

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (141)
сентябрь
2016

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

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

Редакционный совет:

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

Редакция:

И.Н. МЫМИРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Ким В.А., Катунцева Н.Л.** Упрочнение коррозионно-стойкой стали 12X18H10T лазерной цементацией 3
- Кузьмин С.Д., Тарасова Т.В., Белашова И.С., Алехин А.П., Белоконов Т.Д.** Влияние степени дискретной лазерной обработки на износостойкость сталей и сплавов 9
- Самотугин С.С., Гагарин В.А., Самотугина Ю.С.** Технологические системы плазменного градиентного упрочнения деталей 15
- Сахвадзе Г.Ж., Пугачев М.С., Киквидзе О.Г.** Особенности упрочнения материалов лазерно-ударно-волновой обработкой 20



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Рослякова Л.И., Росляков И.Н.** Кинетика роста карбидной фазы при цементации хромистых сталей 26



ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

- Мухаметов Р.Р., Ахмадиева К.Р., Деев И.С., Махсидов В.В.** Защитное покрытие для волоконно-оптических датчиков 29



УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Беликов А.И., Калинин В.Н., Попова М.Г.** Исследование нанокompозитных твердосмазочных покрытий, формируемых методом магнетронного распыления прессованной мишени Ti—Al—MoS₂ 35



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

- Родионов И.В., Фомин А.А., Кошуро В.А.** Биологическая совместимость микро- и наноструктурных покрытий на основе термического диоксида TiO₂ 40



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Михальченко А.М., Орехова Г.В., Ковалев А.П.** Изготовление и восстановление цельнометаллических лемехов с применением термоупрочненных вторичных материалов 45

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

№ 9 (141)
September
2016

Since 2005, January

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

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

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

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

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

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

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

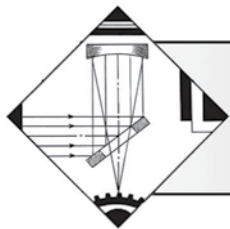
Journal is registered by Ministry
of Telecom and Mass Communications of
RF. The certificate
of registration ПИ № 77-63956.
09.12.2015

CONTENTS

➔	PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY	
	Kim V.A., Katuntseva N.L. Hardening of stainless steel 12X18H10T by laser cementation	3
	Kuzmin S.D., Tarasova T.V., Belashova I.S., Alekhin A.P., Belokon T.D. Influence of the degree of discrete laser treatment on wear resistance of steels and alloys	9
	Samotugin S.S., Gagarin V.A., Samotugina Yu.S. Technology systems for plasma gradient strengthening parts	15
	Sakhvadze G.Zh., Pugachev M.S., Kikvidze O.G. Features of strengthening of materials by laser shock processing	20
➔	CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING	
	Roslyakova L.I., Roslyakov I.N. Growth kinetics of carbide phase during cementation of chromium steels	26
➔	POLYMER AND COMPOSITE COATINGS	
	Mukhametov R.R., Akhmadieva K.R., Deev I.S., Makhsidov V.V. Protective coating for fiber-optic sensors	29
➔	STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY	
	Belikov A.I., Kalinin V.N., Popova M.G. Tribological nanostructured films formed by sputtering of composite target Ti—Al—MoS ₂ investigation	35
➔	MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES	
	Rodionov I.V., Fomin A.A., Koshuro V.A. Biocompatibility micro- and nanostructured coatings based on thermal oxide TiO ₂	40
➔	INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE	
	Mikhailchenkov A.M., Orekhova G.V., Kovalev A.P. Production and restoration of all-metal plowshares with thermostrengthening secondary materials	45

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



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.375.826

В.А. Ким, Н.Л. Катунцева (Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)
E-mail: kmtnm@knastu.ru

Упрочнение коррозионно-стойкой стали 12X18H10T лазерной цементацией

Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса, в том числе 12X18H10T, не поддаются закалке и не упрочняются чисто лазерной обработкой. Лазерная цементация является эффективным и простым способом поверхностного упрочнения малоуглеродистых и низколегированных сталей. Рассмотрено влияние энергии лазерного излучения на микроструктуру упрочненных поверхностных слоев и глубину их залегания при лазерной цементации коррозионно-стойкой стали 12X18H10T. Предложен параметр — условный коэффициент диффузии при лазерном легировании, вычисляемый по глубине упрочнения и длительности лазерного воздействия, позволяющий оценивать активность диффузионного процесса.

Ключевые слова: лазерная обработка, легирование, упрочнение, структура, кристаллизация, температура, дендриты, диффузия, твердость, энергия излучения, цементация, карбиды.

Stainless steels of an austenitic class, including 12X18H10T, don't give in temper and aren't strengthened by purely laser processing. Laser cementation is an effective and easy way surface hardenings of low-carbonaceous and low-alloyed steel. It is considered in fluence of energy of laser radiation on a microstructure of the strengthened blankets and depth of their bedding at laser cementation of stainless steel 12X18H10T. Parameter — the conditional coefficient of diffusion at a laser alloying calculated on depth of hardening and duration of laser in fluence, allowing estimating activity of diffusive process is offered.

Keywords: laser processing, alloying, hardening, structure, crystallization, temperature, dendrites, diffusion, hardness, energy of radiation, cementation, carbides.

Введение

Коррозионно-стойкая сталь аустенитного класса 12X18H10T обладает высокими коррозионными свойствами и химической инертностью, поэтому широко используется в пищевой, фармацевтической, химической и нефтеперерабатывающей промышленности. Из этой стали изготавливаются не только технологические трубопроводы, сосуды и различные емкости, но и рабочие органы, такие как лопасти, режущие и дробильные элементы пищевых аппаратов, которые в процессе эксплуатации подвергаются изнашиванию. Существенным недостатком этой стали является то, что она не поддается закалке из-за низкого содержания углерода и не может быть упрочнена технологиями, в которых используются концентрированные тепловые источники [1].

Эффективным способом поверхностного упрочнения и повышения износостойкости низкоуглеродистых и низколегированных сталей является локальное лазерное легирование, заключающееся в предварительном нанесении на упрочняемую поверхность обмазки

определенного химического состава, а затем лазерном воздействии на нее. В зависимости от энергии лазерного излучения формирование поверхностных структур происходит по различным алгоритмам, включающим образование новых химических соединений, диффузию химических элементов покрытия, конвекционные процессы массопереноса при образовании расплава, генерацию дефектов кристаллического строения, полиморфные превращения материала в зоне лазерного воздействия и др. [2, 3].

Имеются обоснованные рекомендации по применению различных химических элементов и соединений в качестве легирующих обмазок, а также подтверждена их эффективность с точки зрения повышения износостойкости, коррозионной стойкости, контактной прочности и т. п. [3]. Однако в настоящее время нет промышленно выпускаемых легирующих обмазок, поэтому каждое заинтересованное предприятие изготавливает их самостоятельно, тем более, что на рынке имеются практически все необходимые для этого компоненты. Одним из вариантов лазерного легирования является лазерная цементация, при которой

используется обмазка из графита или сажи, разведенной в клее.

В статье приведены результаты исследований по локальному лазерному легированию коррозионно-стойкой стали аустенитного класса 12X18H10T с использованием графитовой обмазки для упрочнения поверхности.

Методика исследования

Исследования проводили на квадратных образцах размером 40 × 40 мм, толщиной 2,0 мм из коррозионно-стойкой стали 12X18H10T. Лазерную цементацию осуществляли путем предварительного нанесения на обрабатываемую поверхность графитового покрытия и ее последующей лазерной обработки. Легирующее покрытие представляло собой смесь порошкового графита и 5,0 %-ного раствора канифоли в этиловом спирте. Покрытие наносили тонким слоем, толщина которого после высыхания и часовой выдержки в сушильной камере при температуре 80 °С составляла 0,1...0,15 мм.

Лазерную обработку проводили на технологической установке LRS-300 с длиной волны импульсного инфракрасного излучения $\lambda = 1,06$ мкм и равномерным (прямоугольным) распределением плотности мощности на площади пятна воздействия. Упрочненная поверхность представляла собой совокупность параллельных полос, состоящих из пятен лазерного воздействия круглой формы с коэффициентом перекрытия $k_n = 0,75$. Энергетические режимы лазерной обработки обеспечивали сочетанием напряжения накачки квантрона U , длительности импульса t и диаметра пятна лазерного воздействия d . Энергию излучения W измеряли датчиком, встроенным в конструкцию установки, а ее значение выводили на монитор. Удельную энергию E и плотность мощности излучения B рассчитывали по формулам

$$E = \frac{4W}{\pi d^2};$$

$$B = \frac{E}{t}.$$

Режимы лазерной обработки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Режимы лазерного излучения

Режим	U , В	t , мс	W , Дж	d , см	E , Дж/см ²	$B \cdot 10^5$, Вт/см ²
1	450	0,5	2,4	0,19	89,69	1,69
2		1,0	6,4		225,84	2,26
3		2,0	15,0		529,32	2,65
4		3,0	23,0		811,62	2,71

Травление металлографических шлифов проводили раствором глицерина, соляной и азотной кислоты в соотношении 4:4:3. Цифровое изображение микроструктуры фиксировали с помощью металлографического микроскопа Nikon MA-200 при 400- и 1000-кратном увеличении. Компьютерную обработку изображений с 1000-кратным увеличением осуществляли программой Image.Pro.Plus.5.1, включающей корректировку резкости и контрастности, калибровку в соответствии с кратностью увеличения и снятие контрастной маски.

Структурную организацию подповерхностного слоя количественно оценивали следующими показателями: площадь F_i и периметр P_i каждого структурного объекта, а также их число N , зафиксированным на определенном участке металлографического шлифа площадью F_ϕ .

Исходя из предположения, что упрочнение материала связано с торможением подвижных дислокаций при пластической деформации, а наиболее активно блокирование дислокаций производится границами зерен и раздела фаз, в качестве комплексного показателя структурной организации приняли удельную длину границ, рассчитываемую по формуле [4, 5]

$$q_{уд} = \frac{\sum_{i=N} P_i}{F_\phi}.$$

Границы зерен и линейные дефекты кристаллического строения являются диффузионными каналами повышенной проводимости, поэтому удельная длина границ может также служить косвенной диффузионной характеристикой структурного состояния.

Микротвердость определяли с помощью микротвердомера НМV-2 (Shimadzu Corporation) при нагрузке 0,49 Н. На основании многократных повторений вычисляли средние значения микротвердости и среднее квадратичное отклонение.

Результаты исследования и их анализ

На рис. 1 приведены микроструктуры поверхностных слоев, полученные лазерной цементацией коррозионно-стойкой стали 12X18H10T на разных режимах излучения. Лазерный луч представляет собой высококонцентрированный тепловой источник, наводящий в твердых телах неоднородные динамические температурные поля. В результате строение поверхностного слоя на микромасштабном уровне складывается из полосчатых зон, развитие которых происходило под влиянием различных температур и их градиента, фазовых состояний, кинетической

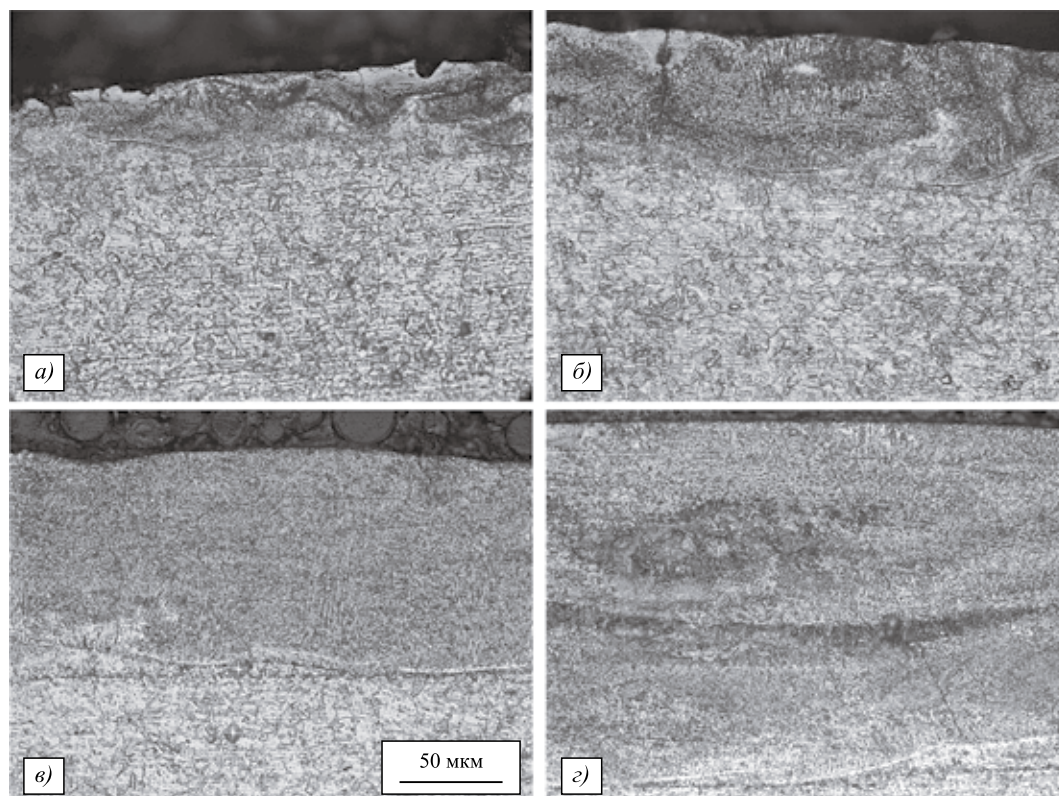


Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя после лазерной цементации коррозионно-стойкой стали 12X18H10T:

a...z соответствуют режимам лазерной обработки 1...4, приведенным в табл. 1

активности атомов, степени их ближнего и дальнего порядка. Все это в конечном итоге отражается на структурной организации отдельных поверхностных слоев.

Структура, образующаяся при локальном лазерном легировании, в значительной степени определяется энергетикой лазерного луча. Предварительно нанесенное легирующее покрытие повышает коэффициент поглощения светового луча и играет роль источника легирующих элементов и компонентов для химических реакций, активизированных лазерным излучением.

Наиболее общий вариант локального лазерного легирования реализуется, когда воздействие излучения приводит к оплавлению самого верхнего слоя при его нагревании до температур, близких к температуре кипения, а легирующая обмазка переходит в жидкофазное состояние и разлагается на активные в диффузионном отношении элементы и химические соединения.

Рассмотрим состояние поверхностного слоя в момент завершения действия лазерного излучения. Самый верхний слой имеет температуру, близкую к температуре кипения или равную ей. В нем интенсивные тепловые процессы инициируют развитие конвекци-

онных массовых потоков. При этом элементы легирующего покрытия активно включаются в микрометаллургический процесс. В результате формируется жидкофазная система, в которой хаотично располагаются фрагменты легирующего покрытия, продукты их разложения и химического взаимодействия.

Ниже располагается жидкий слой, в котором отсутствуют конвекционные массовые потоки, а процесс массопереноса осуществляется за счет диффузии в жидкофазной среде. Этот слой, в свою очередь, состоит из двух подслоев. В верхнем подслое с более высокой температурой атомы

жидкофазной матрицы обладают высокой кинетической активностью, а их положение в пространстве не связано с ближним порядком твердофазного состояния, из которого они образовались. Диффузионные процессы в этом подслое протекают наиболее активно. В расплавленном подслое с более низкой температурой ближний порядок атомов матрицы из-за их низкой кинетической активности наследственно сохраняется таким же, как в исходной твердофазной системе. Чем выше температура подслоя, тем активнее протекают диффузионные процессы, в которые могут быть вовлечены как "подвижные" (с низкой энергией активации диффузии), так и "малоподвижные" (с высокой энергией активации диффузии) элементы. С понижением температуры диффузионный массовый поток формируется в основном за счет "подвижных" элементов с относительно низким коэффициентом диффузии.

Далее следует твердофазный слой, или зона термического влияния, в котором в зависимости от химического состава можно выделить отдельные полосчатые области с температурой выше или ниже температуры полиморфных превращений, если таковая имеет место. Массоперенос в этих подслоях реализуется за счет твердофазной диффузии с учетом

влияния на данный процесс градиентов температур и напряжений.

Массоперенос и процессы структурных преобразований легированного слоя продолжают после прекращения действия лазерного излучения в период охлаждения, в течение которого активность массовых потоков остается высокой.

В жидкофазной области формирование структуры определяется процессом кристаллизации, который, в свою очередь, связан с образованием центров кристаллизации и ростом кристаллов [4, 6]. В зависимости от исходного фазово-структурного состояния, температуры перегрева, градиентов температуры и напряжений, скорости охлаждения и длительности нахождения материала в определенном температурном диапазоне реализуются разные механизмы кристаллизации, каждому из которых соответствует своя структурная организация.

В слое, подверженном конвективным процессам массопереноса, центрами кристаллизации являются, как правило, мелкие фрагменты покрытия, тугоплавкие продукты химических реакций между компонентами покрытия и обрабатываемого материала, которые не успели раствориться в период лазерного воздействия, или тугоплавкие дисперсные частицы, выделившиеся из расплава. Из-за повышенной температуры перегрева плотность центров кристаллизации и скорость их образования достигают высоких значений, и они оказывают в этих условиях преобладающее влияние на процессы структурообразования по сравнению со скоростью роста кристаллов. В результате формируется субмелкодисперсная структура с зернами округлой или глобулярной формы, сгруппированными в упорядоченные цепочки, ориентированными по направлению градиентов температур или тепловых потоков. По всем формальным признакам такие образования можно отнести к классу наномасштабных структур.

Структура подслоя, охваченного высокотемпературной жидкофазной диффузией, формируется в условиях повышенной температуры перегрева, при этом скорость образования центров кристаллизации и скорость роста кристаллов достигают высоких значений. Результатом такой кристаллизации являются дендриты первого порядка. Высокая кинетическая подвижность атомов в рассматриваемом подслое нарушает ближнюю упорядоченность исходного твердофазного состояния, поэтому ориентация образующихся дендритов будет определяться направлением градиента температур или направлением тепловых потоков.

Структура подслоя, охваченная жидкофазной низкотемпературной диффузией, кристаллизуется при меньшем значении температуры перегрева, при этом влияние фактора скорости роста кристаллов

на структурообразование превалирует над влиянием скорости образования центров кристаллизации. В результате образуются дендриты первого порядка с небольшими фрагментами дендритов второго порядка. Отростки дендритов второго порядка располагаются в более высокотемпературной области. Дендриты группируются в упорядоченные колонии в пределах исходного аустенитного зерна с сохранением в отдельных случаях геометрии исходной межзеренной границы. Ориентация таких дендритов на отдельных участках этого подслоя не совпадает с направлением градиента температур, наследуя ближний атомарный порядок исходного твердофазного состояния аустенитного зерна. Такой характер структурообразования можно отнести к эпитаксиальной кристаллизации.

После завершения кристаллизации оплавленных слоев диффузионные процессы массопереноса продолжают, но уже в твердофазной системе. С уменьшением температуры и ее градиента активность диффузионного процесса снижается и при достижении определенной температуры полностью прекращается. На дальнейший процесс структурообразования большое влияние начинают оказывать полиморфные превращения и развитие закалочных структур.

В зоне термического влияния структура формируется за счет твердофазной диффузии и образования закалочных структур.

Основными каналами диффузионного перемещения легирующих элементов являются границы зерен и линейные дефекты кристаллического строения [6]. Кроме того, границы зерен дольше находятся в расплавленном состоянии и могут более длительный период времени функционировать как активные диффузионные каналы. После кристаллизации строение межзеренных границ включает дислокации и аморфную фазу, которые также можно рассматривать как каналы с высокой диффузионной проводимостью [7]. По ходу границ в первую очередь возникают зоны с повышенной концентрацией углерода и зародыши карбидов легирующих металлов. Они повышают свободную энергию границ, вызывая их активное травление при подготовке металлографического шлифа. На изображениях микроструктур зоны с повышенной свободной энергией обладают более темным оттенком [8].

Количественным показателем развитости границ является удельная длина границ $q_{уд}$, которая в исходной аустенитной структуре достигает $0,581 \text{ мкм}^{-1}$. Микроструктура, сформированная в зоне конвективного массопереноса, отличается высокой неравновесностью, поэтому при травлении металлографического шлифа образуется темный сплошной фон, в котором

трудно идентифицировать границы. Определение длины границ в этом случае становится проблематичным.

В общем случае лазерная обработка приводит к повышению удельной длины границ. При образовании дендритов первого порядка развитость границ незначительно повышается ($q_{уд} = 0,651 \text{ мкм}^{-1}$), но при этом сильно изменяется их геометрия. Границы дендритов первого порядка, имея прямолинейную форму, обеспечивают более протяженные каналы диффузионной проводимости. Дендриты второго порядка и дендриты, сгруппированные в границах исходного аустенитного зерна, характеризуются удельными длинами границ, соответственно равными 0,835 и 0,773 мкм^{-1} . Их форма также соответствует высокой диффузионной проводимости. Наибольшая удельная длина границ наблюдается у закаленной структуры ($q_{уд} = 0,855 \text{ мкм}^{-1}$). Применительно к мартенситу удельная длина границ не является показателем зеренной структуры, а больше характеризует структурную организацию двойников. Двойники не относятся к структурным образованиям с высокой диффузионной проводимостью.

