Более высокие температура плавления и теплопроводность MAX-фазы  $Ti_3AlC_2$  обуславливают и более высокий ток дуги СВС-катодов по сравнению с титановым катодом: 100...125 A для СВС-катодов и 80 A для титанового катода (см. табл. 3).

Устойчивый режим горения электровакуумной дуги и конденсации покрытий реализуются при стабильном давлении вакуума или реакционного газа. Композиционные катоды на основе тугоплавких соединений, полученные методами порошковой металлургии, в том числе СВС-прессованием, как правило, содержат поры, заполненные различными газами. При испарении материала катода эти поры вскрываются и при большой пористости давление газовой фазы пор приводит к скачкам давления в вакуумной камере и нестабильному горению дуги. В этой связи пористость материала катодов вакуумно-дуговых установок должна быть минимальной. Согласно результатам наших исследований пористость рабочего слоя СВС-прессованных катодов не превышает 5 %. При таком уровне пористости дуга горела стабильно и скачков давления в вакуумной камере не наблюдали.

### Состав, структура и свойства покрытий

Вакуумно-дуговые покрытия на основе нитрида титана получали на установке "Юнион" при давлении азота 0,15 МПа и времени напыления 20 мин. Свойства покрытий, полученных с использованием СВС-прессованных катодов, сравнивали с одноэлементным покрытием TiN. Покрытие TiN наносили при использовании катода, изготовленного из титана марки BT1-00.

Важнейшей характеристикой вакуумно-дуговых покрытий является наличие микрокапель испаряемого материала, находящихся как на поверхности, так и замурованных в объеме покрытия. В дальнейшем рассматривается микрокапельная фаза, находящаяся на поверхности покрытий.

На рис. 2 показана морфология поверхности покрытий, полученных из титанового катода BT1-00 и СВС-катодов. Микрокапли имеют практически круглую форму. Для микрокапельной фазы (МКФ) использовали количество, абсолютный и средний диаметры капель, а также относительную площадь  $k_{\text{кф}}$ , занятую МКФ. Топологические характеристики определяли на трех про-

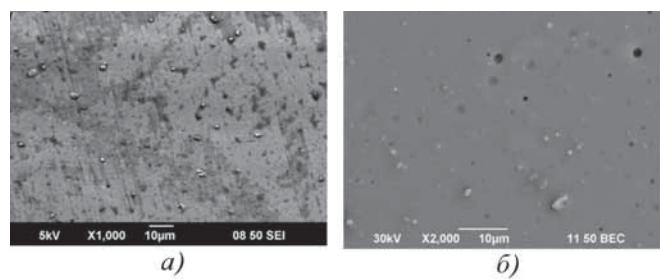


Рис. 2. Морфология поверхности покрытий из катода BT-00 (a) и СВС-катода состава  $TiC_{0,5} - 30\% Al$  (b)

Таблица 3  
Количество и размеры микрокапель на поверхности покрытий

Расчетный состав катодов	Ток дуги, А	$N$ , шт.	$d_{\text{ср}}$ , мкм	$k_{\text{кф}}, \%$
BT-00	80	56	0,74	37,6
$TiC_{0,5} - 20\% Al$	130	15	0,89	14,6
$TiC_{0,5} - 25\% Al$	125	17	0,88	16,0
$TiC_{0,5} - 30\% Al$	110	26	0,80	20,0

извольно выбранных участках поверхности покрытий размером  $8\times8$  мкм.

Результаты измерений и расчета характеристик микрокапельной фазы представлены в табл. 3. Количество микрокапель  $N$  на поверхности покрытий, полученных из СВС-катодов, в 2–4 раза меньше, чем на покрытии TiN. Средний размер капель на покрытии TiN меньше, чем на покрытиях из СВС-катодов. Однако несмотря на меньший средний размер капель, площадь, занимаемая микрокапельной фазой на покрытии TiN, в 2–2,5 раза больше, чем на покрытиях из СВС-катодов.

Характерной особенностью многокомпонентных покрытий, получаемых ионной бомбардировкой многокомпонентными материалами, является несоответствие составов материала покрытия и испаряемого материала катода [18]. Этот эффект связан с самораспылением элементов на растущей поверхности покрытия [19]. Результаты РСМА химического состава покрытий представлены в табл. 4. Анализ проводили по трем произвольно выбранным областям покрытия.

Содержание элементов, обнаруженных в каждой из исследуемых областей, практически одинаковое, величина среднего квадратического отклонения составила 1...2 %. Результаты РСМА показали, что в покрытии присутствуют все элементы, находящиеся в составе рабочего слоя катода, кроме углерода. Отсутствие углерода также наблюдали и при анализе микрокапельной фазы

Таблица 4

Результаты элементного анализа рабочего слоя катодов и покрытий

Элемент анализа	Ti	C	N	Al	Al/Ti
<b>TiC<sub>0,5</sub> – 20 % Al</b>					
Катод	71,1	8,9	–	20,0	0,28
Покрытие	73,9	–	8,6	17,5	0,24
Микрокапельная фаза	72,2	–	11,2	16,6	0,23
<b>TiC<sub>0,5</sub> – 25 % Al</b>					
Катод	66,7	8,3	–	25,0	0,37
Покрытие	71,2	–	12,2	16,6	0,23
<b>TiC<sub>0,5</sub> – 30 % Al</b>					
Катод	62,2	7,8	–	30,0	0,48
Покрытие	68,4	–	8,0	23,6	0,34

(см. табл. 4). По-видимому, метод РСМА не позволяет определить содержание легкого элемента в тонких пленках и следует использовать другие методы, такие как спектроскопия тлеющего разряда, Оже-спектроскопия и др. Результаты РСМА подтвердили закономерность по изменению состава покрытий по сравнению с составом многокомпонентного катода в направлении уменьшения доли легких элементов. Если соотношение Al/Ti в рабочем слое СВС-прессованных катодов расчетных составов TiC<sub>0,5</sub> – 20 % Al, TiC<sub>0,5</sub> – 25 % Al, TiC<sub>0,5</sub> – 30 % Al составляет 0,28; 0,37 и 0,48, то в покрытиях это соотношение равно 0,24; 0,23 и 0,34 соответственно.

Микроструктуру покрытий исследовали на поперечных изломах с помощью растровой электронной микроскопии (рис. 3). Все рассматриваемые покрытия обладают плотной однородной структурой. Покрытие из нитрида титана TiN имеет характерную столбчатую структуру со слабосвязанными границами между кристаллами [9]. Элементы малопрочной столбчатой структуры в покрытиях, полученных из СВС-катодов, отсутствуют.

На поперечных изломах была определена толщина покрытий и затем рассчитана скорость роста покрытий (табл. 5). Установлено, что скорость роста покрытий, полученных из многокомпонентных СВС-катодов системы Ti–C–Al, примерно в 2 раза меньше, чем покрытия TiN, полученного из титанового катода.

Все покрытия, полученные из СВС-катодов, являются однофазными и представляют собой кубический двухэлементный нитрид состава (Ti, Al)N, который является твердым раствором алюминия в нитриде титана с кубической структурой типа NaCl. Для всех покрытий

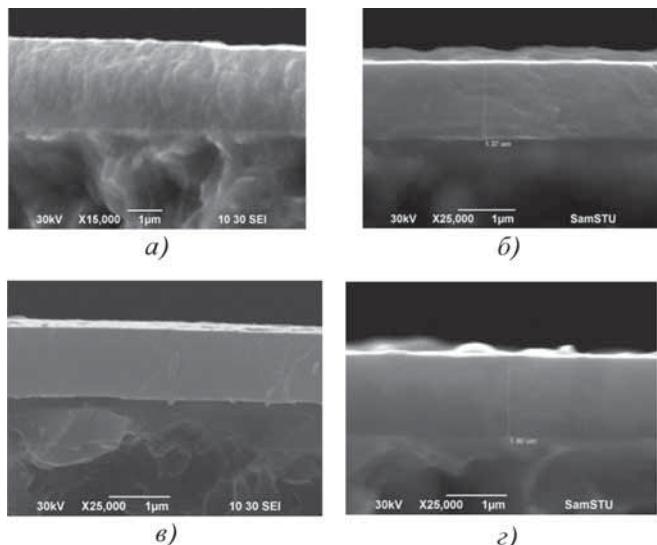


Рис. 3. Фрактограммы покрытия TiN (a) и покрытий из СВС-прессованных катодов составов TiC<sub>0,5</sub> – 20 % Al (b), TiC<sub>0,5</sub> – 25 % Al (c) и TiC<sub>0,5</sub> – 30 % Al (d)

из СВС-прессованных катодов характерной является преимущественная ориентация кристаллитов плоскостями (220) и (111) параллельно напыляемой поверхности образца.