Область, подверженная конвективным процессам массопереноса, проявляется не на всех режимах лазерного воздействия и не всегда имеет слоистую конфигурацию. Чаще всего такая структура представляется в виде светлых зон на темном фоне, внутри которых слабо проявляются границы и другие линейные образования. Сплошной фон таких зон указывает на их химическую однородность, внутри них не образуются активные микрогальванопары, ответственные за реакции травления. Темный фон формируется за счет травления широких границ между округлыми и глобулярными зернами [7]. На рис. 1, а показана слоистая зона, а на рис. 1, б — островковая.

Слои, состоящие из дендритов первого и второго порядков, образуются на всех режимах лазерной обработки. При этом четко различаются подслои с различными упорядоченностью и ориентацией, которые хорошо видны на рис 1, б...1, г.

Над зоной термического влияния всегда располагается подслои, в котором сохраняются границы зерен исходной аустенитной структуры, а ориентация дендритов наследственно связана с их атомарным ближним порядком.

С повышением концентрации углерода в аустенитной стали 12X18H10T начинает проявляться область закалочных мартенситных структур. Наиболее четко они выявляются при высоких удельных энергиях лазерного излучения (рис. 1, в и 1, г).

На рис. 2 показан характер распределения микротвердости поверхностных слоев после локального лазерного легирования углеродом. Учитывая, что обычная лазерная обработка коррозионно-стойкой стали

12X18H10T привела к снижению твердости HV с 2500 до 2150...2200 МПа, упрочнение с использованием графитового покрытия можно объяснить только диффузией углерода. С повышением энергии лазерного излучения микротвердость вначале возрастает и затем стабилизируется на уровне HV = 9500...10 000 МПа, а глубина упрочненного слоя увеличивается. Глубину упрочненного слоя можно принять за общую ширину диффузионной зоны.

Массовый поток вещества при лазерном легировании носит комплексный характер, при этом в разных слоях реализуются различные механизмы диффузии. В общем случае активность диффузии определяется градиентом химического потенциала и имеет место следующее соотношение [9]:

$$\frac{dC}{dt} \propto D^* \frac{\partial \mu}{\partial h},$$

где C — концентрация диффузанта; μ — химический потенциал; D^* — комплексный коэффициент диффузионного массопереноса.

Для количественного анализа диффузионного процесса при лазерном легировании введем понятие "условный коэффициент диффузии", вычисляемый по формуле

$$D_{усл}^* = \frac{h_{упр}^2}{t_{имп}},$$

где $h_{упр}$ — глубина упрочнения (общая ширина диффузионной зоны); $t_{имп}$ — длительность лазерного импульса.

Предлагаемая характеристика не является строго физической, но ее можно использовать как техноло-

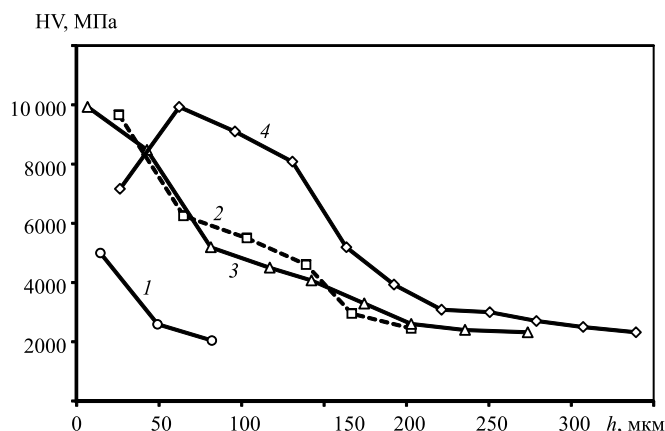


Рис. 2. Распределение микротвердости в поверхностных слоях после лазерной цементации коррозионно-стойкой стали 12X18H10T:

1...4 соответствуют режимам обработки, приведенным в табл. 1

гический показатель локального лазерного легирования, определяющий глубину упрочненного слоя. Числовые значения условного коэффициента диффузии при лазерном легировании углеродом коррозионно-стойкой стали 12X18H10T приведены в табл. 2.

Таблица 2

Условный коэффициент диффузии D^* углерода в коррозионно-стойкой стали 12X18H10T

E , Дж/см ²	$D^* \cdot 10^{-4}$, мкм ² /с
89,69	1,28
225,84	2,89
529,32	3,13
811,62	3,85

Представленные значения D^* на несколько десятков порядков отличаются от коэффициента диффузии углерода в сталях. Основными движущими силами диффузионного процесса в этом случае наряду с градиентом концентрации, являются также высокая температура и градиенты температуры и напряжений [10].

Выводы

Лазерная цементация является эффективным способом поверхностного упрочнения низкоуглеродистых сталей, в том числе коррозионно-стойких сталей аустенитного класса.

С повышением удельной энергии излучения при лазерной цементации микротвердость упрочненного поверхностного слоя вначале возрастает, а затем стабилизируется на уровне $HV = 9500 \dots 10\,000$ МПа, а общая ширина диффузионной зоны увеличивается. При удельной энергии излучения $E > 811,62$ Дж/см² наблюдается незначительное снижение микротвердости в самых верхних слоях.

Для оценки активности диффузионного процесса при лазерной обработке можно использовать

условный коэффициент диффузии, определяемый по глубине упрочненного слоя и длительности лазерного воздействия. Его числовое значение на несколько десятков порядка превышает традиционное, что указывает на аномально высокую активность процесса массопереноса при лазерном воздействии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Конструкционные материалы:** справочник / Б.Н. Арзамасов, В.А. Брюстрем, Н.А. Буше и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 668 с.
2. **Взаимодействие** лазерного излучения с металлами / А.М. Прохоров, В.И. Конов, И. Урсу, И.Н. Михэилеску. М.: Наука, 1988. 537 с.
3. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.И.** Лазерная техника и технология. Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высш. шк., 1987. 191 с.
4. **Кан Р.У., Хаазен П.** Физическое материаловедение / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1987. 640 с.
5. **Ким В.А., Белова И.В., Золоторева С.В.** Количественные показатели структурной организации поликристаллических материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 20014. Т. 80. № 4. С. 43—46.
6. **Кристин Дж.** Термодинамика и общая кинетическая теория. Терия превращений в металлах и сплавах / Пер. с англ. М.: Мир, 1978. 810 с.
7. **Поверхностные** слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Р.Р. Балахонов, А.В. Болеста, М.П. Бондарь и др.; отв. ред. В.Е. Панин. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. 520 с.
8. **Брандон Д., Каплан У.** Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. М.: Техносфера, 2004. 384 с.
9. **Мерер Х.** Диффузия в твердых телах / Пер. с англ. Долгопрудный: Изд. дом "Интеллект", 2011. 536 с.
10. **Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю.** Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 240 с.

С.Д. Кузьмин (Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), МАИ),
 Т.В. Тарасова (Московский государственный технологический университет "Станкин"),
 И.С. Белашова (Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет, МАДИ),
 А.П. Алехин, Т.Д. Белоконь (Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)
 E-mail: s.d.kuzmin@yandex.ru

Влияние степени дискретной лазерной обработки на износостойкость сталей и сплавов

Приведены результаты исследований метода дискретного лазерного упрочнения различных сталей и сплавов. Показаны оптимальные коэффициенты заполнения поверхности упрочненными зонами для каждого из исследуемых материалов. Проведенные исследования показали высокую эффективность данного метода для увеличения износостойкости поверхностей металлических изделий и подтвердили необходимость подобных исследований для каждого упрочняемого материала.

Ключевые слова: лазерная термообработка, дискретное упрочнение, коэффициент заполнения, коэффициент трения, износостойкость.

In this paper presents research results of the method of discrete laser hardening of different steels and alloys. Shown optimal coefficients of filling surface of hardened zones for each material. Studies have shown high efficiency of this method for increasing the wear resistance of surfaces of metal products, and confirmed the necessity of such studies for each of the hardened material.

Keywords: laser heat treatment, discrete reinforcement, fill factor, friction coefficient, wear resistance.

Введение

В процессе эксплуатации деталей и оборудования наиболее интенсивным механическим и тепловым воздействиям подвергается их поверхностный слой. Для деталей, работающих в условиях трения, выход из строя обусловлен преимущественно недостаточной сопротивляемостью поверхности изнашиванию. Одним из эффективных путей решения задачи повышения долговечности, качества и износостойкости поверхностного слоя деталей, работающих в условиях трения, является разработка и внедрение прогрессивных методов поверхностного упрочнения, основанных на локальном воздействии высококонцентрированных источников энергии, подчиненных принципу дискретной обработки. Применяемые в настоящее время в производстве способы упрочнения и восстановления металлических деталей не обеспечивают требуемого уровня повышения износостойкости и сопротивления усталости одновременно; триботехнические характеристики упрочненных поверхностей и износостойких покрытий деталей в значительной степени зависят от скорости скольжения, удельного давления (нагрузок) и температуры и не всегда отвечают заданным требованиям; упрочняющие покрытия не обеспечивают качественного сцепления покрытия с подложкой (деталью).

Для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях трения, широко применяют специальные антифрикционные материалы с содержанием оловянисто-фосфористых, алюминиевых и никелевых кремнистых бронз [1]. Однако из-за технологических ограничений, а также из-за высокой стоимости таких

материалов целесообразны разработка и внедрение методов получения специальных антифрикционных свойств на обычных сталях и сплавах. Для получения качественного антифрикционного слоя поверхности трения в ряде случаев достаточно, чтобы процесс упрочнения проводился дискретно. Дискретное упрочнение, или упрочнение в соответствии с принципом Шарпи, подразумевает получение поверхности, в которой мягкая пластичная основа — матрица заполнена твердыми включениями, на которые в процессе эксплуатации и ложится основная нагрузка (рис. 1, 2).

Данная методика позволяет получить поверхность, по характеристикам схожую с классическими антифрикционными сплавами, такими как Б83, БрО1, но отличающуюся от них более благоприятной формой твердых включений. Так, в оловянном баббите Б83 эти твердые включения — кристаллы интерметаллида SnSb имеют форму куба, а в бронзе БрО10 — включения $Cu_{31}Sn_8$ имеют остроугольную, сильно разветвленную форму. Включения таких форм приводят к снижению технологичности сплавов. При механическом нагружении формируются зоны высокой концентрации напряжений, что лишает

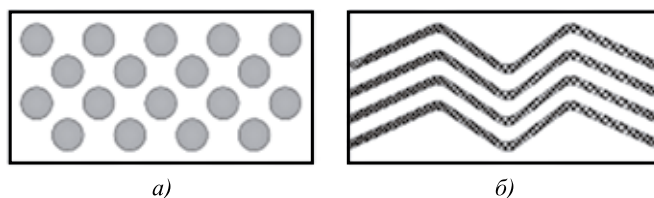


Рис. 1. Виды дискретного упрочнения:

а — островковое; б — линейное

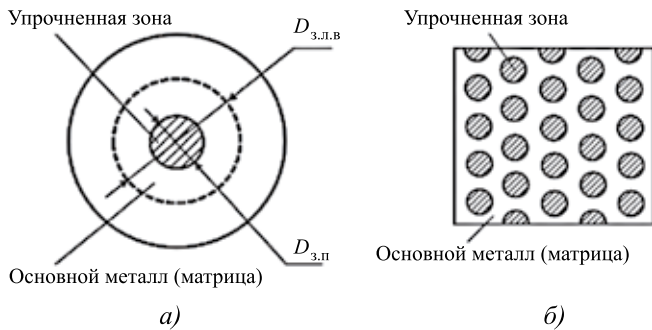


Рис. 2. Схема единичной зоны упрочнения при обработке импульсным излучением лазера (а) и расположение таких зон (б): $D_{з.п}$ — диаметр зоны плавления при импульсном излучении; $D_{з.л.в}$ — диаметр зоны лазерного воздействия при импульсном излучении

эти сплавы как возможно достижимой прочности, так и пластичности [2]. Наличие на твердой поверхности детали локальных неупрочненных участков с относительно более высокой пластичностью и вязкостью позволяет значительно повысить трещиностойкость упрочненных деталей в процессе эксплуатации без снижения износостойкости. В целом при сложных условиях внешнего нагружения (совместном воздействии высоких температур, механических нагрузок и абразивных сред) упрочненные покрытия дискретного строения могут обладать более высокой эксплуатационной надежностью в сравнении с покрытиями сплошного строения.

Процесс трения таких сплавов выглядит следующим образом: в процессе приработки мягкая матрица интенсивно изнашивается до выступания твердых участков, приработка заканчивается когда контртело начинает полностью опираться на твердые частицы. Мягкая основа обеспечивает хорошую прирабатываемость, защитную реакцию материала на изменение условий трения (упругую и пластическую деформацию). Кроме того, при определенном расположении упрочненных участков в мягкой основе может образовываться сеть каналов, по которым осуществляется вывод продуктов износа и подвод смазки. Накопление продуктов износа приводит к налипанию, что, в свою очередь, обеспечивает резкое увеличение коэффициента трения и интенсивный износ сопряжения в целом.

Основные параметры, характеризующие принцип

дискретной обработки — это расположение упрочненных зон в мягкой матрице и коэффициент заполнения: отношение площадей упрочненной и неупрочненной зон, который определяется по формуле

$$K_{\text{зап}} = \frac{S_y}{S_{\text{обр}}}, \quad (1)$$

где S_y — суммарная площадь зон упрочнения; $S_{\text{обр}}$ — площадь образца.

Износостойкость напрямую зависит от твердости поверхности, однако известно, что специальные антифрикционные сплавы, где поверхность изнашивания представляет собой чередование мягких и упрочненных поверхностей, обладают уникальными износостойкими характеристиками. В связи с этим целесообразно исследовать сопротивление износу сталей 20X13, 40X, 95X18 и алюминиевого сплава Д16, легированного ниобием, которые обработаны дискретно с различным процентным соотношением площадей участков упрочненной и неупрочненной поверхности.

Материалы и методики проведения экспериментов

В работе исследовали дискретную термообработку следующих сталей и сплавов: 20X13, 40X, 95X18 и легированного ниобием алюминиевого сплава. Химический состав исследуемых материалов представлен в табл. 1.

В проведенных экспериментах для каждого материала применялась следующая методика исследований:

1. Получение с помощью излучения лазера в поверхностном слое образца максимальной микротвердости с учетом отсутствия трещин и пор.
2. Обработка по выбранному режиму образцов с различным коэффициентом заполнения поверхности.
3. Испытание на износостойкость (на стадии установившегося износа) на установке трения в целях определения оптимального коэффициента заполнения поверхности упрочненными зонами.

Обработку вели на различных лазерных установках: квазинепрерывном волоконном лазерном технологическом комплексе YLR-150/1500-QCW-AC (длина волны лазерного излучения $\lambda = 1,07$ мкм), на импульсной установке "Квант-16" (длина волны $\lambda = 1,06$ мкм), на уста-

Таблица 1

Химический состав исследуемых материалов (ГОСТ 5632—2014, ГОСТ 4784—97, ГОСТ 4543—71)

Материал	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Ti	Cu
95X18	0,9...1	До 0,8	До 0,8	До 0,6	До 0,025	До 0,03	17...19	До 0,2	До 0,3
20X13	0,16...0,25	До 0,6	До 0,6	До 0,6	До 0,025	До 0,03	12...14	—	—
40X	0,36...0,44	0,17...0,37	0,5...0,8	До 0,3	До 0,035	До 0,035	0,8...1,1	—	0,36...0,44
Материал	Fe	Si	Mn	Al	Mg	Zn	Cr	Ti	Cu
Д16	До 0,5	До 0,5	0,3...0,9	90,9...94,7	1,2...1,8	До 0,25	До 0,1	До 0,15	3,8...4,9

новке LRS-150A (длина $\lambda = 1,06$ мкм). Выбор установки для каждого вида материала обусловлен поглощательной способностью обрабатываемого материала (зависит от длины волны лазерного излучения) и необходимой мощностью излучения. В качестве источника энергии для данного метода целесообразно рассматривать современные лазерные волоконные комплексы, обладающие высоким КПД (до 50 %), совмещенные с роботизированной системой для точного позиционирования и подачи излучения по определенной траектории и в широких диапазонах режимов излучения в зону обработки по оптическому волокну.

Исследование износостойкости стали 95X18 проводили после лазерной термообработки на волоконном лазерном комплексе YLR-150/1500-QCW-AC (оптимальный режим обработки: $E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с) на машине трения Nanovea по схеме "шарик—поверхность". Износостойкость оценивали по объему материала, удаленного из образца в процессе износа под нагрузкой (значение нагрузки 20 Н), контртело — шарик диаметром 3 мм из стали ШХ15. Образцы имели форму "кольцо", внешний вид и размеры образцов представлены на рис. 3.

Оценку износостойкости алюминиевого сплава, легированного ниобием, после лазерного воздействия (установка "Квант-16", режим: $E = 18,5$ Дж, $d = 1,2$ мм, $V = 12$ мм/с, толщина обмазки 0,3 мм) проводили на машине трения 77MT-1 с возвратно-поступательным движением конструкции Полякова и Гаркунова [5]. Скорость перемещения ползуна — 0,15 м/с, контртело — пластина из стали 40X (твердость 60 HRC). Ход ползуна — 70 мм. Износ определяли весовым методом на аналитических весах с точностью до 0,01 мг. Испытания на износостойкость стали 20X13 после лазерной обработки (установка "Квант-16", режим: $E = 8$ Дж) проводили на машине трения СМЦ-2. Износостойкость определяли при изнашивании исследуемого образца при трении в паре с цилиндрическим образцом — роликом (материал 95X18, твердость 60 HRC). Частота вращения ролика $5,0$ с⁻¹, сила прижатия испытуемого образца к ролику 200 Н, удельное да-

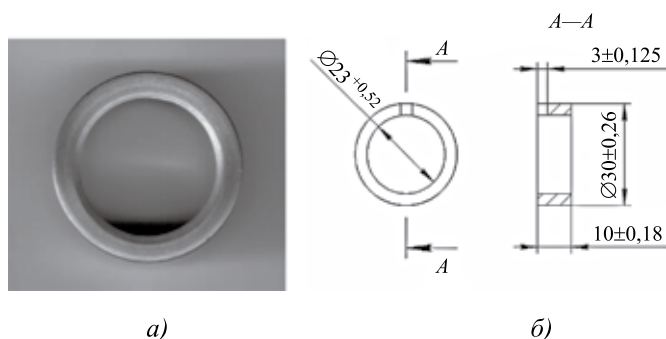


Рис. 3. Внешний вид (а) и размеры (б) образцов для испытания на износ

вление 2 МПа. Износостойкость определяли весовым методом. Испытания на износостойкость стали 40X после лазерной обработки (установка "Квант-16", режим: $E = 10$ Дж) проводили на машине трения СМЦ-2. Частота вращения ролика $5,0$ с⁻¹, сила прижатия испытуемого образца к ролику 200 Н, удельное давление 1,9 МПа. Износостойкость определяли весовым методом. Обработку образцов из исследуемых материалов вели дискретно с коэффициентом заполнения 0,3; 0,6; 0,9; 1,0 [7].

Результаты исследований и их обсуждение

Для стали ледебуритного класса 95X18 оптимальный режим обработки обеспечил волоконный лазер с длиной волны 1,07 мкм, повышение микротвердости поверхности составило 765 HV (до обработки микротвердость поверхности стали 95X18 составляла 280 HV). Распреде-

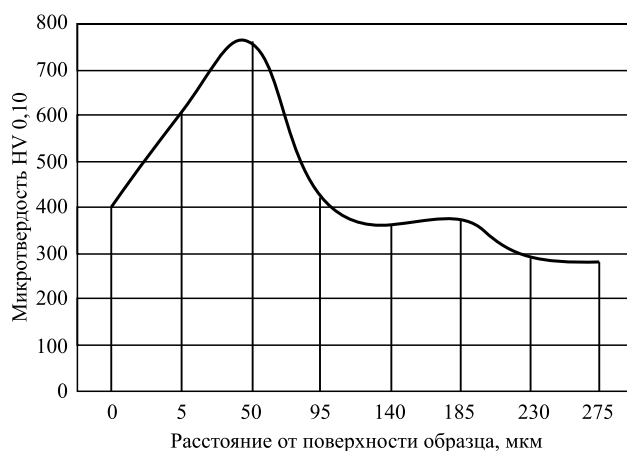


Рис. 4. Распределение микротвердости стали 95X18 по глубине упрочненного слоя ($E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с)

ние микротвердости по глубине упрочненного слоя по выбранному режиму представлено на рис. 4.

Микроструктура стали 95X18 после обработки по выбранному режиму приведена на рис. 5.

Обработка по выбранному режиму обеспечила получение поверхности с небольшой зоной оплавления, высокими коррозионно-стойкими свойствами (на уровне образца без лазерного воздействия). Зона плавления имеет структуру с ярко выраженным расположением дендритов, кристаллизующихся в направлении максимального отвода тепла. Наибольшее значение микротвердости наблюдается на границе зоны плавления и зоны термического влияния.

Образцы исследуемых материалов обрабатывали дискретно при значениях коэффициента заполнения поверхностей 0,6; 0,9 и 1,0. Режимы обработки и процентное заполнение поверхности упрочненными зонами представлены в табл. 2.