По положению дифракционных линий нитрида (Ti, Al)N был определен период кристаллической решетки в направлении нормали к поверхности покрытия, а по уширению линии (111) оценивали размер области когерентного рассеяния (OKP). Результаты расчетов приведены в табл. 5. Полученные значения периода решетки существенно ниже, чем в покрытии TiN. С уменьшением размеров OKP увеличивается сопротивление пластической деформации материала. Размер OKP у покрытий (Ti, Al)N почти в 2 раза меньше, чем у покрытия TiN, и следует ожидать более высоких механических свойств алюминийсодержащих покрытий.

Таблица 5  
Толщина, скорость роста и микроструктурные характеристики покрытий

Расчетный состав катода	Толщина покрытия, мкм	Скорость роста, мкм/ч	Период кристаллической решетки, нм	Размер OKP, нм
Ti (BT1-00)	2,68	8,04	0,4252	~63
TiC <sub>0,5</sub> – 20 % Al	1,37	4,11	0,4235	~33
TiC <sub>0,5</sub> – 25 % Al	1,27	3,81	0,4237	~32
TiC <sub>0,5</sub> – 30 % Al	1,30	3,90	0,4228	~34

**Таблица 6** 2. Андреев А.А., Григорьев С.Н. Износостойкие вакуумно-дуговые покрытия на основе титана в инструментальном производстве // СТИН (Станки Инструмент). 2006. № 2. С. 19–24.

**Механические свойства покрытий при глубине индентирования  $h = (100 \pm 20)$  нм**

Катод	Твердость H, ГПа	Модуль упругости E, ГПа	H/E	H <sup>3</sup> /E <sup>2</sup>
BT1-00	28...30	540...570	0,052...0,053	0,075...0,083
TiC <sub>0,5</sub> – 20 % Al	26...29	270...310	0,093...0,096	0,241...0,254
TiC <sub>0,5</sub> – 25 % Al	28...30	340...360	0,083...0,087	0,205...0,234
TiC <sub>0,5</sub> – 30 % Al	26...28	320...330	0,081...0,085	0,172...0,202

Механические свойства вакуумно-дуговых покрытий оценивали по величине твердости и модулю упругости. Рассматривали значения твердости H и модуля упругости E, соответствующие интервалу глубин внедрения  $h = (100 \pm 20)$  нм с относительно постоянными свойствами, не выходящему за пределы 10 % толщины покрытия.

Результаты исследований показали, что нанотвердость покрытий (Ti, Al)N из СВС-прессованных катодов системы Ti–C–Al либо равна, либо на 5...7 % ниже твердости покрытия TiN (табл. 6). Однако модуль упругости покрытий из СВС-катодов заметно меньше, чем у покрытия из нитрида титана. В результате при примерно одинаковой твердости стойкость к упругой деформации разрушения (параметр H/E) и сопротивление пластической деформации (параметр H<sup>3</sup>/E<sup>2</sup>) у покрытий (Ti, Al)N существенно больше, чем у покрытия TiN, что может также объяснить более высокие механические свойства двуэлементных нитридных покрытий [20].

Вакуумно-дуговые покрытия из двухэлементного нитрида (Ti, Al)N, полученные из СВС-прессованных катодов системы Ti–C–Al, по всем исследованным показателям качества и свойствам превосходят покрытия из одноэлементного нитрида титана TiN. Только по скорости роста покрытий тугоплавкие СВС-катоды уступают титановым катодам. Несмотря на более высокий ток дуги, покрытия (Ti, Al)N содержат меньший объем микрокапельной фазы. Микроструктура покрытий (Ti, Al)N не фрагментирована на столбчатые элементы; размер субзерен примерно в 2 раза меньше, чем у покрытия из TiN, и составляет 32...34 нм при примерно одинаковой нанотвердости, равной H = 26...30 ГПа, покрытия из СВС-катодов существенно превосходят покрытия из нитрида титана по стойкости к упругой деформации разрушения и сопротивлению пластической деформации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещака А.А., Верещака А.С., Григорьев С.Н. Многослойно-композиционныеnanoструктурированные покрытия для режущих инструментов, работающих в тяжелых условиях // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 12. С. 3–7.

2. Андреев А.А., Григорьев С.Н. Износостойкие вакуумно-дуговые покрытия на основе титана в инструментальном производстве // СТИН (Станки Инструмент). 2006. № 2. С. 19–24.

3. Береговский В.В., Щуренкова С.А., Марахтинов М.К., Духопельников Д.В. Объемное содержание и дисперсный состав капельной фазы в покрытиях, полученных вакуумно-дуговым методом на установке Platin π–80 // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 1. С. 3–5.

4. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов (Учебное пособие). М.: Машиностроение-1, 2007. 567 с.

5. Новиков А.С., Пайкин А.Г., Шулов В.А. Получение, свойства и перспективы применения MAX-материалов на основе титана // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 11. С. 24–34.

6. Получение многокомпонентных СВС-прессованных катодов на основе тугоплавких соединений титана для нанесения вакуумно-дуговых покрытий / А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Ф. Федотов, А.А. Ерошкин, С.И. Алтухов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2011. № 1. С. 46–51.

7. Effect of C–Ti ratio on the laser ignited self-propagating high-temperature synthesis reaction of Al–Ti–C system for fabricating TiC/Al composites / Y.X. Li, J.D. Hu, Y.H. Liu, Y. Yang, Z.X. Guo // Materials Letters. 2007. V. 61. P. 4366–4369.

8. Rogachev A. S., Gachon J.-C., Grigoryan H. E. et al. Phase evolution in the Ti–Al–B and Ti–Al–C systems during combustion synthesis: Time resolved study by synchrotron radiation diffraction analysis // Journal of Materials Science. 2005. V. 40. P. 2689–2691.

9. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез керамических материалов на основе  $M_{n+1}AX_n$  фаз в системе Ti–Cr–Al–C / Е.А. Левашов, Ю.С. Погожев, Д.В. Штанский, М.И. Петржик // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2008. № 3. С. 13–23.

10. Береснев В.М., Толок В.Т., Гриценко В.И. Покрытия на основе тугоплавких соединений, осаждаемых из потоков металлической плазмы вакуумной дуги // Физическая инженерия поверхности. 2003. Т. 1. № 3–4. С. 237–257.

11. Белоус В.А., Васильев В.А., Лучанинов А.А. и др. Твердые покрытия Ti–Al–N, осажденные из фильтрованной вакуумно-дуговой плазмы // Физическая инженерия поверхности. 2009. Т. 7. № 3. С. 216–222.

12. Григорьев С.Н., Воронин Н.А. Технология вакуумно-плазменной обработки инструмента и деталей машин. М.: "СТАНКИН", Янус-К, 2005. 508 с.

13. Вакуумные дуги. Под ред. Дж. Лафферти. М.: Мир, 1987. 215 с.

14. Эмсли Дж. Элементы. М.: Мир, 2003.

15. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения (справочник). М.: Металлургия, 1976. 560 с.

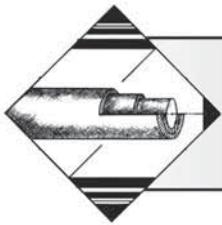
16. Wang X.H., Zhou Y.C. Layered Machinable and Electrically Conductive Ti<sub>2</sub>AlC and Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> Ceramics: a Review // J. Mater. Sci. Technol. 2010. V. 26. № 5. P. 385–416.

17. Мержанов А.Г. Твердолапленное горение. Черноголовка: ИСМАН, 2000. 224 с.