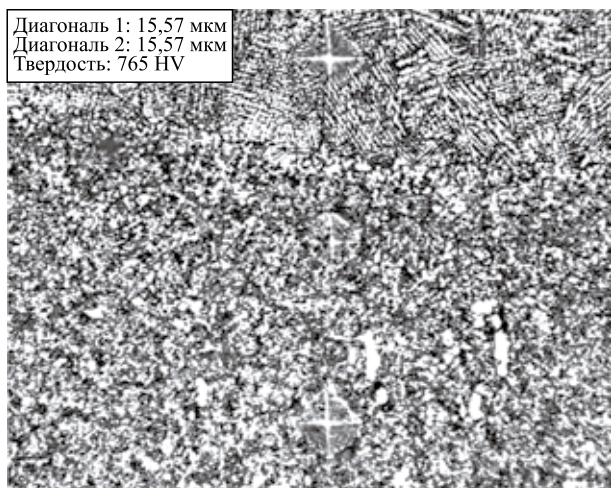


Рис. 5. Микроструктура в точке образца из 95X18 ($E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с), $\times 500$

Таблица 2

Режимы обработки и процентное заполнение поверхности упрочненными зонами для стали 95X18

Номер образца	Режим лазерной обработки	Коэффициент заполнения поверхности упрочненными зонами
1	Без обработки	0
2	$E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с	1,0
3	$E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с	0,9
4	$E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с	0,6

Для образца 1 без обработки, в исходном состоянии (280 НВ), фотографии трека износа приведены на рис. 6.

Анализ рис. 6, б показывает, что трек износа имеет характерные канавки и наплывы, которые возникают

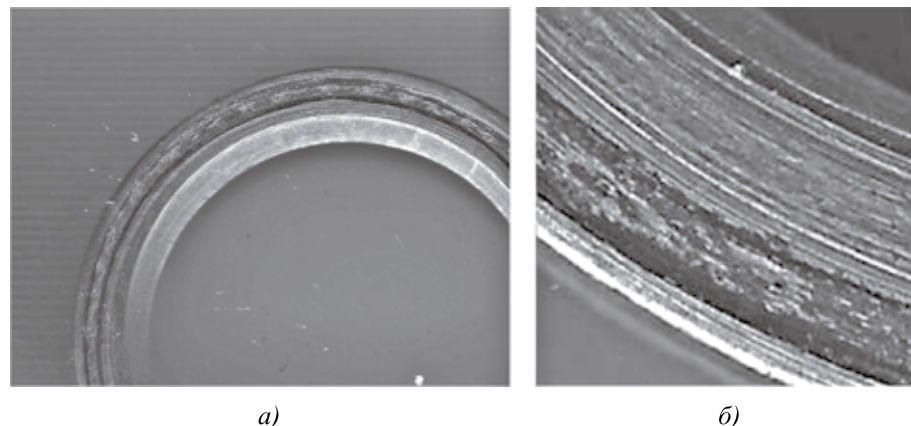


Рис. 6. Трек износа образца из стали 95X18 без обработки, в исходном состоянии при увеличении $\times 2$ (а) и $\times 12$ (б)

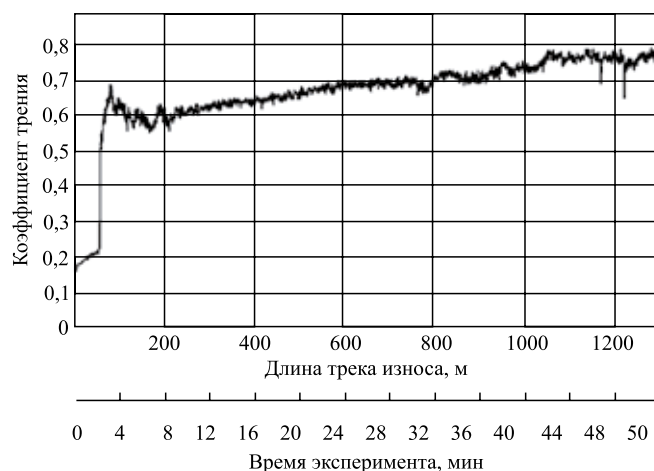


Рис. 7. Изменение коэффициента трения в зависимости от продолжительности эксперимента и длины трека износа для образца 1 из стали 95X18

при пластическом течении материала вследствие воздействия абразива. Таким образом, основной механизм изнашивания стали 95X18 — это абразивное изнашивание со следами микрорезания трущихся поверхностей материала.

Анализ профилограмм поверхности необработанного образца (образец 1) в нескольких точках показал, что максимальная глубина трека износа составила около 11 мкм, средняя площадь сечения трека износа $S = 0,01337$ мм². Изменение коэффициента трения в зависимости от продолжительности эксперимента для необработанного образца из стали 95X18 (образец 1) показано на рис. 7.

Средний коэффициент трения $\mu = 0,662$. Коэффициент износа $k = 7,422 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м).

Анализ профилограмм поверхности образца 2 (100%-ное заполнение поверхности упрочненными зонами) в нескольких характерных точках показал, что глубина трека износа упрочненного участка составила около 4 мкм, средняя площадь сечения трека износа $S = 0,00245$ мм². Коэффициент износа $k = 1,362 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м). Средний коэффициент трения $\mu = 0,672$.

Анализ профилограмм поверхности образца 3, обработанного по режиму $E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с, со степенью заполнения поверхности упрочненными зонами 90 % в нескольких характерных точках показал, что средняя площадь сечения трека износа $S = 0,00410$ мм². Коэффициент износа $k = 2,28 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м). Средний коэффициент трения $\mu = 0,563$.

Анализ профилограмм поверхности образца 4, обработанного по режи-

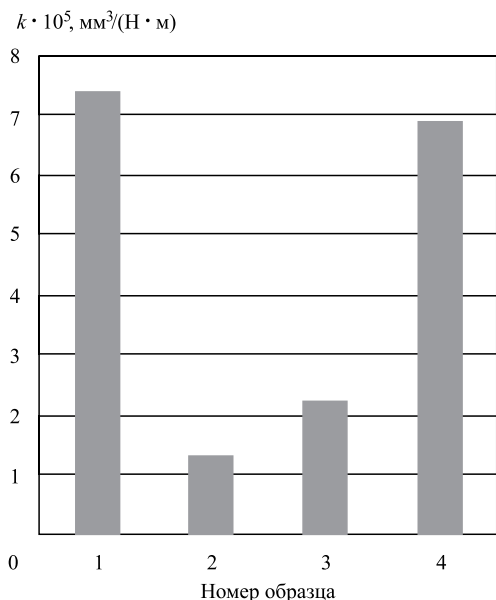


Рис. 8. Значения коэффициентов износа k для исследуемых образцов из стали 95X18

му $E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с, со степенью заполнения поверхности упрочненными зонами 60 % в нескольких характерных точках показал, что средняя площадь сечения трека износа $S = 0,0125$ мм². Коэффициент износа $k = 6,95 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м). Средний коэффициент трения $\mu = 0,636$.

Значения коэффициента износа для исследуемых образцов представлены на рис. 8.

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что для стали 95X18 дискретная термообработка не дает технологических преимуществ. Оптимальная степень заполнения поверхности упрочненными зонами равна 100 % ($K_{\text{зап}} = 1$), разница в режимах обработки состоит главным образом в энергии излучения, значения микротвердости находятся на практически одинаковом уровне. Наименьший износ образцов наблюдается при обработке со 100%-ным заполнением поверхности упрочненными зонами по режиму лазерной обработки $E = 2,25$ Дж, $\tau = 10$ мс, $f = 10$ Гц, $d = 0,4$ мм, $V = 5$ мм/с.

Для изучения закономерностей влияния лазерной термической обработки на твердость и механизм изнашивания проводили исследования полученных результатов в сравнении с ранее опубликованными для данных сталей [4–7].

Для стали 20X13 (твердость упрочненных зон 6800 МПа, твердость неупрочненной лазером поверхности 5200 МПа) установлено, что при гетерогенном упрочнении поверхности износостойкость снижается с уменьшением коэффициента заполнения. Наименьший износ образцов и сопряжений наблюдается при заполнении поверхности упрочненными зонами 100 % ($K_{\text{зап}} = 1$). Изменение износа для стали 20X13 представлено на рис. 9.

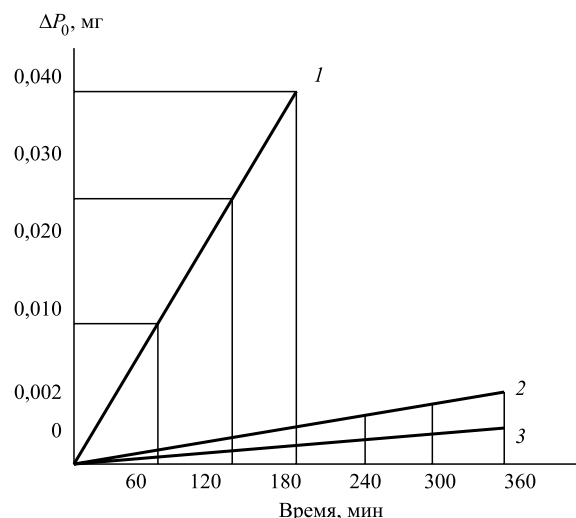


Рис. 9. Изменение износа образцов ΔP_0 после лазерной обработки стали 20X13 ($E = 8$ Дж, $\delta = 0,3$ мм) при различном коэффициенте заполнения поверхности упрочненными участками:

1 — $K_{\text{зап}} = 0,3$; 2 — $K_{\text{зап}} = 0,6$; 3 — $K_{\text{зап}} = 1,0$

Образцы из стали 40X, подвергнутые лазерному легированию бором (твердость зон после лазерного воздействия 9500 МПа, твердость необработанной лазером поверхности 2170 МПа), показали, что наименьший коэффициент трения получается при коэффициенте заполнения $K_{\text{зап}} = 0,6$. Изменение коэффициента трения для стали 40X представлено на рис. 10.

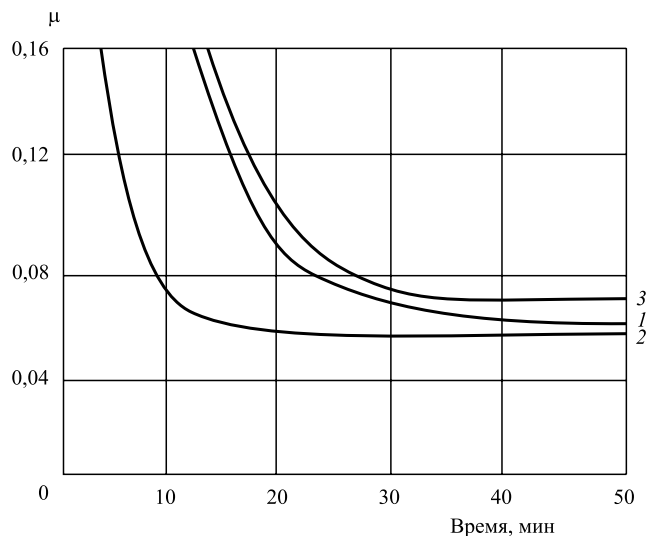


Рис. 10. Изменение коэффициента трения в процессе работы для различных коэффициентов заполнения упрочненными участками стали 40X ($E = 10$ Дж, $\delta = 0,3$ мм):

1 — $K_{\text{зап}} = 0,3$; 2 — $K_{\text{зап}} = 0,6$; 3 — $K_{\text{зап}} = 1,0$

При лазерном легировании ниобием сплава алюминия Д16 по режимам, обеспечивающим твердость упрочненных участков 6200 МПа (твердость неупрочненной поверхности 910 МПа), коэффициент $K_{\text{зап}}$ обработанной поверхности варьировали от 0,3 до 1,0.

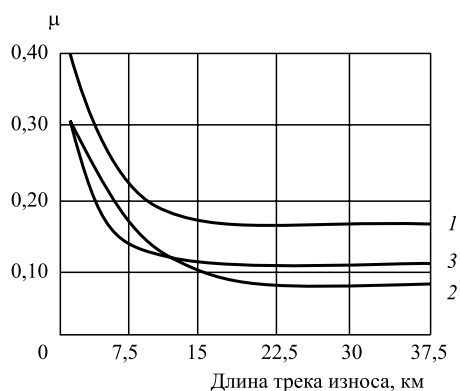


Рис. 11. Изменение коэффициента трения в зависимости от длины трека износа для различных коэффициентов заполнения упрочненными участками сплава Д16 ($E = 18,5$ Дж, $\delta = 0,3$ мм): 1 — $K_{зап} = 0,3$; 2 — $K_{зап} = 0,6$; 3 — $K_{зап} = 1,0$

Наименьший коэффициент трения был получен при $K_{зап} = 0,6$ (рис. 11).

Выводы

Проведенные исследования зависимости износа при различных значениях коэффициента заполнения поверхности упрочненными зонами показали, что оптимальные значения коэффициента $K_{зап}$ зависят от разницы в твердости основы и упрочненных зон (определяются материалом образцов и режимом их обработки). Для стали 20Х13 разница в твердости упрочненных и неупрочненных зон составляет 1600 МПа, оптимальный коэффициент заполнения $K_{зап} = 1,0$. Для стали 40Х разница в твердости упрочненных и неупрочненных зон составляет 7300 МПа, оптимальный коэффициент заполнения $K_{зап} = 0,6$. Для легированного ниобием алюминиевого сплава разница в твердости упрочненных и неупрочненных зон составляет 5290 МПа, оптимальный коэффициент заполнения $K_{зап} = 0,9$.

Анализ полученных данных позволил сделать следующий вывод: с уменьшением разницы в твердости

основы обрабатываемого материала и упрочненных зон износостойкость возрастает с увеличением коэффициента заполнения поверхности упрочненными зонами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьев С.Н. Решение задач технологического перевооружения машиностроения // ИТО: Инструмент — технология — оборудование. 2008. № 10. С. 14—19.
2. Потехин Б.А., Глушенко А.Н., Илюшин В.В. Свойства баббита марки Б83 // Технология металлов. 2006. № 3. С. 17—22.
3. Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О., Тихонова Е.П. Перспективы использования лазерного излучения для поверхностной обработки цветных сплавов // Вестник МГТУ Станкин. 2012. № 2. С. 140—143.
4. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Тарасова Т.В. Поверхностное упрочнение коррозионно-стойких сталей излучением лазера // Изв. вузов. Машиностроение. 1984. № 2. С. 124—127.
5. Александров В.Д. Поверхностное упрочнение алюминиевых сплавов. М.: Техполиграфцентр, 2002. 337 с.
6. Тарасова Т.В. Перспективы использования лазерного излучения для повышения износостойкости коррозионно-стойких сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 6. С. 54—58.
7. Бурякин А.В. Разработка технологии лазерного легирования сталей бором и азотом: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1983. 17 с.
8. Шашков Д.П., Белашова И.С. Поверхностное упрочнение инструментальных сталей. М.: Техполиграфцентр, 2004. 376 с.
9. Tarasova T., Nazarov A., Shalapko Yu. Abrasive and fretting wear resistance of refractory cobalt alloy specimens manufactured by the method of selective laser melting // Journal of Friction and Wear. 2014. Vol. 35. No. 5. P. 365—373.
10. Comprehensive Optical Monitoring of Selective Laser Melting / M. Doubenskaia, M. Pavlov, S. Grigoriev et al. // Journal of Laser Micro Nanoengineering. 2012. Vol. 7. No. 3. P. 236—243.

С.С. Сомотугин, В.А. Гагарин, Ю.С. Сомотугина
 (Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь)
 E-mail: samotugin_s_s@pstu.edu

Технологические системы плазменного градиентного упрочнения деталей

Рассмотрены перспективы использования плазменной поверхностной обработки для повышения износостойкости стальных изделий. Процесс плазменной поверхностной градиентной обработки рассмотрен как технологическая система, в которой все параметры взаимосвязаны и выбор значений регулируемых параметров должен производиться с учетом этих связей. Приведен пример реализации данного подхода для упрочнения направляющих металлорезающих станков.

Ключевые слова: плазменное упрочнение, градиентное строение, износостойкость, технологическая система, входные параметры, выходные параметры, направляющие станков.

The article deals with the perspectives of using plasma surface treatment to improve the wear resistance of steel products. The process of plasma surface treatment gradient considered as a technological system in which all parameters are interrelated and selection of the adjustment must be based on these relationships. An example of this approach for hardening guides of machine tools.

Keywords: plasma hardening, gradient structure, wear resistance, technological system, input parameters, output parameters, machine tools guides.

Одним из важнейших направлений повышения надежности деталей машин и металлообрабатывающего инструмента является достижение высоких характеристик работоспособности контактных поверхностей, воспринимающих нагрузки либо подвергающихся воздействию агрессивных сред. Перспективным методом решения данной задачи является применение поверхностного упрочнения материалов с использованием нагрева высококонцентрированными источниками энергии (лазерным и электронным лучами, плазменной струей). Это объясняется высокими технико-экономическими характеристиками данных источников и возможностью получения требуемого уровня эксплуатационных свойств.

Для массивных деталей и инструмента наиболее перспективно применение плазменного поверхностного упрочнения, обеспечивающего нанесение упрочненных зон значительно больших размеров: глубина до 5 мм, ширина до 15 мм [1].

Основными регулируемыми параметрами процесса плазменного поверхностного упрочнения являются максимальная температура нагрева поверхностного слоя T и скорость охлаждения поверхностного слоя W .

Параметры T и W при разработке технологии плазменного упрочнения не являются параметрами прямого регулирования, а являются комплексными параметрами, на значения которых влияет большое число факторов: мощность плазменной струи (сила тока I , напряжение U); скорость обработки V (скорость перемещения плазматрона); давление P_r и расход Q_r плазмообразующего газа; давление P_b и расход Q_b охлажда-

ющей плазматрон воды; дистанция обработки h ; форма и размеры обрабатываемого инструмента или детали; теплофизические и механические характеристики обрабатываемого материала (γ , λ , α , E , HV , σ_T); конструктивные параметры плазматрона. На рис. 1 показана схема процесса плазменной обработки как объекта регулирования.

Для деталей и инструмента с достаточно большой площадью упрочняемой поверхности (прокатных валков, штампов, направляющих станков, рельсов и др.)

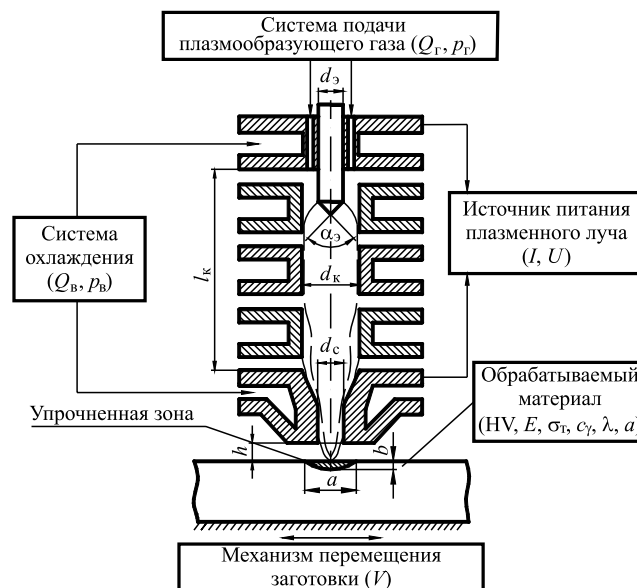


Рис. 1. Схема процесса плазменной обработки как объекта регулирования

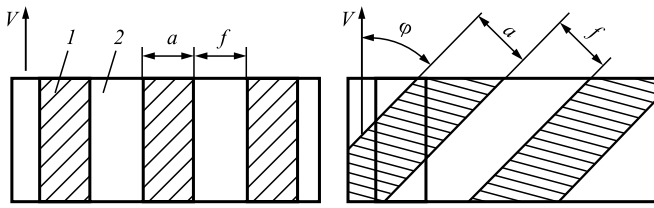


Рис. 2. Схема нанесения упрочненных зон при градиентном упрочнении:

1 — упрочненная зона; 2 — исходный материал; V — направление изнашивания

эффективно применение градиентного упрочнения, когда на поверхности упрочненные зоны чередуются с неупрочненными участками по определенной закономерности (рис. 2) [2].

Для градиентного упрочнения наряду с указанными выше технологическими параметрами плазменной обработки необходимо учитывать геометрические параметры градиентно упрочненной поверхности (рис. 2). В данном случае задача выбора оптимальной технологии плазменной обработки значительно усложняется. При разработке интегрированных технологий, встраиваемых в действующие технологические процессы ремонта оборудования, необходимо рассматривать процесс плазменной поверхностной обработки как технологическую систему (рис. 3).

Совокупность приведенных выше параметров необходимо рассматривать одновременно, а для оптимизации технологии плазменного упрочнения и интегрирования ее в действующие производственные процессы целесообразно рассматривать данный метод обработки как единую технологическую систему [3], имеющую входные и выходные параметры (рис. 3).

К числу **входных параметров** технологической си-

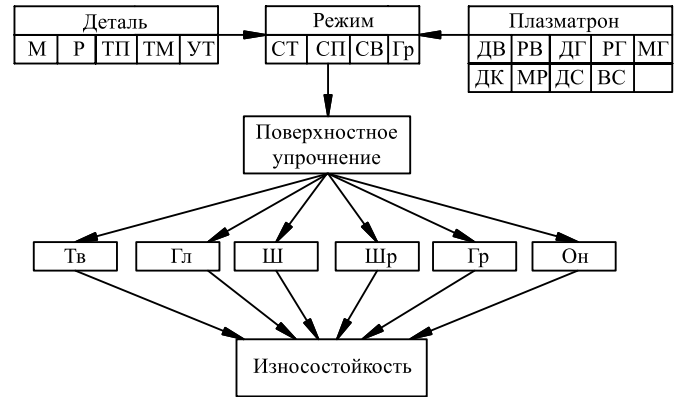


Рис. 3. Структурная схема технологической системы плазменного поверхностного упрочнения

стемы (табл. 1) относятся параметры плазменной обработки, движения детали или плазматрона, обрабатываемого материала.

Параметры плазменной обработки являются переменными. Благодаря им можно значительно варьировать характеристики технологического процесса. Параметры плазменной обработки включают в себя характеристики подводимого к плазматрону тока, плазмообразующего газа, водяного охлаждения.

Сила тока I определяет эффективную тепловую мощность плазменной струи q :

$$q = 0,24\eta_{п.н}IU,$$

где $\eta_{п.н}$ — КПД плазменного нагрева, $\eta_{п.н} = \eta_{п} \eta_{с}$, $\eta_{п}$ — КПД плазматрона, $\eta_{с}$ — КПД плазменной струи (с учетом потерь на излучение и отражение); U — напряжение на дуге (связь тока и напряжения определяется

Таблица 1

Входные параметры технологической системы плазменного упрочнения

Наименование группы параметров		Обозначение	Параметр	Обозначение
Параметры плазменной обработки	Параметры источника питания	ИП	Сила тока I Напряжение U	СТ Н
	Параметры водяного охлаждения	ВО	Давление охлаждающей воды Расход охлаждающей воды	ДВ РВ
	Параметры плазмообразующего газа	ПГ	Давление газа Расход газа Марка газа	ДГ РГ МГ
	Конструктивные параметры плазматрона	П	Диаметр канала плазматрона Межэлектродное расстояние Диаметр сопла Высота отверстия сопла	ДК МР ДС ВС
Параметры движения детали или плазматрона		Пр	Скорость перемещения плазматрона Скорость вращения детали Параметры градиентной обработки	СП СВ Гр
Параметры обрабатываемого материала		ОМ	Марка материала Размеры и форма Теплопроводность Температуропроводность Удельная теплоемкость	М Р ТП ТМ УТ

вольт-амперной характеристикой (ВАХ) плазматрона и источника питания).

Расход плазмообразующего газа должен обеспечить стабильное плазмообразование, а также стабилизацию дуги в канале плазматрона.

От марки плазмообразующего газа зависит температура плазмы. Инертные газы обеспечивают защиту внутреннего канала плазматрона от окисления, а обрабатываемой поверхности — от окисления и выгорания легирующих элементов.

Увеличение силы тока и расхода плазмообразующего газа ведет к увеличению твердости и глубины упрочненного слоя. Это объясняется тем, что тепловая мощность плазменной струи изменяется пропорционально току, а при увеличении расхода газа происходит дополнительное обжатие струи, вызывающее рост температуры плазмы.

Параметры водяного охлаждения плазматрона должны обеспечивать достаточно эффективный отвод тепла от канала плазматрона для предотвращения выгорания изолирующих элементов и оплавления металлических элементов.

Конструкционные параметры плазматрона являются постоянными. К их изменению прибегают, когда нет возможности добиться требуемого результата подбором переменных параметров. Влияние параметров плазматрона рассмотрим на примере разработанного в Приазовском государственном техническом университете плазматрона косвенного действия с секционированной межэлектродной вставкой [4].

Диаметр канала плазматрона d_k (см. рис. 1). При неизменных токе дуги и расходе газа уменьшение диаметра канала приводит к росту потерь теплоты, уменьшению длины входного и начального участков и увеличению длины установившегося участка дуги. Кроме того, повышается стабильность горения дуги, поэтому, несмотря на некоторое увеличение потерь теплоты, достигается повышение мощности плазменной струи. Если дуга горит в узком канале плазматрона, то каждая порция газа становится частью дуги и на выходе из канала имеет температуру, равную средней температуре дуги. При увеличении диаметра канала дуга как бы обтекает потоком газа, тем самым выполняются функции стабилизации дуги и защиты канала плазматрона.

Межэлектродное расстояние l_k влияет на степень преобразования энергии электрического тока в энергию

плазменной струи. С увеличением длины канала (межэлектродного промежутка) увеличивается энтальпия аргоновой плазменной струи. Однако при удлинении дуги свыше определенного предела возрастают потери теплоты, а энерговыделение в дуге практически не изменяется. В связи с этим мощность плазменной струи с увеличением длины дуги непрерывно снижается.

Диаметр сопла d_c в плазматронах косвенного действия выполняется меньше диаметра канала плазматрона. Тем самым повышается концентрация тепловой энергии в пятне нагрева плазменной струи. Но вместе с тем с уменьшением d_c снижается эрозионная стойкость анода и увеличиваются потери теплоты, так как требуется более интенсивное водяное охлаждение сопла. Затрудняется также возбуждение плазменной струи.

Угол заточки электрода α_3 влияет на стабильность горения плазменной струи. Образование в процессе работы на торце электрода площадки оплавления может приводить к перемещению пятна дуги, что вызывает колебания всего столба дуги и, соответственно, потери теплоты и мощности.

Расстояние от среза сопла плазматрона до упрочняемой поверхности h должно оставаться постоянным для максимального использования тепловой энергии плазменной струи. Это ограничивает применение плазменной поверхностной обработки для деталей сложной формы. Возможно расширение номенклатуры обрабатываемых деталей за счет изменения формы сопла плазматрона [5]. Однако такие изменения ограничены конструктивными особенностями плазматрона.

Скорость перемещения плазматрона V из-за различий теплофизических свойств обрабатываемых материалов выбирается для каждого материала индивидуально.

Форма и размеры детали влияют на выбор технологии обработки и оборудования для осуществления поступательного или вращательного движения заготовки. Размер детали, так же как и материал (теплофизические свойства), влияет на скорость охлаждения поверхностного слоя.

К числу *выходных параметров* процесса плазменной обработки в общем случае относятся:

- твердость упрочненного слоя;
- теплостойкость (для инструментальных сталей и сплавов);
- геометрические параметры упрочненной зоны (глубина, ширина);

Таблица 2

Выходные параметры технологической системы плазменного упрочнения

Наименование группы параметров	Обозначение	Параметр	Обозначение
Параметры упрочненной зоны	ПУ	Твердость	Тв
		Глубина	Гл
		Ширина	Ш
		Шероховатость	Шр
Параметры упрочненной поверхности	ПМ	Остаточные напряжения	Он
		Градиент	Гр

качество упрочненной поверхности (шероховатость, волнистость);

остаточные напряжения в упрочненном слое;

градиентное строение упрочненной поверхности, обеспечиваемое чередованием упрочненных и неупрочненных участков.

Выбор выходных параметров (табл. 2) осуществляется комплексно в зависимости от специфических условий нагружения конкретных изделий, подвергающихся плазменной обработке. Оптимизация параметров технологического процесса плазменной поверхностной обработки позволяет производить упрочнение деталей, работающих в заданных условиях при наименьших энергозатратах. Использование математических моделей для расчета параметров обработки позволяет получать как максимально возможные значения твердости и размера упрочненной зоны, так и заданные ограниченные параметры [6]. Повышенные требования к износостойкости и трещиностойкости могут быть реализованы методом градиентной поверхностной обработки, параметры которой также рассчитываются или выбираются исходя из опытных данных для каждой трущейся пары индивидуально.

Данный подход реализован при разработке оптимальной технологии плазменного упрочнения направляющих металлорежущих станков.

Направляющие металлорежущих станков входят в число важнейших элементов, влияющих на точность обрабатываемых деталей (рис. 4). Обеспечение сохранения формы и размеров направляющих в пределах нормы является важной задачей при изготовлении и ремонте металлорежущих станков.

Для направляющих скольжения основными видами изнашивания являются абразивное изнашивание, схватывание и усталостное изнашивание [7]. Износ направляющих зачастую происходит неравномерно. В станках, работающих с широкой номенклатурой деталей, в большей степени изнашивается средняя часть направляющих, что ведет к искажению формы обрабатываемых поверхностей.

Увеличение износостойкости направляющих, в первую очередь, достигается повышением их твердости. Объемная закалка затруднительна ввиду необходимости наличия печи соответствующего размера. Более предпо-

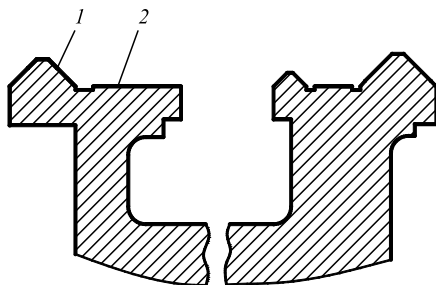


Рис. 4. Направляющие токарно-винторезного станка:

1 — наклонная направляющая; 2 — горизонтальная направляющая

читательными являются методы поверхностной упрочняющей обработки: газопламенное упрочнение, обработка токами высокой частоты (ТВЧ), химико-термическая обработка [9], поверхностная деформирующая обработка [9], поверхностная закалка высококонцентрированными источниками нагрева (ВКИН) — электронно-лучевая, лазерная, плазменная обработка [2].

Лазерная закалка позволяет уменьшить объем доводочных операций и повысить точность станков. В работе [10] указывается, что закалку чугуновых направляющих обрабатывающих центров производят полосами шириной 1,6 мм и толщиной 1 мм. Однако допустимый износ направляющих тяжелых станков может превышать эти значения. Кроме того, максимальная твердость направляющих ограничена требованиями норм станкостроения.

Для выбора оптимальной технологии плазменного поверхностного упрочнения проводили исследования образцов из стали У10 на износостойкость при различных режимах и вариантах нанесения зон закалки (без зазора между зонами и с зазором — градиентного строения). Так как предполагается, что данная обработка является финишной, то выбирали режимы нагрева без оплавления поверхности. Была достигнута твердость 50...55 HRC, что соответствует требованиям к твердости направляющих (в то же время размеры упрочненной зоны — ширина 10...12 мм и глубина 3,5...4 мм — превышают получаемые при использовании лазера).

Упрочнение направляющих выполняли при оптимальных для стали У10 и обеспечения заданной твердости режимах по трем схемам: упрочнение без зазора, упрочнение с зазором, равным половине ширины зоны упрочнения вдоль направляющих, и с таким же зазором под углом 45° к направлению продольной подачи.

Обработку осуществляли непосредственно на станке, плазматрон устанавливали на суппорте для осуществления упрочнения вдоль направляющих и под углом. Установку расстояния от среза сопла плазматрона до упрочняемой поверхности и выбор угла наклона при упрочнении наклонных поверхностей осуществляли вручную.

Результаты испытаний стойкости направляющих после поверхностного упрочнения показали, что градиентное плазменное поверхностное упрочнение позволяет увеличить износостойкость направляющих в 2,5...2,9 раза (табл. 3) и тем самым увеличить межремонтный интервал, в течение которого сохраняется точность станка. При этом градиентное нанесение упрочненных зон позволяет получить благоприятное расположение полей напряжений. Образовавшиеся в процессе приработки впадины на неупрочненных участках служат в качестве масляных карманов, что, в свою очередь, улучшает условия работы направляющих. Шероховатость упрочненных участков остается прежней или даже уменьшается, что благоприятно влияет на условия работы сопряжения. Были также

подтверждены данные, что в той же степени повышается стойкость неупрочненных сопряженных деталей.

Таблица 3

Результаты стойкостных испытаний направляющих металло-режущих станков после градиентного упрочнения

Вариант упрочнения	Зазор между упрочненными зонами, мм	Твердость HRC	Повышение износостойкости, раз
Без зазора	0	53...55	1,9
С зазором, вдоль направляющих	5	50...52	2,5
С зазором, под углом	5	50...52	2,9

Технология нанесения поверхностно упрочненных слоев может изменяться в зависимости от материала и конструкции направляющих. Так, упрочненные зоны технологически легче наносить вдоль направляющих, но для плоских горизонтальных поверхностей можно рекомендовать нанесение дорожек под углом к направлению перемещения рабочего органа (рис. 5). Перспективным может быть выбор технологии градиентного плазменного упрочнения, которая бы обеспечивала постоянство износа по длине независимо от условий работы станка.

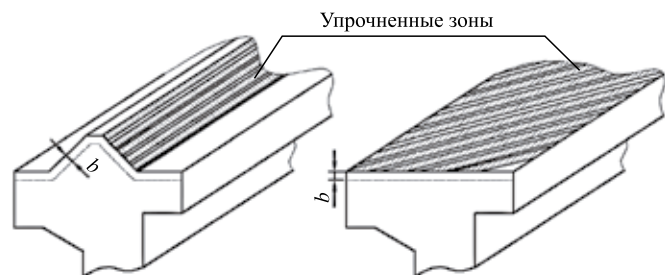


Рис. 5. Наклонная и плоская направляющие с рекомендуемой геометрией нанесения упрочненных зон:

b — толщина упрочненного слоя

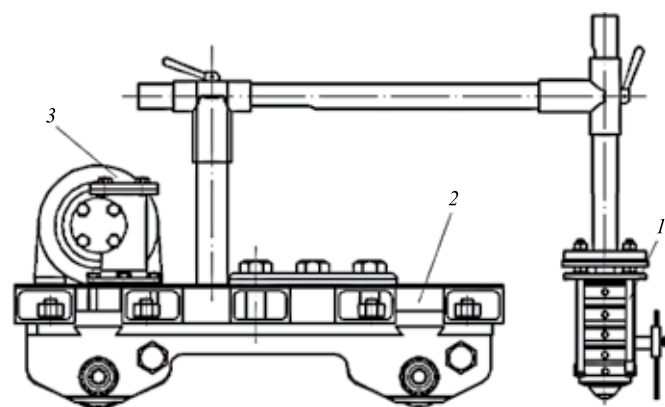


Рис. 6. Переносное приспособление для упрочнения направляющих металлорежущих станков:

1 — плазматрон; 2 — тележка; 3 — привод перемещения приспособления

Обработка направляющих проводится при помощи комплекса оборудования для плазменной поверхностной обработки, включающего устройства перемещения плазматрона. Упрочнение направляющих станков небольших размеров можно проводить с использованием продольно-строгальных или продольно-фрезерных станков. Для крупных станков либо для того, чтобы не проводить операции демонтажа и монтажа, более предпочтительным является использование переносных приспособлений для упрочнения направляющих непосредственно на месте установки станка (рис. 6).

Выводы

Разработан системный подход к анализу влияния входных и выходных параметров процесса плазменной поверхностной обработки с нанесением упрочненного слоя градиентного строения на характеристики упрочненных изделий, что является основой для создания интегрированных технологических процессов упрочнения и их программного управления.

Показана возможность применения плазменной поверхностной обработки направляющих металлорежущих станков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Самотугин С.С., Лещинский Л.К. Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир, 2002. 338 с.
2. Якшгас Э.В., Сипавичюс Ч.Ю., Канапенас Р.В. Исследование лазерного термоупрочнения чугунных направляющих станков // Лазерная технология. Вильнюс. 1989. № 7. С. 21—31.
3. Вивденко Ю.Н. Технологические системы производства деталей наукоемкой техники: учебное пособие для вузов. М.: Машиностроение, 2006. 559 с.
4. Самотугин С.С., Пирч И.И., Мазур В.А. Оптимизация конструкции плазматрона для поверхностного упрочнения материалов // Сварочное производство. 2002. № 12. С. 32—35.
5. Самотугин С.С., Гагарин В.А. Принципы усовершенствования конструкции плазматрона для поверхностной упрочняющей обработки направляющих станков // Вісник приазовського державного технічного університету. 2013. Вип. 26. С. 168—174.
6. Оптимизация технологических параметров процесса формирования упрочняющих покрытий / В.С. Антонюк и др. // Технологические системы. 2003. № 4. С. 44—47.
7. Гельберг Б.Т., Пекелис Г.Д. Ремонт промышленного оборудования. М.: Высш. шк., 1988. 304 с.
8. Повышение износостойкости чугунных направляющих металлорежущих станков дискретной плазменной обработкой / С.С. Самотугин и др. // Новітні технології у машинобудуванні. Мариуполь, ПГТУ. 2008. С. 46—52.
9. Гутов И.В. Упрочнение направляющих методом фрикционной обработки // Мир техники. 2002. № 6. С. 40—41.
10. Сафонов А.Н. Основные направления эффективного использования лазерной техники для термической обработки сплавов // Металловедение и термическая обработка материалов. 1997. № 7. С. 2—6.

Г.Ж. Сахвадзе, М.С. Пугачев (Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва),
 О.Г. Киквидзе (Государственный университет им. Ак. Церетели, г. Кутаиси, Грузия)
 E-mail: sakhvadze@mail.ru

Особенности упрочнения материалов лазерно-ударно-волновой обработкой*

Представлены основы технологии упрочнения материалов двухсторонней лазерно-ударно-волновой обработкой (ДЛУВО) и ее отличия от традиционной односторонней лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО). В конечно-элементной постановке исследуются поля остаточных напряжений, возникающие в пластине из титанового сплава ВТ6 (зарубежный аналог Ti–6Al–4V) при использовании технологии ДЛУВО. Анализируются особенности возникновения остаточных напряжений при ЛУВО и ДЛУВО.

Ключевые слова: лазерно-ударно-волновая обработка (ЛУВО) материалов, двухсторонняя лазерно-ударно-волновая обработка (ДЛУВО) материалов, конечно-элементное моделирование, остаточные напряжения.

The basics of hardening technology of Two-sided laser shock processing (TSLSP) and it differs from the traditional one-sided Laser shock processing (LSP) is presented. Residual stresses (RS) field induced in a Ti–6Al–4V alloy plate by TSLSP was investigated through finite-element simulation. The features of the nature of the distribution of residual stresses during LSP and TSLSP are analyzed.

Keywords: Laser shock processing (LSP) of materials, Two-sided laser shock processing (TSLSP) of materials, finite element modeling, residual stresses.

Введение

Лазерно-ударно-волновая обработка (ЛУВО) является инновационной технологией упрочнения материалов, при которой импульсным лазерным излучением сканируется обрабатываемая поверхность и под воздействием возникающих при этом мощных ударных волн сжимающие остаточные напряжения (СОН) продвигаются в глубь приповерхностного слоя [1].

По сравнению с другими традиционными технологиями упрочнения возникающие при ЛУВО СОН могут проникнуть глубже в материал за счет существенного уменьшения количества дефектов как на самой обрабатываемой поверхности, так и в приповерхностной области. При этом создается мощный и устойчивый барьер для инициирования новых и роста уже существующих трещин, что, в свою очередь, заметно повышает усталостную прочность и износостойкость материалов.

Общая методология традиционной односторонней технологии ЛУВО материалов следующая. Обрабатываемую поверхность покрывают непро-

зрачным для лазерного излучения слоем с низкой температурой испарения: черной краской, металлической фольгой или лентой (рис. 1). Сверху находится прозрачный слой, роль которого наиболее часто выполняет вода. Энергия лазерного импульса поглощается непрозрачным слоем, что приводит к его нагреву, испарению и формированию высокотемпературной плазмы, ограниченной с одной стороны поверхностью исследуемого материала, а с другой — прозрачным слоем, сдерживающим распространение плазмы.

Вследствие ограниченности объема давление резко возрастает до высоких значений (более 2 ГПа) и быстро распространяется в материал в виде ударной волны, которая способствует появлению в материале СОН. Если волны напряжений превосходят упругий предел

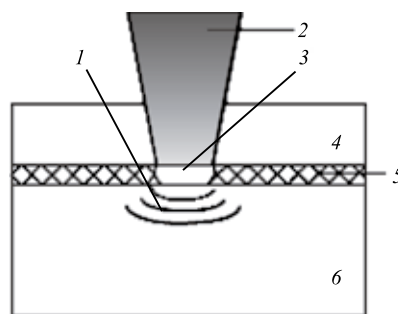


Рис. 1. Принципиальная схема технологии ЛУВО:

1 — ударная волна; 2 — лазерный импульс; 3 — плазма; 4 — прозрачный слой; 5 — непрозрачный слой; 6 — исследуемый материал

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках Федеральной целевой программы "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014—2020 годы", Соглашение о предоставлении субсидии № 14.607.21.0040 от 22.07.2014 г., проект RFMEFI60714X0040.

Гюгонию, то материал деформируется пластически. Непрозрачный слой служит защитой от прямого контакта поверхности исследуемого материала с лазерно-индуцированной плазмой.

Из изложенного следует, что традиционную технологию ЛУВО не следует рассматривать как термический процесс, поскольку при этом не происходит нагрева поверхности материала и вода используется в нем лишь для ограничения распространения плазмы, а не для охлаждения поверхности.

Заметим, что в литературе для данной технологии иногда применяются термины "лазерный наклеп", "лазерная нагартовка", "лазерное ударное упрочнение" и др., однако авторы в основном используют термин "лазерно-ударно-волновая обработка", наиболее точно передающий смысл протекающих физических процессов.

Существует одна из вариации этой технологии — так называемая ЛУВО без непрозрачного слоя, где имеет место прямое взаимодействие поверхности материала с плазмой. Это в большинстве случаев ведет к локальному расплаву металла на поверхности и образованию вмятин. Мы эту технологию рассматривать не будем. Она может быть успешно применена для формирования различных маркировок, текстур и др.

В последнее время стала развиваться так называемая технология теплой лазерно-ударно-волновой обработки (ТЛУВО), при которой перед применением ЛУВО поверхность материала предварительно нагревается (для разных материалов эта температура варьируется от 150 до 300 °С). Здесь происходит комбинирование термических и механических эффектов, и первые результаты показывают, что при ТЛУВО можно получать высокие показатели остаточных напряжений и твердости, и также значительное измельчение зерен и более однородную микроструктуру [2].