18. Шулаев В.М., Андреев А.А., Столбовой В.А. и др. Вакуумно-дуговое осаждениеnanoструктурных Ti–Si–N покрытий из многокомпонентной плазмы // Физическая инженерия поверхности. 2008. Т. 6. № 1–2. С. 105–113.

19. Мрочек Ж.А., Эйзнер Б.А., Иванов И.А. О некоторых особенностях вакуумного электродугового нанесения покрытий из сплава Ti–Si в среде азота // Электронная обработка материалов. 1990. № 1. С. 13–14.

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



# ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.793.74:621.791.927.55

А.М. Кадырметов<sup>1</sup>, Г.А. Сухочев<sup>2</sup>, А.Ф. Мальцев<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>Воронежская государственная лесотехническая академия,

<sup>2</sup>Воронежский государственный технический университет)

E-mail:anvar@mail.ru

## Моделирование качества покрытий, полученных плазменным напылением с одновременной электромеханической обработкой\*

Рассмотрен комбинированный процесс плазменного напыления с одновременной электромеханической обработкой покрытий как метод, позволяющий обеспечить их качество, соответствующее экстремальным условиям эксплуатации. Приведен анализ факторов комбинированного процесса. Представлены результаты компьютерного моделирования по влиянию факторов процесса на параметры качества покрытий.

**Ключевые слова:** плазменное напыление, упрочнение, плазменное покрытие, плазмотрон, электромеханическая обработка, деталь.

*Combined process of plasma spraying with simultaneous electromechanical treating of coatings is presented. This method allows achieving the quality which is corresponded to extreme operation conditions. The analysis of combined process factors is given. Besides, there are computer modeling results of process factors effects on coating quality parameters.*

**Keywords:** plasma spraying, strengthening, plasma coating, plasma torch, electromechanical treating, detail.

### Проблема и цель работы

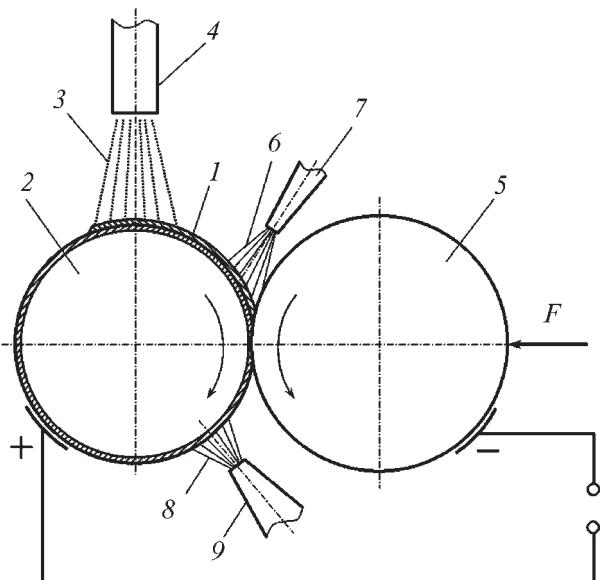
Плазменное напыление (ПН) относится к прогрессивным технологиям формирования покрытий различного функционального назначения, в том числе износостойких и коррозионно-стойких покрытий. Качество плазменных покрытий при традиционном ПН для ряда деталей, испытывающих во время работы значительные ударные (зубья шестерен, детали клапанных и кулачковых механизмов и др.) и знакопеременные нагрузки (шейки коленчатых валов двигателей и компрессорных установок), является неудовлетворительным вследствие недостаточных прочностных характеристик покрытия. Устранение указанного недостатка реализуется как за счет совершенствования самой операции напыления, так и последующей обработки покрытия или ее совмещения с напылением.

Совершенствование операции плазменного напыления возможно различными методами, к числу которых относится использование сверхзвукового потока, насадок для создания спутных потоков плазменной струи, позволяющих защитить напыляемые

частицы от окисления и охлаждать деталь, напыление в разряженной контролируемой атмосфере и модуляция параметров процесса [1]. Эти методы повышают прочностные характеристики покрытия, однако не обеспечивают его надежность при ударных эксплуатационных нагрузках. Поэтому для таких нагрузок требуется упрочнение покрытия.

Традиционное оплавление покрытий (для самоплавлющихся материалов) различными источниками имеет существенный недостаток, заключающийся в перегреве детали, ее короблении, снижении предела выносливости и необходимости последующей термообработки и правки, что не всегда возможно и приводит к удорожанию технологии. Термомеханическая обработка при использовании внешних источников тепла частично устраивает этот недостаток и, при осуществлении на втором этапе обкатки в холодном состоянии, позволяет создать остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое детали, обеспечивая этим требуемые усталостные характеристики. При этом сложным является обеспечение условий, при которых бы деталь не перегревалась, так как теплоподвод от внешних источников тепла является инерционным и требует использования специальных алгоритмов процесса. Например, может быть использован импульсный режим подвода тепла.

\*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Министерства образования и науки РФ ДРПННиТ: НИР № 7.4045.2011.



**Рис. 1. Схема комбинированного нанесения покрытия:**  
1 – покрытие; 2 – деталь; 3 – плазменная струя; 4 – плазмотрон; 5 – ролик; 6, 8 – охлаждающая струя; 7, 9 – форсунки;  $F$  – сила прижима ролика

Наиболее целесообразным является применение *электромеханической обработки* (ЭМО) покрытий, так как она позволяет практически безынерционно управлять тепловложением в зону контакта ролика с покрытием за счет регулирования электрическим током [2]. Для плазменных покрытий на железной и никелевой основе, самофлюсующихся, интерметалличидных и других непластичных порошков данный метод ограничивается их толщиной, которая не должна превышать примерно 0,5...0,7 мм из-за их пористости, ламелеобразной структуры и хрупкости или требует дополнительных технологических операций. В связи с этим перспективным является использование одновременной с плазменным напылением ЭМО (рис. 1), что позволяет избежать указанного недостатка и повысить гибкость процесса [3].

Совмещение операций нанесения и упрочнения покрытий имеет преимущества перед другими методами и позволяет уменьшить время на обработку детали, подготовительно-заключительное время, сэкономить энергию, способствует увеличению производительности и эффективности получения качественных покрытий. При этом остаются основные достоинства отдельно взятых составляющих процессов.

С целью выявления наиболее эффективной схемы указанного комбинированного процесса, определения влияния факторов на критерии процесса были проведены исследования на основе компьютерного моделирования.

## Основные факторы и математическая модель процесса

Плазменное напыление характеризуется множеством факторов и сложностью их влияния на критерии процесса. Это влияние в процессе ПН реализуется поэтапно [4]. В комбинированном процессе добавляются факторы ЭМО: мощность электрического тока, проходящего через систему покрытие–основа, кинематические параметры взаимного перемещения ролика и основы, сила прижима ролика к основе, конструктивные параметры ролика.

Для оценки влияния основных факторов процесса на его критерии использовался численный метод описания объекта путем дискретизации на множество элементов и использования базовых фундаментальных физических и термодинамических уравнений. Математическая модель была разработана на основе метода дискретных элементов для механического состояния системы покрытие–основа, близкого к SPH-методу (Smoothed Particles Hydrodynamics), и на основе метода конечных разностей для тепловой задачи [5]. Взаимодействие дискретных элементов моделируемой среды описывается силами, учитывающими упругие силы и силы вязкого трения. Движение элементов описывается законами классической механики, состоящими из ньютоновских уравнений движения [6]. Тепловые процессы описываются базовыми уравнениями классической термодинамики и уравнениями теплопроводности. Для проведения численных экспериментов была разработана компьютерная программа для ЭВМ на языке Object Pascal в интегрированной среде программирования Borland Delphi 7 [7].

## Результаты моделирования процессов

Технологические параметры, реализованные в модели, соответствовали следующим реальным параметрам процесса нанесения покрытия: подложка – сталь 45; порошок ПН55Т45 (55 % Ni, 45 % Ti); диаметр частицы порошка (элемента модели) 10 мкм; эффективный радиус ролика 10 мм; характерная толщина одного слоя покрытия 50 мкм; скорость перемещения плазмотрона и ролика относительно поверхности 1 см/с; расход порошка 10 мг/с; характерное давление ролика 100 МПа.

С помощью разработанной модели проведена серия компьютерных экспериментов, в которой изменили расход порошка в диапазоне от 0,001 до 5,0 г/с. Расход порошка при одинаковой скорости движения плазмотрона относительно неподвижной восстанавливаемой поверхности определяет толщину слоя покрытия.

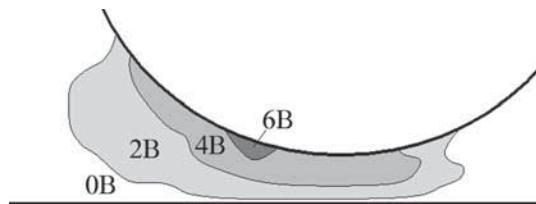


Рис. 2. Распределение электрического потенциала в покрытии вблизи зоны контакта ролика с покрытием

Моделирование механического воздействия обкатывающего ролика на покрытие показало, что происходит перестройка структуры покрытия, поверхность покрытия после прохода ролика становится более ровной, пустоты поверхности заполняются за счет смещения выпуклостей, взаимное расположение элементов покрытия становится более упорядоченным. При недостаточно прогретом покрытии после прохода ролика оно имеет крупнозернистую структуру со значительным количеством небольших трещин. Распределение электрического потенциала в рабочей зоне ролика при условии, что поверхность детали имеет потенциал 0 В, а ролик – потенциал 6 В, показывает, что наибольший разогрев покрытия при электромеханической обработке производится в том месте, где он и необходим, – в месте основного ввода механических напряжений (рис. 2).

Результаты расчетов механического воздействия ролика на покрытие показали существенное снижение шероховатости поверхности для любой толщины слоя покрытия до 40...70 %, увеличение плотности (сплошности) покрытия с ростом расхода порошка ориентировочно на 5 % по сравнению с обычным плазменным напылением. Однако с увеличением расхода порошка шероховатость незначительно растет.

Обкатка покрытия роликом без пропускания тока в сравнении со случаем без обкатки роликом приводит к падению когезионной прочности на 3...8 МПа, причем тем сильнее, чем больше толщина покрытия. Снижение когезионной прочности может служить косвенным подтверждением увеличения остаточных растягивающих напряжений в покрытии в направлении, перпендикулярном его поверхности. Уровень остаточных напряжений при обкатке роликом без пропускания тока через зону обработки превышает их уровень со случаем без обкатки во всем интервале расхода порошка. Данные результаты показывают, что механическая обработка без пропускания тока через зону покрытие – основа позволяет улучшить плотность покрытия и снизить шероховатость, однако приводит к снижению когезии и росту внутренних напряжений. ЭМО непосредственно после плазменного нанесения по-

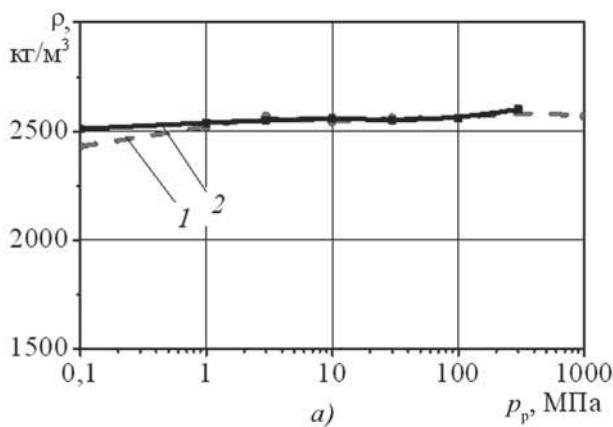
крытия позволяет устраниить отрицательный эффект механической обработки без пропускания тока, заключающийся в уменьшении когезии. При этом сохраняется положительный эффект механической обработки, заключающийся в увеличении плотности и снижении шероховатости.

Для исследования влияния силы прижатия обкатывающего ролика к поверхности детали проведена серия компьютерных экспериментов, в которой варьировали давление обкатки  $p_p$  на уровнях 0,1; 0,3; 1,0; 3,0; 10; 30; 100; 300; 1000 МПа (рис. 3). Анализируя графики, можно заметить, что плотность покрытия и когезионная прочность практически не зависят от давления обкатки (рис. 3, а, в). При увеличении давления обкатки  $p_p$  шероховатость поверхности сначала уменьшается ( $p_p$  менее 3 МПа), что связано с увеличивающейся способностью ролика распределять выступающие части покрытия между впадинами (рис. 3, б). При давлении обкатки более 100 МПа происходит механическое разрушение покрытия, поэтому в данном диапазоне  $p_p$  наблюдается рост шероховатости. Наименьшая шероховатость поверхности наблюдается в довольно широком диапазоне  $p_p$  от 2 до 100 МПа.

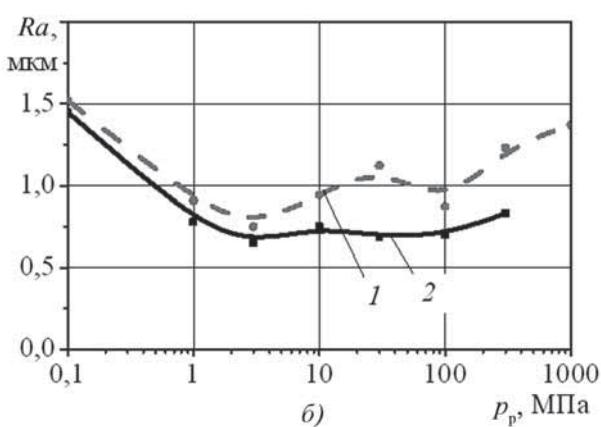
Сравнивая линии 1 и 2 на рис. 3, можно отметить, что использование ЭМО, по сравнению с механической обработкой без пропускания тока, приводит к улучшению показателей:  $R_a$  – ориентированно на 20 %,  $\sigma_{\text{ког}}$  – примерно в 2 раза.

Результаты компьютерного моделирования тепловой задачи комбинированного процесса показали, что каждая струя водяного охлаждения приводит к снижению средней температуры вдоль линии движения плазмотрона приблизительно на 150...200 °C (рис. 4). При использовании двух струй водяного охлаждения (после прохода плазмотрона и после прохода обкатывающего ролика) удается поддерживать среднюю температуру детали на приемлемом уровне (около 150 °C). Это не приводит к образованию существенных внутренних напряжений в окончательно сформированном покрытии и уменьшает вероятность отслоения и растрескивания покрытия в сравнении со случаями отсутствия одного или двух этапов охлаждения.

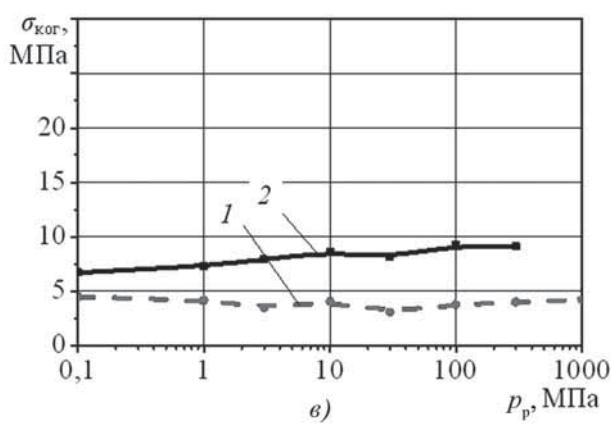
Дальнейшее совершенствование комбинированного процесса нанесения и упрочнения покрытий, как показывают предварительные результаты компьютерного моделирования, возможно за счет использования динамических эффектов модуляции механических и/или электрических параметров процесса. Использование данных эффектов особенно целесообразно для сложнопрофильных поверхностей, когда обкатка роликом является труднореали-



a)



б)