Рассмотрим особенности применения технологии ЛУВО для тонкостенных конструкций. Обычно при этом возникают большие деформации, и может даже иметь место их разрушение из-за сильной неуровновешенности сил, возникающих при ЛУВО. Поэтому для, например, краев лопаток авиадвигателей следует использовать технологию ДЛУВО, что существенно улучшит сопротивляемость сильным внешним воздействиям, например повреждениям посторонними предметами [3]. При использовании технологии ДЛУВО лазерный импульс разделяется на два одинаковых импульса, которые одновременно падают на обе стороны тонкостенной конструкции. Ударные волны, возникающие на ее одной стороне, при распространении взаимодействуют с ударными волнами, возникшими на другой стороне, что уменьшает вероятность возникновения больших деформаций.

Принципиальная схема реализации технологии ДЛУВО показана на рис. 2. Обрабатываемые поверх-

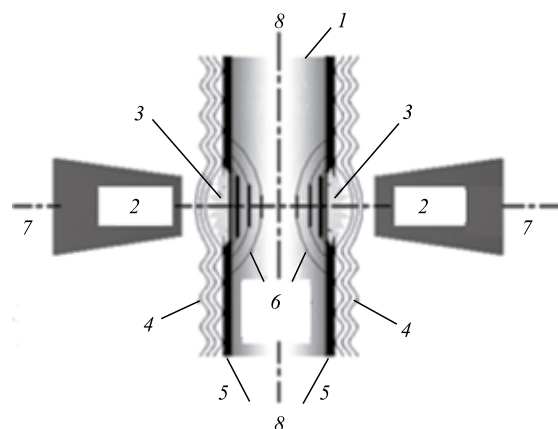


Рис. 2. Принципиальная схема технологии ДЛУВО для тонкостенных конструкций:

1 — исследуемый образец; 2 — лазерный импульс; 3 — плазма; 4 — прозрачный слой; 5 — непрозрачный слой; 6 — ударная волна; 7—7 — ось лазерного луча; 8—8 — срединная поверхность образца

ности тонкостенной конструкции, которые в дальнейшем подвергаются лазерно-ударно-волновому воздействию, как и при традиционной односторонней ЛУВО, предварительно покрываются абляционным слоем. Мощный и очень короткий лазерный импульс испускается лазером и по пути разделяется разделительной призмой на два одинаковых импульса.

Каждый импульс независимо от другого импульса проходит через прозрачный слой и падает на поверхность абляционного слоя. Верхний слой абляционного материала испаряется почти мгновенно (примерно 1 мкм за 1 удар), образовавшийся пар продолжает поглощать оставшуюся часть энергии лазера, нагревается, ионизируется и за очень короткое время превращается в плазму высокого давления. Благодаря ограниченному влиянию прозрачного слоя давление в плазме многократно увеличивается (до нескольких гигапаскалей), образуя ударные волны, которые одновременно начинают распространяться от поверхностей вглубь исследуемого материала, сжимая его с двух сторон. В результате в материале возникают волны напряжений, и они также распространяются вглубь материала, взаимодействуют друг с другом, отражаются от свободных поверхностей.

После разгрузки (окончания воздействия ударной волны) упруго сжатая область материала будет пытаться возвратиться к своему исходному состоянию, но будет сдерживаться возникшей пластической деформацией. Таким образом, пластически деформируемая область материала будет подвергаться воздействию СОН, а следующий за ними слой будет испытывать воздействие растягивающих остаточных напряжений (РОН) с тем, чтобы, как и положено остаточным напряжениям (ОН), они уравновешивали друг друга при отсутствии внеш-

них воздействий. Естественно, что из-за симметричности как внешних нагрузок, так и всей геометрии, возникшие поля ОН также будут симметричными.

Численное моделирование

Конечно-элементное моделирование проводили с помощью программного комплекса ANSYS (номер лицензии 660578). Чтобы избежать многих сложностей при вычислениях в быстропротекающей динамической задаче, вычисления проводили в симметричной конечно-элементной модели размерностью $4R \times 4R \times 2R$, где R — радиус лазерного пятна (рис. 3). Размеры конечного элемента: $R/l_{x,y} = 10$, $R/l_z = 20$, где $l_{x,y}$ — длина конечного элемента вдоль осей x, y ; l_z — длина конечного элемента вдоль оси z . Шаг по времени $\Delta t = 0,22$ нс.

Приложение ударной нагрузки

Рассмотрим процесс генерации давления в ударной волне. Для этого примем, что плазма является идеальным газом с корректирующим коэффициентом α , характеризующим отношение термической энергии к внутренней энергии ($\alpha = 1$ для идеального газа).

Процесс раскрытия поверхности раздела может быть выражен формулой Гюгонио [4]:

$$\frac{dL(t)}{dt} = \left(\frac{1}{Z_1} + \frac{1}{Z_2} \right) P(t) = \frac{2}{Z} P(t), \quad (1)$$

где $L(t) = \int_0^t [u_1(t) + u_2(t)] dt$ — длина плазмы во время действия импульса в момент t ; $u_1(t)$, $u_2(t)$ — скорости движения непрозрачного и прозрачного слоев соответственно;

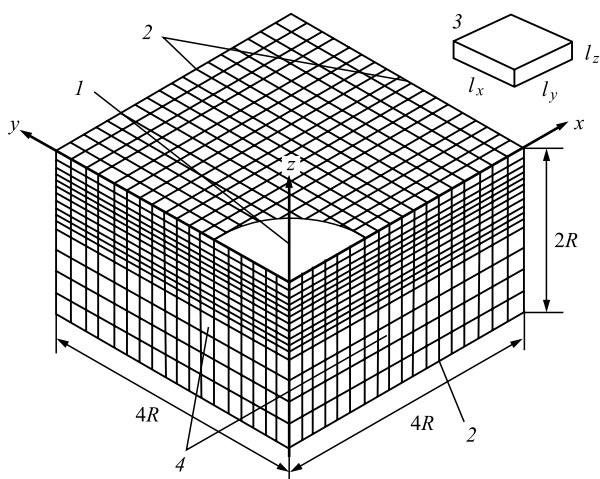


Рис. 3. Схема трехмерной конечно-элементной модели: 1 — зона ЛУВО; 2 — неотражающие поверхности; 3 — конечный элемент; 4 — плоскости симметрии

ственно; $P(t)$ — давление в плазме в момент времени t ; Z_i — акустический импеданс, $Z_i = \rho_i D_i$, индекс "i" обозначает исследуемый материал ($i = 1$) или прозрачный слой ($i = 2$), ρ_i — плотность, D_i — скорость ударной волны в соответствующей среде. Приведенный импеданс ударной волны Z определяется соотношением $2/Z = 1/Z_1 + 1/Z_2$. В таблице приведены значения Z_1 и Z_2 для часто используемых материалов конструкций и прозрачных слоев [4].

Акустические импедансы обрабатываемых материалов и прозрачных слоев

Обрабатываемый материал	$Z_1 \cdot 10^6$, г/(см ² ·с)	Прозрачный слой	$Z_2 \cdot 10^6$, г/(см ² ·с)
ВТ6 (Ti—6Al—4V)	2,75	Вода	0,17
АД33 (AA7050—Т7451)	1,50	Плексиглас	0,32
08Х18Н10 (SS304)	3,61	Силиконовая резина	0,47
Mg—Ca	0,88	Стекло К9	1,14
40ХН2МА (AISI 4140)	3,96	Кварцевое стекло	1,31
Cu	0,16	Стекло Ф13	1,54
09Х18Н10Т (SS321)	4,00	Стекло К8	1,44

При конечно-элементном моделировании процедуры ДЛУВО диаметр лазерного пятна составлял 1 мм. Лазерный импульс имеет гауссовскую форму, длительность импульса равна 10 нс. Плотность мощности лазерного излучения I , ГВт/см², связана с энергией импульса E , Дж, частотой следования импульсов f , кГц, с продолжительностью импульса τ , нс, и площадью лазерного пятна a , см², соотношением $I = E/(f\tau a)$. Параметры лазерного воздействия при ДЛУВО в условиях реального эксперимента [4]: длина волны 1064 нм; $\tau = 10$ нс; $E = 7,4$ Дж; частота импульсов 5 Гц; диаметр лазерного пятна 3 мм; $I = 2,1$ ГВт/см².

Если считать, что профиль ударной волны имеет гауссовскую форму, то пространственно неоднородное давление на расстоянии r от центра лазерного пятна будет определяться выражением [5]

$$P(r,t) = p(t) \exp\left(-\frac{r^2}{2R^2}\right), \quad (2)$$

где R — радиус лазерного пятна.

Рассмотрим важный частный случай, когда интенсивность лазерного излучения I_0 постоянна. Возникающее при этом давление можно определить следующей упрощенной зависимостью:

$$P = 10^{-9} \left(\frac{\alpha}{2\alpha + 3} \right)^{1/2} (ZI_0)^{1/2}. \quad (3)$$

В этой формуле давление P выражается в ГПа, импеданс Z — в кг/(м²·с), интенсивность лазерного излучения I_0 — в Вт/м².

Если I_0 является начальной плотностью мощности лазерного излучения ($I(t) = I_0$ в течение импульса продолжительностью τ), то α характеризует эффективность (к.п.д.) процесса взаимодействия, причем часть энергии αE идет на увеличение давления ($P = 2/3\alpha E_i$), а остальная часть энергии $(1 - \alpha)E$ — на генерирование и ионизацию плазмы (заметим, что α изменяется от 0,1 до 0,2).

В случае использования воды в качестве окружающей среды $\alpha = 0,11$ (означает, что 11 % начальной плотности энергии лазерного излучения используется для повышения давления плазмы), пиковые давления пропорциональны квадратному корню от плотности мощности лазерного излучения. Из уравнения (3) получаем простую формулу

$$P = 3,22 \cdot 10^{-7} \sqrt{I_0}. \quad (4)$$

Как известно [5], длительность воздействия возникшей при ЛУВО ударной волны в 2...3 раза больше, чем длительность лазерного импульса, поэтому получаем распределения давления в ударной волне при разных плотностях мощности лазерного излучения, приведены на рис. 4. Еще раз отметим, что при ДЛУВО давления прикладываются одновременно по обеим сторонам обрабатываемой конструкции.

Определяющее соотношение

Исследуемый материал считается упругопластическим однородным изотропным без начальных напря-

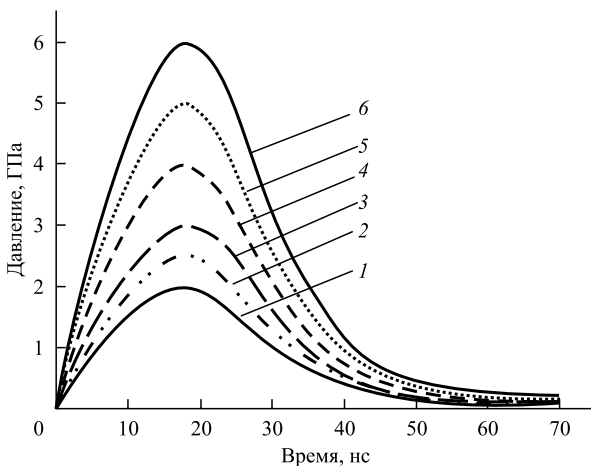


Рис. 4. Профили давлений в ударной волне при разных плотностях мощности лазерного излучения:

1 — 1,4 ГВт/см²; 2 — 2,1 ГВт/см²; 3 — 3,0 ГВт/см²; 4 — 5,4 ГВт/см²; 5 — 8,4 ГВт/см²; 6 — 12,2 ГВт/см²

жений. При ДЛУВО из-за воздействия большого по величине и кратковременного по времени действия давления скорости деформации в исследуемом материале достигают 10⁶ с⁻¹ и более, поэтому при расчетах напряженно-деформированного состояния использовали модель пластического деформирования материала Джонсона—Кука [6]

$$\sigma = (A + B^{-n} \bar{\epsilon})(1 + C \dot{\bar{\epsilon}}^*) [1 - (T^*)^m], \quad (5)$$

где σ — эквивалентное напряжение по Мизесу; $\bar{\epsilon}$ — эквивалентная пластическая деформация; $\dot{\bar{\epsilon}}^* = \dot{\bar{\epsilon}}/\dot{\bar{\epsilon}}_0$ — безразмерная эквивалентная скорость деформации, $\dot{\bar{\epsilon}} = 1,0$ с⁻¹; T^* — гомологическая температура, связь которой с абсолютной температурой T определяется следующим образом:

$$T^* = (T - T_0)/(T_{пл} - T_0), \quad (6)$$

где T_0 — комнатная температура; $T_{пл}$ — температура плавления материала.

Уравнение (5) содержит пять материальных констант, которые определяются эмпирическим путем: A — статический предел текучести; B — модуль деформационного упрочнения; n — показатель степени в законе деформационного упрочнения; C — коэффициент скорости деформаций; m — показатель степени в законе температурного разупрочнения. Так как общепринято, что технология ДЛУВО относится к нетермическим технологиям, тепловые эффекты игнорировали, и при моделировании использовали упрощенную модель Джонсона—Кука для комнатной температуры

$$\sigma = (A + B^{-n} \bar{\epsilon})(1 + C \dot{\bar{\epsilon}}^*). \quad (7)$$

В наших исследованиях расчеты проводили для титанового сплава ВТ6. Его механические характеристики [7]: плотность 4500 кг/м³; коэффициент Пуассона 0,342; модуль упругости 110 ГПа; предел упругости Гюгонио 2,8 ГПа; $A = 1098$ МПа; $B = 1092$ МПа; $C = 0,93$; $n = 0,014$.

Результаты и их обсуждение

На рис. 5 представлены профили распределения поверхностных и приповерхностных ОН при многократном использовании технологии ДЛУВО для случая пластины из титанового сплава ВТ6 толщиной 3 мм и пикового давления в ударной волне 2 ГПа. На рис. 5, а видно, что после четырехкратного применения технологии ДЛУВО накопленные СОН очень быстро растут от 61,6 МПа при первом импульсном воздействии до

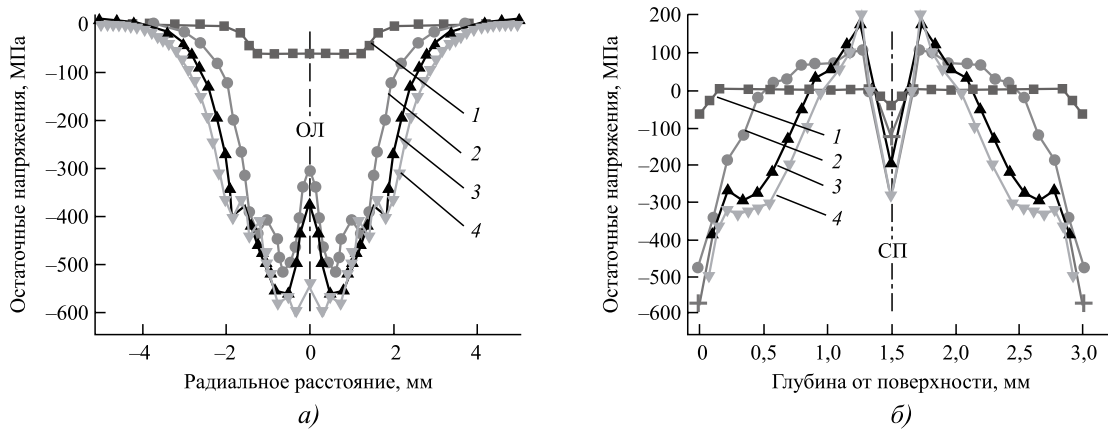


Рис. 5. Профили поверхностных ОН при многократном использовании технологии ДЛУВО:

a — по поверхности образца; *б* — по глубине материала; 1 — 1 импульс; 2 — 2 импульса; 3 — 3 импульса; 4 — 4 импульса; ОЛ — ось лазера; СП — срединная поверхность образца

604,5 МПа (почти на порядок!) после четвертого импульсного воздействия. Однако прирост по величине СОН после каждого воздействия непостоянен, он постепенно уменьшается, что указывает на ту общую закономерность, что СОН постепенно приближаются к своему насыщенному состоянию, естественно, оставаясь по величине ниже предела текучести материала.

Анализируя профили ОН на рис. 5, б, видим, что глубина проникновения СОН растет от значения 0,15 мм, зафиксированного при первом лазерном воздействии, до 0,5 мм после второго воздействия, до 0,8 мм после третьего и до 0,94 мм после четвертого воздействия. Можно также заметить, что после четырех последовательных лазерных импульсов максимальные величины СОН в срединной поверхности увеличиваются от 40,4 до 282,1 МПа. Следовательно, можно сделать вывод, что технология многократного ДЛУВО не только продвигает СОН глубоко в материал, но может также уве-

личить их величину, существенно упрочняя тем самым материал.

Таким образом, как глубина проникновения СОН, так и их величины в срединной поверхности с каждым импульсом увеличиваются, постепенно подходя к своему насыщенному состоянию. Поэтому в практике желаемой глубины СОН можно достичь посредством оптимального выбора числа лазерных импульсных воздействий. Как известно, глубокорасположенное относительно поверхности поле сильных СОН эффективно блокирует инициирование новых трещин и предотвращают рост уже существующих усталостных трещин в материале, повышая его прочностные, усталостные и трибологические свойства. Полученные результаты хорошо согласуются с результатами, полученными в работах [8–10].

На рис. 6 приставлены схемы генерации лазерных ударных волн и их взаимодействия при традиционной ударных волн и их взаимодействия при традиционной

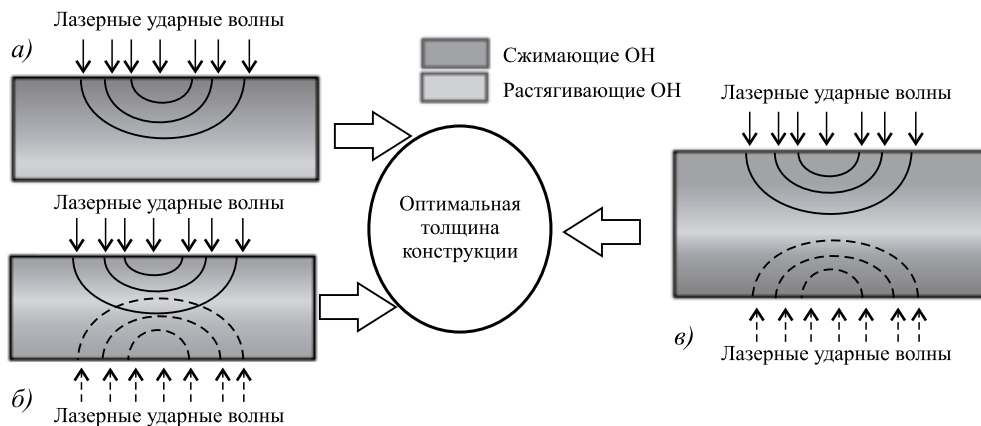


Рис. 6. Схемы генерации и взаимодействия лазерных ударных волн при традиционной односторонней ЛУВО и при ДЛУВО, используемые для нахождения оптимальной толщины конструкции:

a — традиционная технология односторонней ЛУВО; *б* — технология ДЛУВО для тонкостенной конструкции (имеются взаимодействия между двумя ударными волнами); *в* — технология ДЛУВО для толстостенной конструкции (ударные волны между собой не взаимодействуют)

технологии ЛУВО и при ДЛУВО в целях определения оптимальной толщины пластины.

При традиционной технологии ЛУВО (рис. 6, а), как известно, лазерные ударные волны генерируют значительные СОН "глубокого залегания" (до 1 мм и больше), что благоприятно влияет на прочностные характеристики материалов. При толщине пластины 3,2 мм и меньше в случае использования технологии ДЛУВО их прочностные характеристики ухудшаются из-за взаимодействия лазерных ударных волн (происходят их лобовые столкновения), что приводит к возникновению неоднородных остаточных напряжений с большой величиной растягивающих остаточных напряжений (рис. 6, б). При толщине 3,2 мм и выше возникшие при ДЛУВО ударные волны не доходят до срединной поверхности, поэтому они не взаимодействуют между собой (рис. 6, в), и их прочностные характеристики резко возрастают. В этом случае нет и ослабления волн напряжений при взаимодействиях и отражениях и в приповерхностной области остаются значительные СОН.

Таким образом, при использовании технологии ДЛУВО толщина конструкции имеет принципиальное значение. В данном случае (для титанового сплава ВТ6) при использовании технологии ДЛУВО оптимальной с точки зрения упрочнения конструкции является толщина пластины 3,2 мм и выше.

Заключение

Показано, что как глубина проникновения СОН, так и их величина увеличиваются с каждым последующим импульсом, постепенно подводя к своему насыщенному состоянию. Желаемую глубину СОН можно достичь посредством оптимального выбора числа лазерных импульсных воздействий. Глубоко расположенное относительно поверхности поле сильных СОН эффективно блокирует инициирование новых трещин и предотвращают рост уже существующих усталостных трещин в материале, повышая тем самым его прочностные, усталостные и трибологические свойства, что особенно важно для ответственных узлов машиностроительной техники.

Установлено, что многократное применение технологии ДЛУВО оказывает существенное влияние на картину распределения ОН. Показано, что после четырехкратного применения ДЛУВО накопленные СОН очень быстро растут от 61,6 МПа после первого импульсного воздействия до 604,5 МПа после четвертого воздействия. При этом глубина проникновения СОН также растет от значения 0,15 мм, зафиксированного после первого лазерного импульсного воздействия, до 0,94 мм после четвертого воздействия. Однако этот прирост не постоянен по величине от воздействия к

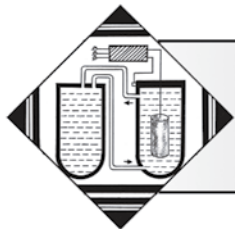
воздействию, он постепенно уменьшается, что указывает на общую закономерность, что СОН постепенно приближаются к своему насыщенному состоянию.

Установлены особенности применения традиционной технологии упрочнения ЛУВО и ДЛУВО. Показано, что для титанового сплава ВТ6 эффективное упрочнение при использовании технологии ДЛУВО достигается при толщине пластины 3,2 мм и выше.

Авторы выражают благодарность старшему научному сотруднику ИМАШ РАН М.А. Бубнову за помощь в проведении расчетов в конечно-элементном пакете ANSYS.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Current** trends in laser shock processing / P. Peyre, X. Scherpereel, L. Berthe et al. // Surf. Eng. 1998. Vol. 14. P. 377—380.
2. **Yiliang L., Chang Y., Cheng G.** A review: Warm laser shock peening and related laser processing technique // Optics & Laser Technology. 2016. Vol. 78. P. 15—24.
3. **Tensile** properties, residual stress distribution and grain arrangement as a function of sheet thickness of Mg—Al—Mn alloy subjected to two-sided and simultaneous LSP impacts / K.Y. Luo, B. Liu, L.J. Wu et al. // Applied Surface Science. 2016. Vol. 369. P. 366—376.
4. **Laser Shock Processing: an emerging technique for the enhancement of surface properties and fatigue life of high-strength metals** / J.L. Ocana, J.A. Porro, M. Morales et al. // Int. J. Microstruct. Mater. Prop. 2013. Vol. 8 (1—2). P. 38—52.
5. **Сахвадзе Г.Ж., Гаврилина Л.В., Киквидзе О.Г.** Влияние эффекта перекрытия лазерных пятен на остаточные напряжения при лазерно-ударно-волновой обработке материалов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2016. № 3. С. 77—84.
6. **Сахвадзе Г.Ж., Гаврилина Л.В.** Лазерно-ударно-волновая обработка материалов при однократных и многократных импульсных воздействиях // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2015. № 6. С. 75—80.
7. **Sakhvadze G.J.** Laser Shock Processing of Materials to Produce Nanostructures // Special Issue of Scientific Journal of IFToMM "Problems of Mechanics". 2014. No. 2 (55). P. 68—73.
8. **Столяров В.В., Сахвадзе Г.Ж., Баранов Ю.В.** Импульсные технологии обработки для получения наноструктурных материалов // Конструкции из композиционных материалов. 2007. Вып. 3. С. 13—20.
9. **Сахвадзе Г.Ж., Булекбаева Г.Ж., Киквидзе О.Г.** Исследование качества поверхностных слоев, упрочненных лазерно-ударно-волновой технологией при различных степенях перекрытия лазерных пятен // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2016. № 2. С. 132—141.
10. **Обработка** стали твердыми частицами с использованием газодинамических установок / В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, А.Ф. Мельшанов и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 9. С. 7—12.



Л.И. Рослякова (Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
И.Н. Росляков (Курская академия государственной и муниципальной службы)
E-mail: roslyakova.rli@yandex.ru

Кинетика роста карбидной фазы при цементации хромистых сталей

Проведен расчетный анализ кинетики роста сферических карбидов в аустенитной матрице при науглероживании гамма-железа, легированного хромом, с использованием экспериментальных данных.

Ключевые слова: легирование, карбид, аустенит, диффузия.

Spend the current analysis of growth kinetics of spherical carbides in austenetic matrix at carburization of gamma-iron alloyed with chromium with the using of experimental data.

Keywords: alloying, carbide, austenit, diffusion.

В последние десятилетия повысился интерес к аналитическим методам расчета кинетики превращений в сплавах железа, протекающих при различных условиях термической обработки [1–5]. Данные методы представляют собой создание моделей образования тех или иных структур, подбор параметров этих моделей на основе существующих теорий, эмпирических и полумпирических данных, термодинамических расчетов и численных методов [6–7]. Созданные модели в настоящее время начинают применяться в промышленности.

Цель работы — проанализировать кинетику роста слоя карбидов при цементации низколегированных, мало- и высокоуглеродистых сталей для создания моделей получения изделий с высокой износостойкостью в абразивных средах.

Согласно классической теории превращений в металлах и сплавах скорость роста только что образовавшейся карбидной частицы в аустените контролируется процессами на межфазной границе. После того, как доминирующим фактором становится диффузия в прилегающей к карбиду аустенитной матрице, карбидная частица растет со скоростью, с которой происходит диффузия.

В работе [8] проанализировано выделение вторичного цементита из аустенита заэвтектоидной стали, переохлажденной до температур карбидно-аустенитной области между точками A_3 и A_1 , и исходя из условия сохранения начального состава аустенита вдали от центра сферического карбида ($C_\gamma^{\text{нач}}$) получено следующее решение второго уравнения Фика:

$$C_\gamma(\tau, t) = C_\gamma^{\text{нач}} - (C_\gamma^{\text{нач}} - C_\gamma^\infty) \frac{2\sqrt{Dt} - \sqrt{\pi} \operatorname{erf}\left(\frac{\tau}{2\sqrt{Dt}}\right)}{\frac{1}{\beta} e^{-\beta^2} - \sqrt{\pi} \operatorname{erf}\beta}, \quad (1)$$

где

$$C_\gamma^{\text{нач}} = \lim_{\tau \rightarrow \infty} C_\gamma(\tau, t); \quad (2)$$

$$2\sqrt{Dt} = \rho(t)/\beta; \quad (3)$$

D — коэффициент диффузии углерода в аустените; τ — координата по нормали к границе раздела фаз аустенит — карбид; ρ — радиус сферического карбида; C_γ^∞ — концентрация углерода в аустените на границе с карбидом (равновесная концентрация углерода в аустените); β — коэффициент, значение которого при малых значениях (меньше единицы), определяется из выражения

$$\beta = \sqrt{\frac{1}{2} \frac{C_\gamma^{\text{нач}} - C_\gamma^\infty}{C_\kappa - C_\gamma^\infty}}, \quad (4)$$

где C_κ — концентрация углерода в карбиде.

Приведенные уравнения можно использовать для определения размера карбидной частицы в аустените, переохлажденном в карбидно-аустенитную область (между точками A_3 и A_1). В этом случае значения равновесных концентраций углерода $C_\gamma^{\text{нач}}$, C_γ^∞ , C_κ

определяются из псевдобинарных диаграмм состояния "легированное железо — углерод". В случае получения карбидно-аустенитной смеси не переохлаждением, а цементацией исходного аустенита при постоянной температуре концентрация углерода в пересыщенном аустените неизвестна и определить ее из диаграмм равновесия невозможно. Поэтому без экспериментального определения одной из характеристик (ρ , β , $C_{\gamma}^{\text{нач}}$), входящих в уравнения (1)...(4), не может быть использовано уравнение (1) для расчета концентрационных кривых углерода в аустените вокруг карбидных частиц, образующихся в процессе цементации.

Для экспериментального определения радиуса карбидных частиц в карбидно-аустенитной зоне выполнили серию плавок на основе технически чистого железа, легированного хромом. Цементацию проводили при 920 °С в течение 10 ч в стандартном древесном карбюризаторе [9—10]. Микроструктурный анализ показал, что в цементованных образцах цементит является единственной карбидной фазой. Микроструктура одного из образцов показана на рис. 1.

Количественным металлографическим анализом определяли средний радиус карбидных частиц в карбидно-аустенитной зоне, образовавшихся при цементации, затем по уравнению (3) рассчитывали коэффициент β , а по уравнению (4) — $C_{\gamma}^{\text{нач}}$. Коэффициент диффузии углерода D в аустените, легированном хромом, для подстановки в уравнение (3) взяли из работы [8].

Полученные значения ρ , C_{γ} и β приведены в таблице, из которой видно, что коэффициент β оказался намного меньше единицы. Как видно из таблицы, хром существенно задерживает диффузионный рост карбидов.



Рис. 1. Микроструктура стали с 3,1 % ат. Cr ($\times 500$)

Влияние хрома на содержание углерода в цементите C_{κ} , насыщенном и пересыщенном аустените $C_{\gamma}^{\text{нач}}$, C_{γ}^{∞} , константу β и размер карбидной частицы ρ после науглероживания легированного γ -железа

Содержание хрома в сплаве Cr, % ат.	Содержание углерода, % ат.			β	ρ , мкм
	C_{κ}	C_{γ}^{∞}	$C_{\gamma}^{\text{нач}}$		
1,1	25,29	4,50	4,515	0,019	9,6
1,5	25,40	4,04	4,048	0,018	8,0
3,1	25,73	3,02	3,025	0,010	3,3

Увеличение содержания хрома с 1,1 до 3,1 % ат. уменьшает средний радиус карбидных частиц примерно в 3 раза (от 9,6 до 3,3 мкм).

Подставив полученные значения D , β и $C_{\gamma}^{\text{нач}}$, а также известные из литературы значения C_{γ}^{∞} из псевдобинарных диаграмм состояния "хромистое железо—углерод" [9] в уравнение (1), получили математическим расчетом зависимости содержания углерода в аустените во-

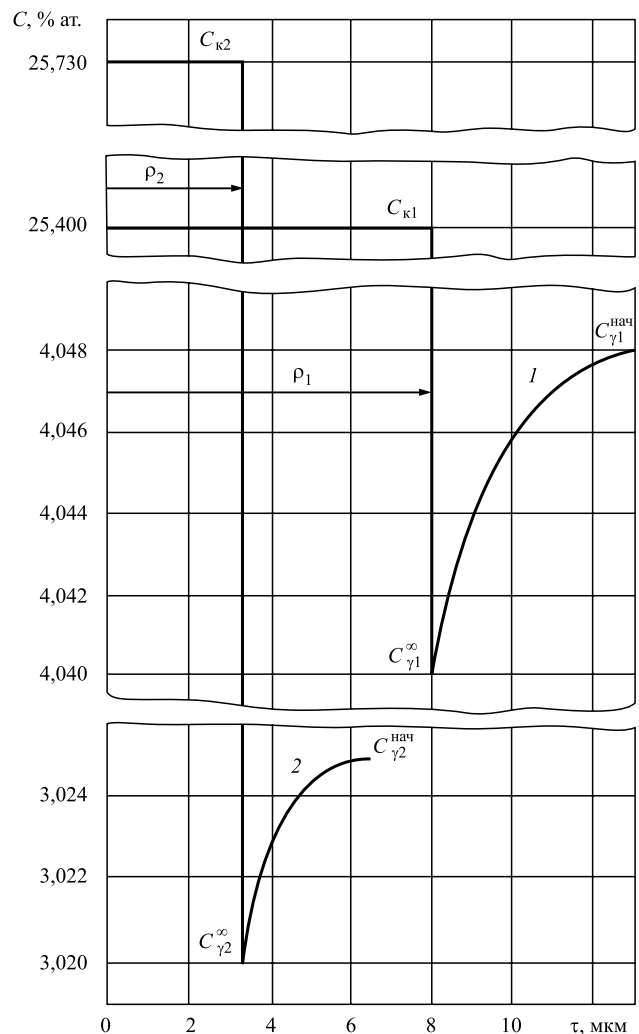


Рис. 2. Распределение углерода в аустените вокруг цементитного зерна C после науглероживания при содержании в аустените: 1 — 1,5 % ат. Cr; 2 — 3,1 % ат. Cr

круг карбидного зерна $C(\tau, t)$. Полученные кривые для аустенита с 1,5 и 3,1 % ат. Сг приведены на рис. 2. Видно, что пересыщение аустенита углеродом составляет после цементации не более 0,33 % ат., при этом длина диффузионного поля вокруг цементитной частицы не превышает 3 мкм.

С увеличением содержания хрома в аустените до 3,1 % ат. несколько замедляется рост карбидов, так как уменьшаются коэффициент диффузии, длина диффузионного поля и степень пересыщения аустенита углеродом.

Из экспериментальных и расчетных данных следует, что пока расстояние между соседними карбидными частицами превышает двойную длину диффузионного поля (в приведенных условиях 6 мкм), взаимным влиянием частиц на кинетику роста можно пренебречь. Взаимное влияние карбидных частиц становится существенным лишь после того как диффузионные поля частиц начинают перекрываться с заметной степенью и имеет место конкуренция растущих карбидов. Это взаимное влияние карбидных частиц приводит к постепенному убыванию скорости их роста до "мягкого" столкновения и полного израсходования углерода в аустенитной матрице. Однако отмеченное взаимное влияние карбидных выделений на их рост существенно проявляется лишь при распаде переохлажденного цементита на карбидно-аустенитную смесь равновесного состава, т. е. без науглероживания из атмосферы. Поскольку в процессе цементации пересыщение аустенита постоянно восстанавливается углеродом из карбюратора, взаимное влияние (конкуренция за углерод) соседних карбидов на кинетику их диффузионного роста должно проявляться в значительно меньшей степени, чем при обычном выделении вторичных карбидов из переохлажденного аустенита без подпитывания последнего углеродом извне.

Выводы

Результаты данной работы могут быть использованы для расчета кинетики структурных превращений в промышленных сталях при их термической обработке, а также при дальнейшем совершенствовании методов

их теоретического описания и математического моделирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Термодинамические** расчеты взаимодействия углеродосодержащих атмосфер со сталью при цементации / И.Н. Росляков, Л.И. Рослякова, Д.В. Колмыков, Е.Н. Коробов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 4. С. 42—43.
2. **Росляков И.Н., Рослякова Л.И., Колмыков В.И.** Термодинамические особенности влияния кислорода на активность углеродно-карбонатных покрытий при цементации // Вестник машиностроения. 2011. № 3. С. 62—64.
3. **Термодинамика** и кинетика взаимодействия углеродосодержащих атмосфер со сталью при науглероживании / И.Н. Росляков, Л.И. Рослякова, Д.В. Колмыков и др. // Технология металлов. 2011. № 9. С. 22—24.
4. **Roslyakova L.I., Roslyakov I.N.** Thermodynamic Analysis of Equilibrium Condition of Carbon-Containing Atmosphere in Nanosized Carbide Structures Formation // Журнал нано- и электронной физики. 2014. Т. 6, № 3. С. 03047-1—03047-2.
5. **Roslyakova L.I., Roslyakov I.N., Petrova L.P.** Nanostructurebased Processes at the Carbonizing Steels // Журнал нано- и электронной физики. 2015. Т. 7, № 4. С. 04097-1—04097-3.
6. **Рослякова Л.И., Росляков И.Н.** Моделирование комплекса легирования стали при цементации, влияющей на образование карбидной фазы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 10. С. 32—34.
7. **Рослякова Л.И., Росляков И.Н.** Диффузионные и кинетические процессы на поверхности стали при цементации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 4. С. 32, 33.
8. **Любов Б.Я.** Кинетическая теория фазовых превращений. М.: Металлургия, 1969. 264 с.
9. **Росляков И.Н., Колмыков В.И., Рослякова Л.И.** Интенсифицирующая роль кислорода в науглероживании сталей при использовании углеродно-карбонатных цементирующих покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 7. С. 36—39.
10. **Росляков И.Н., Рослякова Л.И.** Повышение сопротивления усталости и износостойкости стальных изделий, восстановленных гальваническим железнением, путем низкотемпературной нитроцементации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 7. С. 38—40.



УДК 621.793

Р.Р. Мухаметов, К.Р. Ахмадиева, И.С. Деев, В.В. Махсидов
(Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, г. Москва)
E-mail: 2638565@mail.ru

Защитное покрытие для волоконно-оптических датчиков*

Разработано эпоксидное защитное покрытие для волоконно-оптических датчиков, исследованы его физико-химические и технологические свойства. Проведена обработка поверхности волокна кремнийорганическим аппретом и определена толщина защитной оболочки. Методами оптической микроскопии и сканирующей электронной микроскопии исследованы границы раздела между оптоволокном и оболочкой, а также между оболочкой и матрицей. Показано увеличение чувствительности датчика деформации при нагружении композиционного материала.

Ключевые слова: волоконно-оптический датчик, эпоксидная смола, защитное покрытие, волоконная брэгговская решетка, интеллектуальный материал.

The epoxy protective coating for the fiber-optic was developed and its physical, chemical and technological properties were investigated. The treatment of the fiber surface by silane coupling agent was carried out. The thickness of the protective shell was investigated. The phase boundary of the matrix-shell-fiber was investigated by the method of electron microscopy. It was shown that the sensitivity of the sensor of deformation increase during loading of the composite material.

Keywords: fiber-optic sensor, epoxy resin, protective coating, fiber bragg grating, smart material.

Введение

Одной из важнейших составляющих обеспечения научно-технического прогресса в современном мире является создание новых полимерных материалов, технологий и методов диагностики напряженно-деформированного состояния [1].

В настоящее время состояние конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ) оценивается с помощью периодического неразрушающего контроля различными физическими методами (ультразвуковыми, радиофизическими, регистрацией акустической эмиссии) или по изменению геометрии конструкции [2]. Иногда возможна установка в конструкцию традиционных электрических тензодатчиков [3]. Однако периодический контроль не позволяет заметить резкие изменения в состоянии конструкции, произошедшие в период между осмотрами, а электрические тензодатчики имеют ограничения по предельным деформациям и коррозионной стойкости. Напротив, предельная деформация оптических датчиков превосходит предельную деформацию любого конструкцион-

ного материала. В конце 1980-х гг. стали развиваться методы контроля, основанные на деформации оптических волокон — измерения с помощью нанесенных решеток Брэгга и датчиков Фабри—Перо [4—6].

За прошедшее время усовершенствованы технология производства оптоволокна, технология нанесения на него решеток Брэгга [7—13], получили развитие методы регистрации оптического сигнала и обработки полученных данных (рис. 1).



Рис. 1. Принципиальная схема измерений с применением волоконно-оптических датчиков

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-03-12047 офи_м.

Волоконно-оптические датчики на основе решеток Брэгга оказались наиболее удобными для монтажа в конструкции, в то время как датчики Фабри—Перо имеют преимущества при точных метрологических применениях.

Области применения волоконно-оптических датчиков:

контроль состояния конструкций мостов и высотных зданий;

контроль состояния нефте- и газопроводов;

мониторинг напряженно-деформированного состояния опор и тросов нефтяных платформ;

использование на наземном транспорте как для определения нагрузок на дорожное полотно, так и для оптимизации транспортного потока;

контроль состояния и деформации крупных морских судов, например танкеров или газозовозов;

контроль технологических процессов в аэрокосмической промышленности на этапе разработки конструкций;

контроль статических и динамических характеристик в энергетике — ветроэлектростанций, гидроэлектростанций и объектов атомной энергетики.

Для волоконно-оптических датчиков используют различные защитные покрытия: из полиакрилонитрила, полиимидов, поликарбонатов и др. Термопластичные покрытия сохраняют свою структуру при использовании оптоволокон в составе полимерных композитов, обеспечивая требуемую адгезию. При изготовлении теплонагруженных конструкций, эксплуатируемых при температуре более 200 °С, требуется обеспечение (сохранение) эффективного взаимодействия волокна с полимерной матрицей композита. К защитной оболочке предъявляются требования по термостойкости, способности образовывать прочные связи с полимером, высокие механические свойства и др.

В работе была выдвинута идея создания защитной оболочки для оптоволоконной линии, обеспечивающей комплекс свойств и возможность передачи напряжений в различных условиях эксплуатации пластиков. В случае использования эпоксидных связующих для изготовления пластика целесообразна разработка состава покрытия оптического волокна, химически и физически совмещающегося с его защитной оболочкой. Это покрытие должно обеспечивать прочную связь не только с полимерной матрицей композита, но и с поверхностью субстрата (в нашем случае кварцевого оптического волокна).

Методика эксперимента

Для получения защитного покрытия использовали эпоксидиановую смолу DER-330 фирмы DOW, полисульфон марки ПСК-1 (ТУ 6-06-46—90) и аэросил (ГОСТ 14922—77). Разработанный состав наносили на

волоконно-оптические датчики Fibercore SM1500 фирмы Fibercore, предварительно очищенные от полиакрилонитрильной (ПАН) оболочки.

Содержание аппрета на поверхности волокон определяли методом термогравиметрического анализа (ТГА) с помощью прибора STA 449 F3 Jupiter фирмы Netzsch (Германия) при нагревании от 35 до 600 °С со скоростью 10 °С/мин в атмосфере синтетического воздуха (50 мл/мин), защитный газ — азот 99,999 % (20 мл/мин).

Инфракрасные спектры поглощения образцов получали на ИК-Фурье-спектрометре Bruker Tensor 27 (Германия) методом нарушенного полного внутреннего отражения на кристалле ZnSe с усреднением по 32 сканам.

Кривые вязкости клеевой композиции получали на вискозиметре Брукфильда системы конус—плита модели CAP 2000 + (шпиндель № 1, скорость сдвига 67 с⁻¹).

Оценку толщины защитной оболочки оптоволокон и микроструктуры границы раздела между оптоволоконном, покрытым защитной оболочкой из эпоксидной композиции, и эпоксидной матрицей проводили с помощью прямого материаловедческого микроскопа VХ51 фирмы Olympus (Япония) и сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 XMU (Чехия) при различных увеличениях [14].

Испытания углепластиков на межслойный сдвиг проводили по РД 50-675-88 на установке LFM-100 (Швейцария).