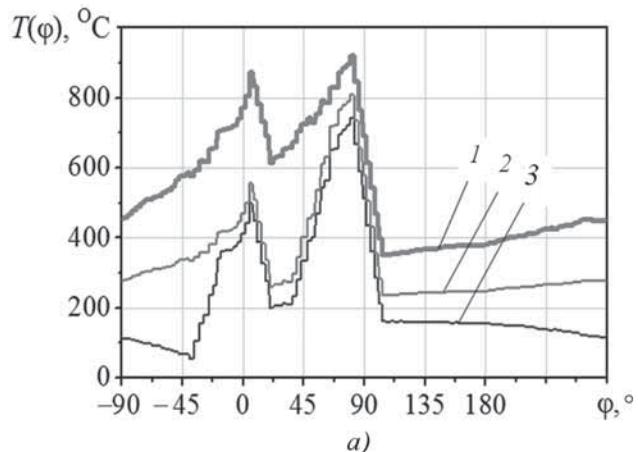
в)

Рис. 3. Влияние давления обкатки ролика  $p_p$  на плотность образующегося покрытия (а); параметр шероховатости поверхности (б); когезионную прочность покрытия (в):

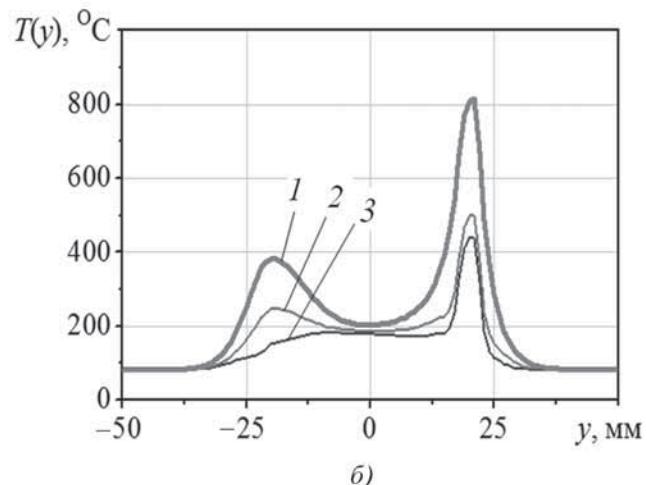
1 – обкатка роликом без пропускания электрического тока;  
2 – электромеханическая обработка роликом

зумеющей и где используются другие способы упрочнения покрытий.

Так, для поверхностей сложного профиля известные технологические схемы поверхностного дефор-



а)



б)

Рис. 4. Распределение температуры по поверхности вала в окружном направлении  $T(\phi)$  (а) и в поперечном сечении вала (в области " пятна нагрева плазмой")  $T(y)$  (б):

1, 2, 3 – режимы, соответствующие ПН с ЭМО без охлаждения, с охлаждением одной струей воды после плазмотрона и с двумя охлаждающими струями соответственно

мирования покрытия роликом не всегда могут быть реализованы по причине ограниченных возможностей кинематики процесса такого обкатывания. Здесь показали достаточную эффективность струйные методы обдувки потоком металлических микрошариков диаметром от 50 до 200 мкм с помощью устройств эжекторного типа.

Подаваемые струей сжатого воздуха при давлении 0,2...0,4 МПа эти микрошарики, имея небольшую кинетическую энергию при соударении, не вызывают явления перенаклева поверхности. Малый диаметр шариков и соответственно малый диаметр их отпечатков определяют характер регулярного микрорельефа поверхности покрытия и равнораспределенный характер остаточных напряжений сжатия в приповерхностном слое материала.

## Выводы

Полученные оценки на основе компьютерного моделирования позволяют заключить, что механическая обработка и ЭМО плазменного покрытия приводят к повышению его плотности ориентировано на 10 % и снижению величины шероховатости в два раза. ЭМО по сравнению с механической обработкой приводит к повышению когезионной прочности покрытия примерно вдвое.

Моделирование распространения тепла в деталях для способа комбинированного нанесения покрытия показало существенное снижение температуры поверхности детали при охлаждении. Это обеспечивает возможность получения более прочного покрытия благодаря уменьшению внутренних напряжений в покрытии, при этом целесообразно использовать две водяные струи охлаждения: после прохода плазмотрона и после прохода обкатывающего ролика.

В итоге на основе результатов исследований было оценено влияние схем охлаждения и основных технологических факторов комбинированного процесса плазменного напыления с одновременной ЭМО на его критерии, что послужило в дальнейшем исходной информацией для оптимизации режимных параметров процесса. Дальнейшее совершенствование рассмотренного комбинированного процесса и расширение его технологических возможностей с целью достижения заданных эксплуатационных показателей покрытия может быть реализовано за счет модуляции механических и электрических параметров данного процесса. Для сложнопрофильных поверхностей вместо обкатки роликом целесообразно использование обувки обрабатываемой поверхности воздушной струей со стальными микрошариками,

модуляция параметров обдувки при этом позволяет повысить технологические возможности процесса и качество обрабатываемой поверхности.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кадырметов А.М. Технологические возможности и проблемные вопросы плазменного нанесения и упрочнения покрытий с модуляцией электрических параметров // Вестник ВГТУ. 2011. Т. 7. № 8 . С. 79–83.
2. Исследование структуры и свойств наноматериалов, полученных комбинированной обработкой / В.П. Багмутов, В.И. Калита, И.Н. Захаров, Е.Б. Иванников, Е.Б. Захарова // Известия ВолГТУ. 2008. № 10. С. 102–106.
3. Перспективы упрочнения покрытий методом плазменного напыления с одновременной электромеханической обработкой / А.М. Кадырметов, В.О. Никонов, В.Н. Бухтояров, Е.В. Снятков, А.Ф. Мальцев // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика: В 2 ч.: Материалы 14-й Междунар. науч.-практ. конф. Ч. 1. СПб: Изд-во политехн. ун-та, 2012. С. 75–79.
4. Кадырметов А.М., Сухочев Г.А. Технологическое обеспечение качества плазменных покрытий деталей транспортных систем управлением режимными параметрами процесса // Насосы. Турбины. Системы. 2012. № 4 (5). С. 38–45.
5. Premoze S., Tasdizen T., Bigler J. et al. Particle Based Simulation of Fluids // Eurographics. 2003. Vol. 22. № 3. P. 103–113.
6. Гулд Х., Тобочник Я. Компьютерное моделирование в физике: в 2 ч. Ч. 2: пер. с англ. М.: Мир, 1990. 400 с.
7. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2013612101 от 14.02.13 г. Программа для моделирования способа комбинированного упрочнения поверхностей деталей / В.О. Никонов, А.М. Кадырметов, В.И. Посметьев, В.В. Посметьев; правообладатель ФГБОУ ВПО ВГЛТА. № 2012661430; заявл. 21.12.2012; зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 14.02.2013.

## Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

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

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – 85159, "Пресса России" – 39269,

"Почта России" – 60252.

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

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

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





# ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

УДК 669.15.782:537.622

В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский,  
(Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург)  
E-mail: pudov@imp.uran.ru

## Перспективность применения аморфно-кристаллических покрытий для магнитомягких сплавов\*

*Изучены физико-механические и адгезионные свойства аморфно-кристаллических покрытий  $SiO_2$ ,  $AlN$ ,  $Si_2N_4$ ,  $CrO$ ,  $Al_2O_3$ ,  $TiN$ , наносимых на ленты трансформаторных сталей и аморфных сплавов для снижения магнитных потерь в магнитопроводах электротехнического оборудования. Показана перспективность применения магнитоактивных покрытий методом плазменного осаждения по сравнению с методом растворной керамики.*

**Ключевые слова:** магнитоактивные покрытия, адгезия, метал-керамика, текстура, магнитные потери.

*The physical-mechanical and adhesive properties of amorphous-crystalline coatings  $SiO_2$ ,  $AlN$ ,  $Si_2N_4$ ,  $CrO$ ,  $Al_2O_3$ ,  $TiN$ , applied to the strip of transformer steels and amorphous alloys to reduce the magnetic losses in magnetic electrical equipment. Shown the perspectivity application of magneto-active coatings by method plasma-precipitation of as compared with by applying of ceramic of mortar.*

**Keywords:** magnetically coatings, adhesion, metal-ceramic, texture, losses magnetic

### Введение

Магнитомягкие стали и сплавы на основе кремнистого железа обладают достаточно высокими магнитной индукцией насыщения ( $\sim 1,6\ldots 2,4$  Тл) и максимальной относительной магнитной проницаемостью ( $\sim 10^5\ldots 10^6$ ). Тонкие ленты этих сплавов ( $\sim 100$  мкм толщиной, соответствующей минимуму потерь в их зависимости от толщины материала) широко используются в качестве магнитопроводов различных электротехнических преобразователей и устройств в переменных магнитных полях повышенных частот перемагничивания. В этих условиях работы наряду с увеличением магнитной проницаемости, снижением коэрцитивной силы и магнитострикции требуется понижение удельных потерь энергии на перемагничивание. Этого можно достичь за счет снижения ширины полосовых магнитных доменов ( $D$ ), определяющей скорость смешения доменных границ в магнитном поле и величину вихревоковой составляющей ( $P_b$ ) полных магнитных потерь ( $P$ ). Между тем, повышение остроты кристаллографической текстуры в современных электротехнических сталях, увеличивающее магнитную прони-

цаемость, вызывает и нежелательный рост кристаллических зерен, ослабление магнитных полей рассеяния на их границах, переход полосовых доменов в смежные кристаллы, что увеличивает  $D$ ,  $P_b$  и  $P$  [1].

Аналогичная проблема снижения ширины полосовых доменов и, следовательно, высоких магнитных потерь существует также и в тонких слабо анизотропных лентах аморфных ферромагнитных сплавов с преобладанием планарного распределения намагниченности [2]. Отсюда понятна положительная роль текстурирующих воздействий, в частности наведение одноосной магнитной анизотропии уменьшением суммарного объема доменов с поперечной ориентацией намагниченности, а также и ширины  $D$  связанных с ними полосовых магнитных доменов.

Как показывают исследования [3–8], наиболее эффективными способами создания индуцированной одноосной магнитной анизотропии в ферромагнетиках с положительной магнитострикцией являются одноосные растягивающие напряжения и продольная термомагнитная обработка. Они уменьшают ширину полосовых доменов  $D$  и соответственно  $P_b$  и  $P$ . При этом максимальный эффект растяжений в анизотропных материалах достигается при достаточно высокой текстуре, когда ось легкого намагничивания зерен незначительно отклоняется на угол  $\beta \approx 2\ldots 3^\circ$ .

\* Работа частично поддержана РФФИ и УрО РАН (проекты № 11-02-00931 и 12-У-2-1018)

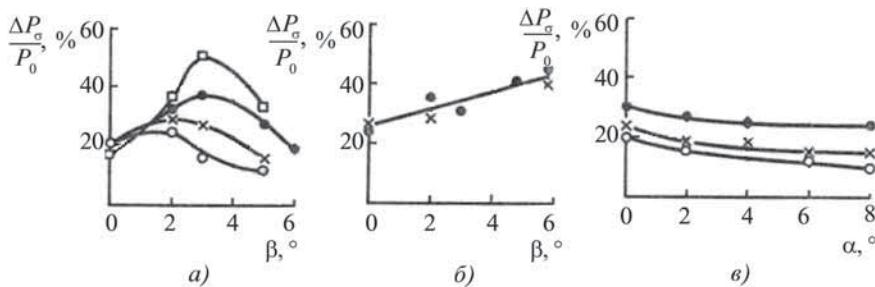


Рис. 1. Относительное изменение магнитных потерь при растяжении образцов сплава Fe – 3 % Si в зависимости от углов  $\beta$  (а, б) и  $\alpha$  (в):  
 $a - \sigma = 30$  МПа;  $b, \sigma = 60$  МПа;  
амплитуда индукции 0,5; 1,0; 1,5;  
1,7 Тл –  $\bigcirc$ ,  $\times$ ,  $\bullet$ ,  $\blacksquare$  соответственно;  
частота 60 Гц

(рис. 1) от поверхности ленты. Такая степень совершенства текстуры является оптимальной для анизотропной электротехнической стали, так как соответствует минимуму ее магнитных потерь.

В промышленных условиях эффект растяжений реализуется за счет использования магнитоактивных (растягивающих металлы) электроизоляционных покрытий (ЭИП) с коэффициентом теплового линейного расширения (КТЛР) меньшим, чем КТЛР сплава. Нанесение и формирование их на поверхности ферромагнитной ленты при повышенных температурах, а затем охлаждение до комнатной температуры всего композита металл-керамика вызывает плоскостное растяжение ферромагнетика, которое в анизотропном материале приводит к усилению одноосной магнитной анизотропии [9]. При этом уменьшаются объем замыкающих и ширина основных полосовых доменов, вихревые и полные магнитные потери.

Однако современные ЭИП на основе магний-фосфатов (например, в работе [10]), формируемые на магнитных лентах обычной толщины ( $\sim 0,3$  мм) методом растворной керамики, содержат промежуточный грунтовый слой, создают зону внутреннего окисления, неоднородное распределение растягивающих напряжений и блокируют положительный эффект последующей термомагнитной обработки. Поэтому такие покрытия лишь незначительно снижают магнитные потери в стали (на 3...8 % [11]) и не пригодны для многослойных магнитопроводов из тончайших ферромагнитных лент.

Для тончайших ферромагнетиков, используемых в переменных полях повышенной частоты (ленты аморфных сплавов  $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$ ,  $Fe_{81}Si_7B_{12}$ ,  $Fe_{72}Co_8Si_5B_{15}$ ,  $Fe_{78}Ni_1Si_9B_{12}$  толщиной не более 0,02 мм, поликристаллических сплавов Fe – 3 % Si и Fe – 7 % Al толщиной не более 0,08 мм), исследовали магнитоактивные покрытия нового химического состава на основе оксидов и нитридов ряда элементов, радиус ионов которых в растворах замещения меньше, чем у железа (бор, алюминий, титан, хром). Они имели КТЛР от  $(5...8) \cdot 10^{-6}$  К $^{-1}$  ( $SiO_2$ ,  $AlN$ ,  $Si_2N_4$ ,  $CrO$ ) до  $8 \cdot 10^{-6}$  К $^{-1}$  ( $Al_2O_3$ ,  $TiN$ ), существенно меньшие КТЛР =  $13 \cdot 10^{-6}$  К $^{-1}$  кремнистого железа, обеспечива-

ли в магнитопроводе электросопротивление поверхности  $\sim 10^2$  Ом·см $^2$ .

### Методика проведения исследований

Покрытия наносили на ленту методом ионно-плазменного осаждения в заданных газовых средах с помощью установки типа "Булат", используя различные способы теплоотвода для варьирования температуры образца при осаждении покрытия, а также приложение к ленте продольных растягивающих напряжений  $\sim 3...10$  МПа. Для сравнения эффективности различных типов покрытий на ферромагнитную ленту наносили также известные ранее ЭИП на основе фосфатов магния методом растворной керамики по обычной технологии [10].

После нанесения ЭИП ленту ферромагнитного сплава подвергали термообработке на снятие внутренних напряжений при различных температурах или указанный отжиг совмещали с последующей термомагнитной обработкой (ТМО) – нагрев до 300...450 °C, выдержка 5...15 мин и охлаждение до комнатной температуры в переменном магнитном поле напряженностью 2 кА/м и частотой 50...600 Гц [3].

Измерение полных магнитных потерь вдоль оси лент магнитомягких сплавов выполняли ваттметровым методом на полосках длиной 100 мм в замкнутой магнитной цепи или торах средним диаметром 40 мм при натяжении намотки 40 МПа. Гистерезисную составляющую магнитных потерь определяли по площади квазистатических петель гистерезиса, вихревую – по разности между полными и гистерезисными потерями.

Величину растягивающих напряжений  $\sigma$ , создаваемых в материале покрытием, рассчитывали с учетом радиуса кривизны  $r$  и стрелы прогиба  $b$  ленты с покрытием, нанесенным на одну ее сторону, по формулам [12]

$$\sigma = E \delta; \quad \delta = h / 2r; \quad r = (b^2 + l^2 / 4) / 2b,$$

где  $E$  – модуль упругости;

$\delta$  – деформация;

$h$  – толщина ленты сплава, мм;

$l$  – длина по хорде, мм.