Проведение эксперимента и его результаты

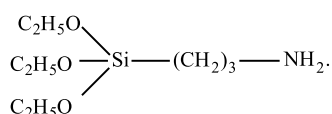
При изготовлении теплонагруженных конструкций, эксплуатируемых при температуре более 200 °С, требуется сохранить не только исходную химическую структуру оболочки, но и взаимодействие волокна с защитной оболочкой и полимерной матрицей композита. К защитной оболочке предъявляются требования по термостойкости, способности образовывать прочные связи с полимером, механическим свойствам и др. Для создания информкомпозиций на основе ПКМ с интегрированными оптоволоконными сенсорными элементами требуется разработка специальных защитных покрытий, совместимых с полимерными матрицами [15].

Цель работы — получение терморепактивных защитных покрытий оптоволокон, совместимых с полимерными матрицами различной химической природы, обладающих хорошей адгезией и высокой деформативностью. Полимерные покрытия с заданным комплексом свойств способствуют бльшей релаксации напряжений вокруг оптоволокон в матрице ПКМ в процессе его нагружения.

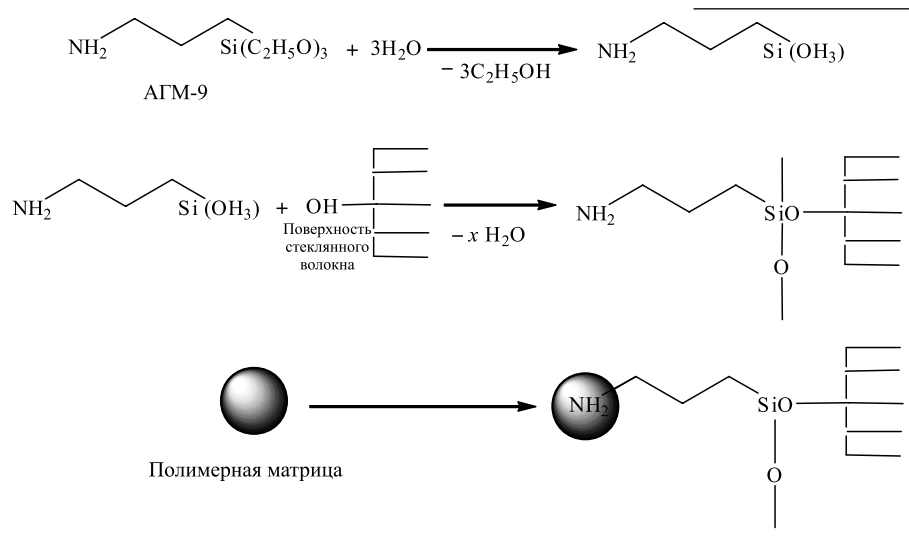
Очистка поверхности волокон Fibercore SM1500 от полимерного ПАН-покрытия необходима для проведения его последующего аппретирования силанами. Удаление защитной ПАН-оболочки с поверхности

стеклянного оптического волокна проводили с использованием органического растворителя. Исходный образец оптического волокна помещали в емкость с ацетоном на 10...20 мин, после чего набухший ПАН механически удалялся с поверхности волокна. Стекловолоконные волокна помещали в термощкаф при температуре 100 °С и выдерживали в течение 1 ч для полного удаления следов ацетона и сорбированной влаги. Полученные стеклянные нити хранили в герметично закрытом полиэтиленовом пакете без доступа влаги воздуха.

На втором этапе работы на оптическое волокно наносили кремнийорганический аппрет АГМ-9 (γ-аминопропилтриэтоксисилан)



При выборе аппрета исходили из наличия в нем органических функциональных групп, способствующих образованию химических связей со связующим [16]. Изучение эффективности аппретов сводится к определению наилучших условий образования связей между силаном и стеклом. Химическая реакция в общем виде:



При взаимодействии аппрета со стеклом силан вначале гидролизует до силанола, а затем уже образуется связь между поверхностью субстрата и силаном. Аминная группа на конце силана взаимодействует с терморезактивным эпоксидным связующим, образуя в конечном итоге "мостики". В водной среде этот процесс идет довольно быстро, поэтому раствор аппрета представляет собой сложную равновесную систему продуктов его гидролиза. При взаимодействии аппрета со стеклом одновременно протекают реакция поликонденсации силанола и образование на поверхности волокна защитной пленки. Силано-

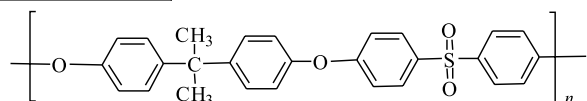
вые аппреты являются более эффективными в тех случаях, когда наряду с прочной связью с полимером они обладают некоторой подвижностью на поверхности стекла. В свою очередь, это дает им возможность выдерживать напряжения, возникающие во время охлаждения и механической обработки пластиков.

Обработку волокон проводили следующим образом. В водную эмульсию АГМ-9 помещали предварительно высушенные и очищенные оптические волокна, выдерживали в течение в 5...10 мин, вынимали и проводили термообработку при температуре 80 °С в течение 1 ч. Аппретированные волокна упаковали между слоями антиадгезионной бумаги и в дальнейшем использовали для изготовления оптоволокон с эпоксидными защитными оболочками.

Содержание аппрета на поверхности определяли методом динамического ТГА в атмосфере воздуха. Потери массы в условиях динамического нагрева обработанных волокон составляли не более 1 % мас., что находится на уровне статистической ошибки и не может быть принято во внимание. Кремнийорганические аппреты, ковалентно связанные с поверхностью стеклянных волокон, могут претерпевать термодеструкцию по наиболее слабым

алифатическим звеньям (этиленовое и пропиленовое). Продукты деструкции образуются, видимо, в небольших количествах; фиксация их ИК-детектором и объективное описание не представляются возможными.

Для изготовления экспериментальных защитных композиций использовали эпоксидиановую смолу марки DER-330. В качестве модификатора – соединения, способствующего повышению релаксационных свойств полимерной матрицы, – применяли термопластичный полисульфон марки ПСК-1



Растворение термопласта в эпоксидной смоле проводили при постоянном перемешивании при температуре 140 °С. Введение высокомолекулярного полисульфона в состав жидкой эпоксидной смолы придает композиции приемлемые липкость и пленкообразование [17]. В качестве модификатора реологических свойств и агента, регулирующего текучесть, также опробовали пирогенный кремнезем (аэросил), вводимый в композицию в коли-

честве от 0,2 до 1,0 % мас. Пирогенный кремнезем является слабой кислотой, имеющей на поверхности гидроксильные группы. Механизм повышения вязкости жидких покрытий можно объяснить образованием водородных связей между соседними агрегатами кремнезема, что приводит к формированию регулярной сетки. Некоторые из этих водородных связей могут разрываться при сдвиговых воздействиях, снижая вязкость. Экспериментальные образцы полученных защитных композиций представляют собой высоковязкие смолы светло-желтого цвета.

В процессе выбора состава полимерной основы защитной композиции, обладающей требуемой технологичностью (оптимальной липкостью, реологическими характеристиками, хорошим совмещением исходных компонентов), изготовили серию композиций с различным содержанием исходной эпоксидной смолы и модификатора — полисульфона ПСК-1 в количестве от 10 до 40 % мас. Критерием отбора являлась липкость композиции, а именно, композиция не должна прилипать к рукам, должна легко отходить от разделительной и антиадгезионной пленки, слой пленки не должны слипаться между собой.

В качестве оптимальной защитной композиции был выбран состав, содержащий смолу DER-330, полисульфон ПСК-1 и аэросил. Зависимость вязкости композиции в условиях динамического подъема температуры представлена на рис. 2. Для дальнейшего нанесения эпоксидной композиции на поверхность оптоволоконна вязкость композиции должна быть не более 15 Па·с, что обеспечивается в интервале температур 120...130 °С. Для лучшей визуализации совместимости (растворения) компонентов в составе композиции опробовали спиртовые растворы следующих красителей: метилового синего и кристаллического фиолетового в количестве 1...2 % мас.

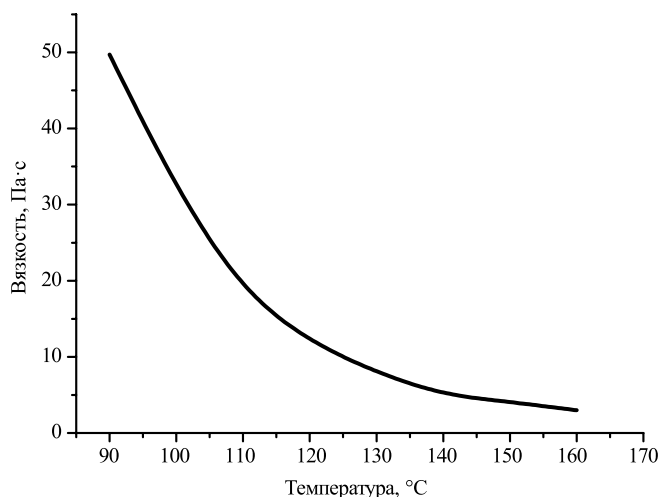


Рис. 2. Зависимость вязкости эпоксидной композиции от температуры

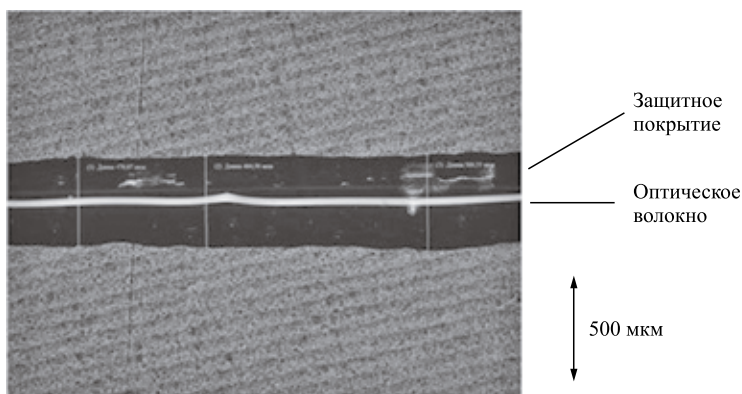


Рис. 3. Микроструктура поверхности опытного оптоволоконна с оболочкой из эпоксидного полимера (× 50)

Полученную эпоксидную композицию наносили на поверхность аппретированных стеклянных волокон в лабораторных условиях непосредственно в процессе их протягивания через фильеру при температуре $(125 \pm 5) ^\circ\text{C}$. Скорость движения волокна составляла 1 м/мин. На выходе из фильеры волокно, покрытое эпоксидной оболочкой, охлаждали до комнатной температуры и помещали между слоями антиадгезионной бумаги. Оптимальный диаметр отверстия для протяжки волокна определяли опытным путем.

Проведена оценка толщины защитной оболочки с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа OLYMPUS LEXT OLS3100. На рис. 3 представлена микроструктура поверхности волокна с эпоксидной оболочкой, толщина которой в разных точках поверхности волокна составила 470...510 мкм. Несмотря на увеличение толщины эпоксидного покрытия почти вдвое по сравнению с исходным ПАН-покрытием, отклонение от среднего значения толщины покрытия составило не более 4 %. Получить необходимую толщину защитной эпоксидной оболочки возможно, варьируя температуру процесса нанесения эпоксидной композиции на поверхность оптоволоконна.

Защищенные оболочкой волокна использовали в составе волокнистых композитов на основе эпоксидных связующих.

На следующем этапе работы определяли совместимость полученной оболочки оптического волокна с эпоксидным связующим композита. Использовали связующее на основе эпоксиаминной смолы и аминного отвердителя, предназначенное для изготовления полимерных материалов инфузионным методом.

Связующее помещали в алюминиевые чаши и добавляли волокна с эпоксидной оболочкой. Отверждение проводили в тонком слое связующего: толщиной 1...2 мм в температурном диапазоне 100...150 °С. С использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 XMU провели оценку совместимости границы раздела фаз между эпоксидной матрицей и эпоксидной оболочкой оптоволоконна.

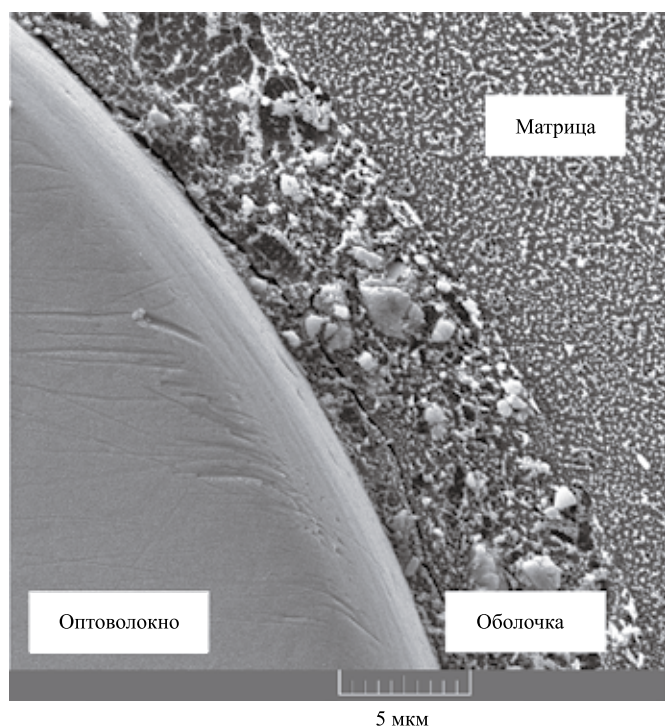


Рис. 4. Микроструктура торца оптоволоконна, покрытого оболочкой из эпоксидной композиции, в связующем

На рис. 4 представлена микроструктура торца оптоволоконна с оболочкой в эпоксидном связующем. Стоит отметить, что на изображениях четко выделяются три характерные зоны: волокно, полимерная оболочка, полимерная матрица. Микрофазовая структура поли-

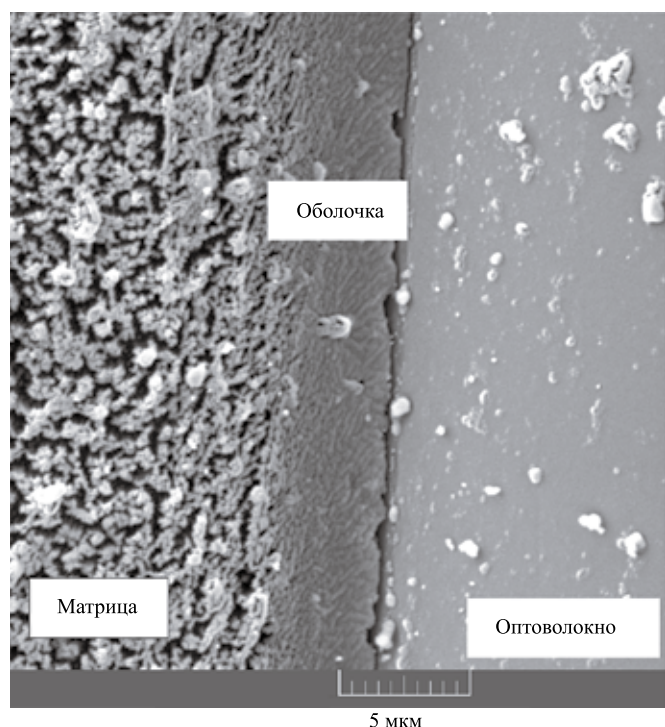


Рис. 5. Микроструктура поверхности оптоволоконна, покрытого оболочкой из эпоксидной композиции, в связующем

мерной матрицы связующего отличается от структуры разработанной полимерной оболочки. В процессе отверждения эпоксидного покрытия не только устанавливаются адгезионные связи волокно—оболочка и оболочка—полимер, но и происходит расслоение исследуемых смесей, образуется две разные двухфазные структуры с разной морфологией, так как составы защитной оболочки и связующего различаются. Происходит взаимная диффузия эпоксидных смол оболочки и связующего с образованием межфазного слоя, отверждающегося при термообработке.

На рис. 5 представлена микроструктура поверхности оптоволоконна, покрытого оболочкой, в эпоксидном связующем. Максимальное прилегание защитной оболочки к оптоволокону и отсутствие воздушных включений обуславливают хорошие смачиваемость и адгезию. На снимках хорошо просматривается переходная зона между защитной оболочкой оптоволоконна и отвержденной полимерной матрицей связующего, образовавшаяся вследствие взаимодействия компонентов матрицы с компонентами защитного покрытия оптоволоконна. Предположительно, происходит химическая реакция между аминным отвердителем, входящим в состав связующего, и эпоксидной смолой DER-330, входящей в состав эпоксидного покрытия оптоволоконна.

Проведен анализ микроструктуры образцов, по результатам которого выявлено, что оптическое волокно со стандартным ПАН-покрытием в структуре ПКМ имеет две границы раздела: матрица—оболочка и оболочка—оптоволоконно. В результате снижается коэффициент передачи деформации от матрицы к оптическому волокну и создается неоднородность в структуре матрицы. Оптическое волокно с разработанным покрытием после формования образует только одну границу раздела оптоволоконно—матрица за счет взаимного растворения эпоксидов, при этом неоднородность в структуре матрицы снижается, а площадь границы раздела уменьшается примерно в два раза.

Проведены испытания на межслойный сдвиг образцов углепластика с интегрированными оптоволоконными сенсорами [18]. Установлено, что модуль сдвига углепластика с оптическим волокном со стандартным ПАН-покрытием в структуре материала составил в среднем 84 МПа, а модуль сдвига углепластика с оптоволоконном с разработанным покрытием в структуре материала составил в среднем 90 МПа. Таким образом, подтверждено, что разработанное покрытие обеспечивает получение качественного монолитного пластика за счет сведения к минимуму структурных неоднородностей.

Заключение

Разработана термореактивная эпоксидная защитная оболочка для оптоволоконна, которая может быть

использована взамен традиционных термопластичных покрытий. Исследованы физико-химические и технологические свойства полученного защитного покрытия. Методом электронной микроскопии исследованы границы раздела фаз матрица/оболочка/оптоволокно. Проведен анализ микроструктуры полученных образцов. Изготовлены образцы углепластика с интегрированными оптоволоконными сенсорами с разработанным покрытием для экспериментальных исследований. Проведенные исследования подтверждают способность оптоволоконных сенсоров на основе волоконных брэгговских решеток в составе образцов углепластика измерять продольную деформацию при растяжении вплоть до разрушения образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3—33.
2. **Каблов Е.Н.** Химия в авиационном материаловедении // *Российский химический журнал*. 2010. Т. LIV. № 1. С. 3—4.
3. **Методы** исследования конструкционных композиционных материалов с интегрированной электромеханической системой / Е.Н. Каблов, Д.В. Сиваков, И.Н. Гуляев и др. // *Авиационные материалы и технологии*. 2010. № 4. С. 3—6.
4. **Takeda N.** Fiber optic sensor-based SHM technologies for aerospace applications in Japan // *Proceedings of the 15th International Symposium on: Smart Structures and Materials & Nondestructive Evaluation and Health Monitoring*. San Diego, CA, USA. March 2008. P. 14—18.
5. **Yari T., Nagai K., Hotate K.** Monitoring aircraft structural health using optical fiber sensors. *Mitsubishi Heavy Ind. Tech. Rev.* 2008.
6. **Fibre** Bragg gratings in structural health monitoring—Present status and applications / M. Majumder, T.K. Gangopadhyay, A.K. Chakraborty et al. // *Sens. Actuators A Phys.* 2008. P. 150—164.
7. **On the use** of a compact optical fiber sensor system in aircraft structural health monitoring / N. Mrad, H. Guo, G. Xiao et al. // *Proceedings of the Photonic Applications for Aerospace, Transportation, and Harsh Environment III*. 1 May 2012. Baltimore, MD, USA. P. 23.
8. **López-Higuera J.M.** Handbook of Optical Fibre Sensing Technology. Wiley and Sons; Chichester, West Sussex, UK: 2002. P. 20.
9. **Kersey A.D., Davis M.A., Patrick H.J.** Fiber grating sensors. *J. Lightwave Tech.* 1997. 15. P. 1442—1463.
10. **Optical** Fiber Corrosion Sensors for Aging Aircraft / J.A. Greene, M.E. Jones, T.A. Bailey, I.M. Perez // *Proc. SPIE*. 1998. 3399. P. 28—33.
11. **Dual-phase** sensing for early detection of prepreg structural failures via etched cladding Bragg grating / M.R. Hassan, N. Tamchek, A.F. Abas et al. // *Sens. Actuators A Phys.* 2011. 171. P. 126—130.
12. **Kashyap R.** Fiber Bragg Gratings. Academic Press; San Diego, CA, USA. 1999. P. 632.
13. **Hassan M., Tamchek N., Ismail M.** Effect of epoxy bonding on strain sensitivity and spectral behavior of reflected Bragg wavelength // *Proceedings of the IEEE Photonics Global Conference*. Singapore. 31 January 2011.
14. **Исследование** методом сканирующей электронной микроскопии деформации микрофазовой структуры полимерных матриц при механическом нагружении / И.С. Деев, Е.Н. Каблов, Л.П. Кобец, Л.В. Чурсова // *Труды ВИАМ*. 2014. № 7. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru/ru/articles> (дата обращения 05.09.2014 г.).
15. **Новые** полимерные связующие для перспективных методов изготовления конструкционных волокнистых ПКМ / Р.Р. Мухаметов, К.Р. Ахмадиева, Л.В. Чурсова, Д.И. Коган // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. № 2. С. 38—42.
16. **Бейдер Э.Я., Петрова Г.Н., Дыкун М.И.** Аппретирование углеродных волокон-наполнителей термопластичных карбопластиков // *Труды ВИАМ*. 2014. № 10. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 06.03.2015 г.).
17. **Влияние** наполнителей на свойства клеев резинотехнического назначения / Т.Ю. Тюменева, А.С. Когтенков, Н.Ф. Лукина, Л.В. Чурсова // *Труды ВИАМ*. 2014. № 4. Ст. 4. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 09.02.2016 г.).
18. **Гуляев И.Н., Гуняев Г.М., Раскутин А.Е.** Полимерные композиционные материалы с функциями адаптации и диагностики состояния // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 242—253.