Изменения кристаллической решетки при нанесении покрытия исследовали методом рентгеновской дифракционной топографии на отражение в рефлексах (220) и (220)  $\alpha$ -излучения.

### Результаты исследований и их обсуждение

В современных анизотропных электротехнических сталях в процессе прокатки ленты формируется ребровая текстура (110)[001], причем оси легкого намагничивания (о.л.н.) отдельных кристаллов [001]<sub>к</sub> имеют небольшие отклонения от оси текстуры [001]<sub>т</sub>. Эту разориентацию каждого кристалла можно характеризовать углами  $\beta$ -отклонение о.л.н. кристалла от поверхности ленты и  $\alpha$ -отклонение о.л.н. от оси текстуры в плоскости ленты.

Проведенный анализ изменений величины магнитных потерь при растяжении материала (см. рис. 1, *a–в*) показывает различную ее зависимость от углов  $\beta$  и  $\alpha$ . При увеличении угла  $\alpha$  в диапазоне 0...8° (см. рис. 1, *в*) магнитные потери слабо уменьшаются, а при увеличении угла  $\beta$  – изменяются немонотонно, причем максимум эффекта снижения магнитных потерь в диапазоне 1...4° смещается с ростом индукции в область меньших углов, составляя 50, 38, 30 и 24 % при  $b = 0,5; 1,0; 1,5$  и 1,7 Тл соответственно (см. рис. 1, *а*). В этих случаях основные полосовые 180-градусные домены содержат соответствующий объем дополнительных замыкающих доменных комплексов, состоящих из поверхностных каплевидных 180-градусных и внутриобъемных 90-градусных областей, которые компенсируют размагничивающие поля рассеяния на поверхности ленты [5]. Продольное растяжение сокращает объем этих поперечно-намагниченных 90-градусных областей, а рост магнитостатической энергии при этом компенсируется сужением основных доменов, что и приводит к уменьшению в основном вихревоковых магнитных потерь [6].

Аналогичный механизм перестройки доменной структуры наблюдается и под воздействием наносимых на металлическую ленту магнитоактивных (растягивающих) покрытий. Анализ результатов измерений изгибной деформации односторонне покрытых лент магнитомягких сплавов показывает, что нитридно-оксидные покрытия ~1 мкм толщиной, наносимые ионно-плазменным осаждением, как и ранее известные покрытия на основе магнийфосфатов толщиной 2...3 мкм, наносимые методом растворной керамики, после охлаждения материала до комнатной температуры создают значительные продольные растягивающие напряжения (~5...10 МПа). При этом обнаружено, что конкретная величина  $\sigma$ , индуцируемая покрытием, зависит не только от интервала тем-

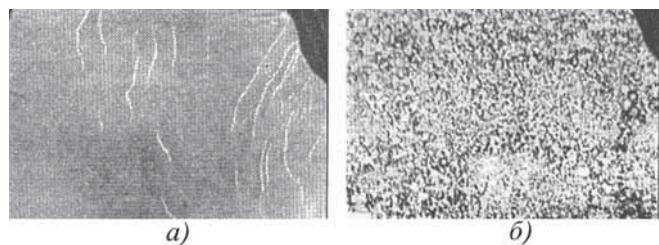


Рис. 2. Дифракционное рентгеновское изображение участка поверхности (5×8 мм) железокремнистой стали с покрытиями TiN (*а*) и MgO·P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (*б*). ×2

ператур охлаждения, толщины и КТЛР сплава и покрытия, но в значительной мере определяется адгезионной способностью покрытия к металлу и характером распределения вызываемых напряжений по объему образца. Эти факторы удается варьировать в широких пределах за счет выбора способа нанесения покрытий, режимов обработки и условий подготовки поверхности материала.

Из рентгеновских дифракционных изображений приповерхностных слоев отдельных кристаллов Fe–Si (рис. 2, *а*), Fe–Al и Fe–Si–Al видно, что с помощью нитридно-оксидных покрытий, формируемых методом ионно-плазменного осаждения в оптимальных условиях (высокая чистота поверхности материала, однородная плотность излучаемого потока ионов и его мощность, исключающая перегрев материала), достигается достаточно монотонная картина однородного почернения топограмм, нарушаемая лишь редкими изображениями отдельных субграниц. Изображение аналогично картине исходного, предварительно отожженного состояния этих кристаллов.

В случае же магний-фосфатных покрытий, наносимых на ленту методом растворной керамики, полученное дифракционное изображение того же кристалла Fe – 3 % Si имеет пятнистый черно-белый контраст (рис. 2, *б*), полностью экранирующий структуру кристалла. Такой контраст связан с локальностью сцепления покрытия с лентой сплава, обусловленного процессами парообразования при сушке водных растворов и спекании покрытия. Это указывает на неравномерное распределение деформации в приповерхностных объемах ферромагнетика, прилегающих к покрытию, и приводит к деградации магнитных свойств материала (к снижению магнитной проницаемости, росту гистерезисных потерь).

Однородное почернение полученных рентгеновских топограмм, наблюдаемое при оптимальных режимах формирования покрытия методом ионно-плазменного осаждения, обусловленное однородностью сцепления композита металл–покрытие, обеспечивает значительную величину продольного

растяжения ленты ( $\sim 10$  МПа), снижение ширины полосовых доменов, вихретоковых и полных магнитных потерь. Это состояние однородного растяжения ленты положительно сказывается и на реализации эффекта дополнительного снижения потерь термообработкой материала в переменном магнитном поле [3], достигаемого за счет однородного движения доменных границ и их дестабилизации.

В представленных в табл. 1 и 2 результатах в качестве примера приведены величины магнитной проницаемости  $\mu_{\max}$ , магнитострикции  $\lambda$ , полных магнитных потерь  $P$  и их гистерезисной  $P_g$  и вихретоковой  $P_b$  составляющих для тончайших лент аморфных и поликристаллических ферромагнетиков ( $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$  и  $Fe - 3\% Si$  соответственно).

Из табл. 1 видно, что в ленте аморфного сплава  $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$  толщиной 20 мкм в результате формирования на ее поверхности электроизоляционного покрытия из оксида и нитрида титана имеет место значительное снижение магнитных потерь (на 25...35 %),

Таблица 1

**Зависимость магнитных свойств аморфного сплава – ленты  $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$  после термической обработки (ТО), растяжения ( $\sigma$ ), электроизоляционного покрытия (ЭИП) и термоламагнитной обработки (ТМО)**

Вид обработки	$\mu_{\max}$	$P_{1/400} = P_g + P_b$ , Вт/кг
ТО	72 000	$2,66 = 1,40 + 1,26$
ТО + $\sigma$ + ЭИП	54 000	$1,94 = 1,21 + 0,73$
ТО + ТМО	142 000	$2,02 = 1,08 + 0,94$
ЭИП + ТО+ ТМО	94 000	$1,65 = 0,95 + 0,70$

Примечание. Покрытие  $TiO_2 + TiN$ , метод ионно-плазменный.

Таблица 2

**Зависимость магнитных свойств поликристаллического сплава  $Fe - 3\% Si$  после различных видов обработок**

Вид обработки	$\lambda \cdot 10^6$	$P_{1,7/50} = P_g + P_b$ , Вт/кг
ТО	1,5...2,2	$1,57 = 0,90 + 0,67$
ЭИП <sub>1</sub> + ТО + ТМО	0,2...0,6	$1,16 = 0,74 + 0,42$
ТО	1,7...2,3	$1,54 = 0,88 + 0,66$
ЭИП <sub>2</sub> + ТО + ТМО	2,4...3,2	$1,43 = 0,91 + 0,52$

Примечание. Покрытие ЭИП<sub>1</sub> –  $CrO_2 + CrN$ , метод ионно-плазменный.

Покрытие ЭИП<sub>2</sub> –  $MgO + P_2O_5$ , метод растворной керамики.

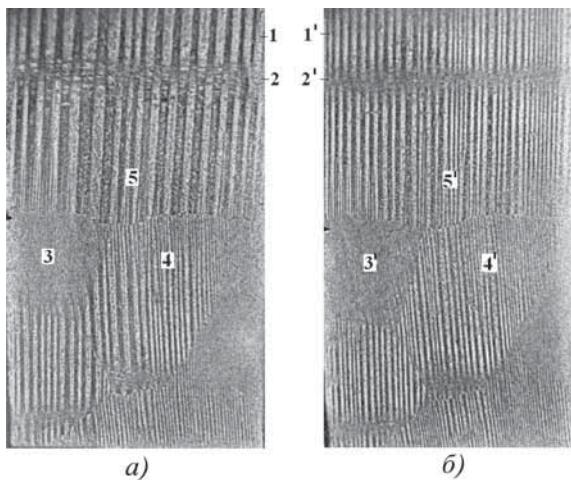
происходящее в основном за счет уменьшения (на 42 %) их вихретоковой составляющей. Существенное снижение магнитных потерь достигается и в результате ТМО ленты в продольном переменном магнитном поле, создавая суммарный эффект комбинированной (ЭИП+ТМО) обработки в 35...45 %. Аналогичные результаты получены и на других исследованных аморфных сплавах на основе железа.

Значительный эффект снижения магнитных потерь получен и на лентах поликристаллических сплавов  $FeSi$  и  $Fe-Al$  с использованием магнитоактивных покрытий из нитрида хрома, осажденного на ленты ионно-плазменным методом и при последующей ТМО в переменном магнитном поле. При этом гистерезисные, вихретоковые и полные магнитные потери снижаются (в сплаве  $Fe - 3\% Si$ , см. табл. 2) на 18, 32 и 26 % соответственно. В лентах тех же сплавов покрытия на основе борсодержащих фосфатов магния, нанесенные методом растворной керамики, лишь незначительно снижают полные магнитные потери (на 5...9 %) за счет уменьшения их вихретоковой составляющей.

Исследования снижения ширины доменов при нанесении магнитоактивного (растягивающего) покрытия показали существенную зависимость этого эффекта от кристаллографической ориентации поверхности зерен и их длины в направлении оси магнитной текстуры. Как видно из рис. 3, *a*, в сплаве  $Fe - 3\% Si$  с ребровой кристаллографической текстурой (110)[001] в зернах 5 и 4 с одинаковой ориентацией поверхности (углы между их осями легкого намагничивания [001] и поверхностью ленты  $\beta \approx 2^\circ$ ), но с различной длиной (50 и 15 мм), в исходном состоянии (до нанесения ЭИП) средняя ширина полосовых доменов  $D$  составляла 0,88 и 0,34 мм, а после формирования покрытия (рис. 3, *b*) – 0,40 и 0,24 мм соответственно, т.е. в большей степени изменилась  $D$  в наиболее крупном зерне (в 2,2 и 1,4 раза соответственно). В зерне 3, имеющем  $\beta \approx 8^\circ$  и поэтому сложную структуру поверхностных замыкающих кружевных доменов [13] в исходном состоянии, напряжение  $\sim 8$  МПа, создаваемое покрытием, оказывается недостаточным для упрощения магнитной структуры, выявления 180-градусных границ основных доменов и эффекта сужения их полосовых доменов.

Эта зависимость эффективности покрытия от кристаллографической ориентации поверхности зерен определяет различное изменение магнитных потерь в образцах разной степени совершенства текстуры, как это показано на рис. 3 для монокристалльных образцов сплава  $Fe - 3\% Si$ .

Из приведенных выше результатов видно, что положительный эффект – уменьшение магнитных потерь, повышение магнитной проницаемости (на 15...30 %, см. табл. 1) и индукции в средних полях, снижение маг-



**Рис. 3. Доменная структура сплава Fe – 3 % Si без покрытия (а) и с магний-фосфатным покрытием (б):**

1, 1' – магнитные домены; 2, 2' – зона лазерного воздействия; 3, 3', 4, 4', 5, 5' – кристаллы сплава,  $\times 2$

нитострикции (практически до нуля, см. табл. 2) – наблюдается в состояниях, когда магнитоактивное ЭИП создает однородно распределенные растягивающие напряжения с преимущественной ориентацией вдоль оси ферромагнитной ленты. Причиной этого является существенное увеличение исходной одноосной магнитной анизотропии, приводящее к сужению ширины 180-градусных полосовых магнитных доменов, уменьшению объема поперечно намагниченных замыкающих доменов и более однородное движение доменных границ при перемагничивании материала.

Таким образом, ионно-плазменное осаждение безгрунтовых аморфно-кристаллических электроизоляционных покрытий на основе нитридов и оксидов титана и хрома создают, при микронной толщине покрытия, значительные по величине и достаточно однородные по распределению растягивающие напряжения, существенно улучшая магнитные характеристики тончайших лент магнитомягких сплавов на основе железа. Последующая термомагнитная обработка в переменном магнитном поле за счет дестабилизации и увеличения подвижности доменных границ усиливает эффект магнитоактивных покрытий.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Драгошанский Ю.Н., Есина Н.К., Зайкова В.А. Влияние совершенства ребровой кристаллографической текстуры (110)[001] на величину магнитных потерь в трансформаторной стали // ФММ. 1978. Т. 45. № 4. С. 723–728.
2. Livingston J.D. SEM studies of magnetic domains in amorphous ribbons // IEEE Trans. Magn. 1981. V. 17. № 6. P. 2624.
3. Драгошанский Ю.Н. Способ термомагнитной обработки магнитомягких материалов. // Патент РФ № 2025504. Бюл. изобр. 1994. № 24.
4. Драгошанский Ю.Н. Физические механизмы динамического измельчения доменной структуры электротехнических материалов // ФММ. 1994. Т. 77. № 1. С. 106–113.
5. Щур Я.С., Драгошанский Ю.Н. О виде замыкающих доменов внутри кристаллов кремнистого железа // ФММ. 1966. Т. 22. № 5. С. 702–710.
6. Драгошанский Ю.Н., Зайкова В.А., Хан Е.Б. Влияние кристаллографической ориентации и упругой деформации на магнитные потери монокристаллов кремнистого железа: Междунар. конф. по магнетизму МКМ–73. М.: Наука, 1974. Т. 4. С. 518–522.
7. Relationship between total losses under tensile stress in 3 % Si–Fe single crystals and their orientations near (110)[001] / T. Nozawa, T. Yamamoto, Yu. Matsuo, Yo. Ohya // IEEE Trans. Magn. 1978. V. 14. № 4. P. 252.
8. Orientation dependence of domain wall spacing and losses in 3 % Si–Fe single crystals / J.W. Shilling, W.G. Morris, M.L. Osborn, P. Rao // IEEE Trans. Magn. 1978. V. 14. № 3. P. 104.
9. Драгошанский Ю.Н., Шейко Л.М. Влияние плоскостных растяжений на доменную структуру и магнитные свойства кремнистого железа // Изв. АН СССР. Сер. Физическая. 1985. Т. 49. № 8. С. 1568–1572.
10. Ханжина Т.А., Бамбуров В.Г., Драгошанский Ю.Н. и др. Раствор для нанесения электроизоляционных покрытий на сталь и способ его получения. Авт. свидет. СССР № 1608243, Бюл. изобр. 1990. № 43.
11. Влияние растягивающих напряжений на магнитные характеристики современной анизотропной электротехнической стали / Ю.Н. Драгошанский, Г.С. Корзунин, М.Б. Мельников, А.И. Пятыгин, В.К. Чистяков // ФММ. 2006. Т. 101. № 4. С. 359–365.
12. Брашеван Г.А., Антонова Л.Ф., Андрианов Н.Т. Влияние напряжений, создаваемых покрытиями, на структуру и свойства трансформаторной стали: "Структура и свойства электротехнической стали". Свердловск: УНЦ АН СССР, 1977. 170 с.
13. Paxton W., Nilan T. Domain configuration and crystallographic orientation in grain-oriented Si–Fe // Journ. Appl. Phys. 1955. V. 26. P. 994–1000.

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

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

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

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

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

Сдано в набор 04.06.13 г. Подписано в печать 17.07.13 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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