УДК 621.793.182 + 621.7-4 + 621.893

А.И. Беликов, В.Н. Калинин, М.Г. Попова

(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

E-mail: belikov@bmstu.ru

Исследование нанокompозитных твердосмазочных покрытий, формируемых методом магнетронного распыления прессованной мишени Ti—Al—MoS₂

Статья посвящена изучению механических свойств твердосмазочных покрытий на основе дисульфида молибдена. Представлены результаты наноинdentирования и склерометрии нанокompозитных покрытий, полученных методом магнетронного распыления многокомпонентной прессованной мишени состава Ti—Al—MoS₂.

Ключевые слова: антифрикционные покрытия, упрочняющие покрытия, трибологические покрытия, композитные покрытия, магнетронное осаждение, наноинdentирование, склерометрия.

The article is devoted to the study of the mechanical properties of the solid lubricating coating based on molybdenum disulfide. The results of nanoindentation nanocomposite coatings obtained by magnetron sputtering multi-component pressed target composition of Ti—Al—MoS₂.

Keywords: antifrictional coverings, hardened coverings, tribological coverings, composite coverings, magnetron sputtering, nanoindentation, scleroscopy.

Введение

В последние годы интенсификация исследований в сфере нанотехнологий приводит к разработке новых технологий вакуумного напыления тонкопленочных покрытий, развитию существующих методов, а также появлению новых нанокompозитных покрытий и наноструктурных материалов различного назначения. Нанокompозитные тонкопленочные покрытия, содержащие в своем составе твердые и твердосмазочные материалы, обладают повышенными трибологическими характеристиками, благодаря которым представляют большой практический интерес в различных областях, в том числе машиностроении. Результирующие механические и трибологические свойства нанокompозитных покрытий определяются химическим и фазовым составами пленок, зависят от эффектов на границах зерен, возникающих от взаимодействия составных частей композита. Современные исследования показывают, что даже небольшие отклонения в стехиометрическом составе покрытия могут приводить к значительному изменению свойств.

В настоящее время основным методом формирования таких покрытий является одновременное осаждение всех компонентов будущего покрытия из нескольких потоков, полученных путем ионного распыления отдельных мишеней (например, Ti + Al и MoS₂), в результате чего формируется 3D-нанокompозитная структура. При этом соотношение компонентов может существенно различаться в различных областях поверхности пленки. В работе [1] предложена альтернативная технология, позволяющая повысить однородность стехиометрического состава покрытия, особенно для крупных деталей. Реализуется такая технология путем распыления единой прессованной композитной мишени, благодаря чему формируется общий поток всех компонентов осаждаемого покрытия. Это позволяет повысить однородность состава покрытия, особенно для крупных изделий, а также снизить сложность и стоимость технологической системы (уменьшение числа источников и упрощение технологической оснастки).

Известно, что на механические свойства материалов существенное влияние оказывают размеры структурных элементов, особенно в области субмикронных

значений. Влияние масштабного фактора особенно сказывается на параметрах, характеризующих переход от упругого к упругопластическому деформированию, а также на механизмах зарождения и протекания начальных стадий пластической деформации. Поэтому разработка технологии формирования методом распыления композитных мишеней наноструктурных покрытий с повышенными трибологическими и прочностными характеристиками и оценка этих характеристик на основе современных методов наноиндентирования является актуальной задачей.

Экспериментальная часть

В серии экспериментальных исследований осуществляли формирование тонкопленочных нанокompозитных трибологических покрытий методом магнетронного распыления прессованной мишени $Ti + Al + MoS_2$ при различных режимах работы магнетрона.

Для подготовки экспериментальных образцов с трибологическими покрытиями использовали распыляемую мишень, полученную перемешиванием смеси порошков титана, алюминия и дисульфида молибдена в следующих пропорциях: Ti — 40 % мол., Al — 47,5 % мол., MoS_2 — 12,5 % мол. с последующим холодным прессованием [2]. Внешний вид готовой мишени диаметром 78 мм, представлен на рис. 1, а.

Нанесение покрытий осуществляли на модернизированной вакуумной технологической установке (рис. 1, б) кафедры МТ-11 "Электронные технологии в машиностроении" МГТУ им. Н.Э. Баумана, оснащенной автономным источником ионов с холодным катодом типа "Радикал" и сбалансированными магнетронными распылительными системами под планарные мишени диаметром 78 мм. Откачку вакуумной камеры установки проводили механическим форвакуумным и паромасляным насосом с водоохлаждаемой ловушкой, что обеспечивало достижение остаточного вакуума в

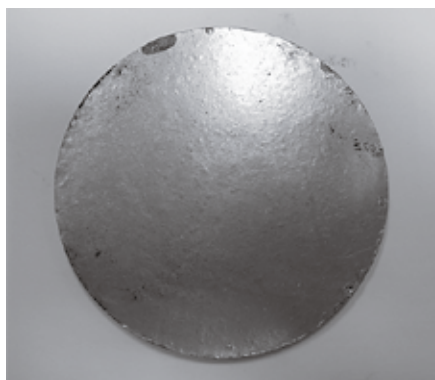
технологической камере на уровне 10^{-3} Па. Нанесение покрытий осуществляли в среде аргона при давлении 10^{-1} Па. Покрытия наносили одновременно на полированные ситалловые подложки и на пластинки из стали X18H10T, шероховатость Ra поверхности которых составляла около 0,4 мкм. Перед нанесением покрытий предварительно выполняли подготовку поверхности подложек, состоящую из двух этапов:

1-й этап — промывка в ультразвуковой ванне в ацетоне ОСЧ 9-5 — 10 мин; в этиловом спирте — 10 мин;

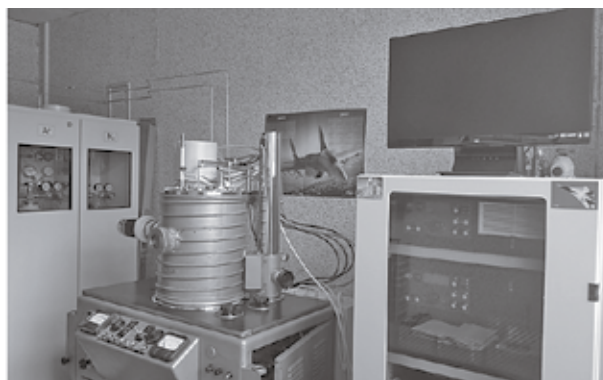
2-й этап — обработка поверхности потоком ионов аргона из автономного источника ионов в течение 30 мин.

Цель экспериментов — исследование влияния на твердость нанокompозитных покрытий, формируемых методом распыления многокомпонентной мишени, режимов распыления. В работе [1] представлены результаты исследования химического состава полученных покрытий и особенности распыления многокомпонентной прессованной мишени на основе металлов (титан и алюминий) и дисульфида молибдена, используемой в процессе нанесения пленок.

Сущность методов нанесения тонких пленок путем распыления в вакууме бомбардируемой ионами инертного газа мишени заключается в кинетическом воздействии ускоренных тяжелых ионов инертного газа, в нашем случае аргона, на поверхность мишени из распыляемого материала, в результате чего образуется поток пленкообразующих частиц, осаждаемых на поверхность изделия. Метод обеспечивает формирование качественных покрытий на основе самых разнообразных материалов, включая тугоплавкие металлы. Практически любые неорганические материалы, используемые в современной технике, поддаются распылению ускоренными ионами, и на их базе могут быть сформированы покрытия сложного состава и структуры, включая оксиды и нитриды металлов.



а)



б)

Рис. 1. Прессованная мишень (а) и вакуумная установка (б), используемая для нанесения покрытий методом магнетронного распыления

Среди методов распыления широкое промышленное распространение получил метод магнетронного распыления, обеспечивающий реализацию процесса при более низких давлениях и более высокие скорости осаждения пленок. В магнетронной распылительной системе повышенные характеристики достигаются за счет применения скрещенных магнитного и электрического полей, что приводит к возникновению аномального тлеющего разряда и увеличению плотности плазмы. Применение в магнетронных распылительных системах современных источников питания дает возможность стабилизировать процесс по различным параметрам: току, напряжению, мощности, что обеспечивает высокую управляемость процессом напыления и требуемое качество получаемых покрытий.

Для изучения механических характеристик полученных покрытий отобрали три образца, режимы нанесения для которых приведены в табл. 1.

Таблица 1
Режимы нанесения покрытий на образцы

Номер образца	Режим работы магнетрона	Давление в камере, Па	Напряжение разряда, В	Ток разряда, А	Потенциал смещения на подложке, В
№ 1 (15.04)	Постоянный	$1 \cdot 10^{-1}$	460	0,9	60
№ 2 (03.06)	Постоянный	$1 \cdot 10^{-1}$	460	0,9	60
№ 3 (04.06)	Импульсный	$1 \cdot 10^{-1}$	710	0,9	62

Толщину покрытий, полученных на свидетелях, измеряли по сформированной в процессе нанесения ступеньке "подложка—покрытие" на атомно-силовом микроскопе "Solver-NEXT" компании "NT-MDT". Измеренная толщина для покрытия на образце № 3 составила примерно 3 мкм, для покрытий на образцах № 1 и 2 — примерно 2 мкм.

Наноиндентирование покрытий

Твердость поверхности полученных образцов определяли двумя методами: наноиндентированием и склерометрией (scratch-test) на сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ) "Solver-NEXT" компании "NT-MDT" с использованием наносклерометрической головки с трехгранным алмазным индентором Берковича.

Метод наноиндентирования (НИ), заключающийся в прецизионном нагружении плоской поверхности образца индентором с одновременной реги-

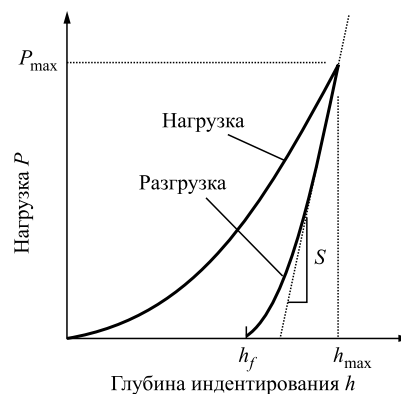


Рис. 2. Схема нагружения и разгрузки образца

страцией усилия внедрения P и глубины внедрения h , что позволяет локализовать деформацию в субмикронной области исследуемого материала, является одним из основных современных методов исследования механических свойств материалов в наномасштабе.

Рисунок 2 иллюстрирует общую схему нагружения-разгрузки и фиксируемые параметры при НИ, исходя из которых по методике Оливера — Фарра оценивали модуль Юнга E , контактную жесткость ($S = dP/dh$), твердость ($H = P_{\max}/A$, где A — площадь проекции отпечатка).

Методика проведения измерений наноиндентированием покрытий:

1. Образец закрепляется на опорной поверхности перпендикулярно к направлению индентирования.

2. В испытательном цикле задаются: диапазон прикладываемых нагрузок, скорость нагружения, число измеряемых точек.

3. Во время выполнения измерений установка должна быть защищена от ударов и вибраций, воздушных потоков и температурных колебаний, которые могут значительно повлиять на результаты измерений.

4. Важно, чтобы при измерении в области контакта индентора с образцом не было наплывов и впадин, вызванных предыдущим индентированием в серии и влияющих на результаты измерения. Поэтому минимальное расстояние между отпечатками должно как минимум в 5 раз превышать самый большой диаметр отпечатка [3].

При проведении измерений методом склерометрии на поверхность образца наносят серию царапин. Далее проводят их анализ для определения твердости образца. Анализ заключается в определении ширины нанесенных царапин, которая зависит от нагрузки, приложенной при их нанесении, а также от твердости исследуемой области поверхности образца. Склерометрия также позволяет качественно оценить адгезию покрытия.

Измерение твердости

Настройку оптического датчика и создание калибровочной записи проводили по эталону (кварцу) с твердостью $H = (9,5 \pm 0,5)$ ГПа для двух методов. Калибровочная запись создавалась по 100 точкам для НИ и по 10 царапинам в случае склерометрии.

Параметры измерений методом наноиндентирования:

Диапазон изменения нагрузки, мН От 1 до 8
 Размер площади индентирования, мкм 50×50
 Число измеряемых точек 49
 Для определения каждого значения параметра выполняли до 10 индентирований;

Параметры измерения методом склерометрии

Диапазон изменения нагрузки, мН От 3 до 11
 Число царапин 10
 Скорость зонда, нм/с 20

НИ и склерометрию проводили на образцах с покрытием на ситалловых подложках. Полученные результаты измерений представлены в табл. 2, где также приведен химический состав исследуемых покрытий.

Таблица 2

Результаты измерений

Номер образца	Химический состав покрытия			Твердость, ГПа	
	Al	Ti	MoS ₂	Наноиндентирование	Склерометрия
	% мол.				
№ 1 (15.04)	51,94	33,61	14,45	$4,04 \pm 0,54$	$7,88 \pm 0,68$
№ 2 (03.06)	51,85	34,95	13,2	$4,85 \pm 0,48$	$8,79 \pm 0,52$
№ 3 (04.06)	51,52	36,07	12,41	$3,28 \pm 0,87$	$7,13 \pm 0,74$

После измерений дополнительно проводили сканирование проработанных областей для оценки качества полученных отпечатков. На рис. 3 (см. с. 2 обложки) представлен скан поверхности образца № 1 после наноиндентирования с периодической структурой отпечатков индентора на исследуемой поверхности. На изображении видно, что расстояние между отпечатками существенно (более чем в 5 раз) превышает диаметр одного отпечатка, что соответствует требованиям к измерениям [3].

На рис. 4 представлен профиль отпечатка. Видно, что глубина проникновения индентора после снятия нагрузки составляет примерно 35 нм. Искажение геометрической формы в виде образования небольшого пластического навала вокруг отпечатка обычно возникает при внедрении индентора в мягкий материал.

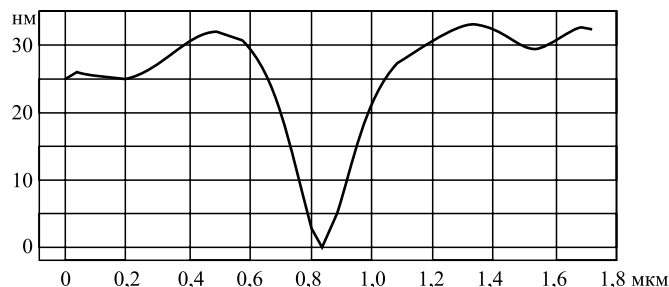


Рис. 4. Профиль поверхности после снятия нагрузки

Уместно заметить, что в некоторых опытах по наноиндентированию пленок при нагрузках менее 4 мН наблюдалось резкое повышение твердости при уменьшении нагрузки. Поэтому необходимо считаться с тем, что измерения при малых нагрузках сопровождаются резким повышением ошибок, особенно по параметру твердости [4]. Таким образом, по отношению к абсолютной величине получаемых при наноиндентировании деформационных параметров анализ является достаточно условным и всякий раз требуется подробное рассмотрение факторов, которые могут влиять на результат измерения.

На рис. 5 (см. с. 2 обложки) представлены изображения поверхности образца № 1 после измерений твердости методом склерометрии. На рис. 5, а показано, как для каждой царапины задавали определенное значение нагрузки. С ее ростом ширина царапин увеличивалась. В данном диапазоне нагрузок глубина проникновения индентора составила от 60 до 140 нм. На изображениях видно, что под действием индентора поверхность покрытия не разрушилась, не наблюдаются трещины или отслоение пленки. Это свидетельствует о том, что изучаемый материал обладает высокой вязкостью. Отсутствие указанных дефектов также может быть связано с малым диапазоном задаваемых нагрузок. Поэтому для качественной оценки адгезии покрытия необходимо проводить дополнительные измерения при более высоких значениях прикладываемых нагрузок.

При сравнении результатов измерения твердости двумя методами наблюдаются различия в значениях, составляющие несколько единиц. Наиболее достоверным методом следует считать НИ, так как этот способ регламентируется стандартом ISO 14577, а в случае склерометрии отсутствует единый стандарт к методу анализа и оценки экспериментальных данных. Значения твердости пленок, измеренные методом склерометрии, несколько завышены, поскольку здесь не учитывается упругое восстановление ширины царапины [5]. Скретч-тест в данной работе проводили для изучения адгезии исследуемого покрытия.

Заключение

По результатам выполненной работы можно отметить следующее:

1. У покрытий № 1 и 2, полученных при работе магнетрона на постоянном токе и одинаковых режимах распыления, наблюдалось изменение значения твердости пленок примерно на 20 % вследствие различия их стехиометрических составов. С увеличением времени выработки мишени доля титана в покрытиях увеличивалась, а содержание дисульфида молибдена уменьшалось. Таким образом, по мере распыления мишени твердость покрытий увеличивается.

2. Для образца № 3, полученного практически на той же стадии распыления мишени, что и образец № 2, но при работе магнетрона на импульсном токе, наблюдалось уменьшение доли дисульфида молибдена примерно на 9 %, однако твердость при этом снизилась почти на 50 % в сравнении с покрытием № 2. Это свидетельствует о том, что режим осаждения покрытий, вероятно, повлиял на структуру покрытия, что отразилось на его прочностных характеристиках.

3. При проведении скретч-теста на малых нагрузках наблюдалась пластическая деформация материала.

Разрушения образцов при царапании не произошло. Это обусловлено хорошей вязкостью покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Калинин В.Н., Попова М.Г. Технология нанесения нанокompозитных тонкопленочных покрытий методом магнетронного распыления прессованных мишеней // Всерос. науч.-техн. конф. студентов "Студенческая научная весна 2014: Машиностроительные технологии". М., 2014. С. 364—373.

2. Формирование комбинированных упрочняющих покрытий вакуумными ионными методами / А.И. Беликов, Н.В. Коробова, И.И. Никонов, М.В. Берстнев // Материалы 8-й Междунар. конф. "Пленки и покрытия — 2007". СПб, 2007. С. 81—87.

3. ГОСТ Р 8.748—2011.

4. Андриевский Р.А., Калинин Г.В. Наноиндентирование и деформационные характеристики наноструктурных боридонитридных пленок // Физика твердого тела. 2000. Т. 42. Вып. 9.

5. Усеинов С.С. Измерение твердости конструкционных материалов методами индентирования и склерометрии на субмикронном и нанометровом масштабах: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2010.

Уважаемые коллеги!

Приглашаем принять участие в научно-технической конференции
"АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ. МАТЕРИАЛЫ И КОНСТРУКЦИИ"

5—6 октября 2016 г.

г. Гродно. Беларусь

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

1. Аддитивные технологии: 3D-печать, формирование многослойных материалов и изделий. Программное обеспечение и оборудование.
2. Конструкционные и функциональные свойства базовых металлических, полимерных, неорганических материалов и композитов. Составы и межслоевая адгезия.
3. Направления и новые объекты применения аддитивных технологий. Подготовка кадров.

НИЦПР, Гродно, 230023, пл. Антония Тизенгауза, 7
Тел: +375 (152) 77 12 78 — Шашура Люцина Иосифовна,
E-mail: atmc2016@tut.by
<http://resource-nanb.grodno.by>



УДК 621.785:615.477

И.В. Родионов, А.А. Фомин, В.А. Кошуро

(Саратовский государственный технический университет им. Ю.А. Гагарина)

E-mail: iv.rodionov@mail.ru

Биологическая совместимость микро- и наноструктурных покрытий на основе термического диоксида TiO_2 *

Методом паротермического оксидирования на титановом сплаве VT16 получены поверхностно-пористые морфологически гетерогенные покрытия на основе диоксида TiO_2 с микро- и наноразмерными структурными элементами. Проведены экспериментальные лабораторные исследования биологической совместимости оксидированных титановых образцов-имплантатов и установлено, что полученные титанооксидные покрытия обеспечивают эффективную остеоинтеграцию.

Ключевые слова: титановый сплав VT16, паротермическое оксидирование, покрытие на основе диоксида титана, морфологическая структура, биосовместимость.

Steam thermal oxidation method on the titanium alloy VT16 obtained surface-morphologically heterogeneous porous coating based on TiO_2 dioxide micro- and nanoscale structural elements. Experimental laboratory studies biological compatibility of oxidized titanium implants samples and found that the obtained titanium oxide coatings provide effective osseointegration.

Keywords: titanium alloy VT16, steam thermal oxidation, coating based on titanium dioxide, morphological structure, biocompatibility.

Введение

В имплантационной медицинской практике лечения различных костных патологий и переломов костей опорно-двигательного аппарата, а также при восстановлении функций зубных рядов широко используются чрескостные и внутрикостные имплантаты, выполняемые из титана и сплавов на его основе. В целях эффективного приживления и прочного закрепления имплантатов в кости на их поверхность наносят керамические покрытия с высоким уровнем биологической совместимости и способностью срастания с прилегающей костной тканью. К числу материалов таких покрытий относятся разновидности кальцийфосфатной керамики, углерод, биоситаллы, биоинертная металлооксидная керамика (алюмооксидные, титанооксидные, танталооксидные, циркониеоксидные соединения) и некоторые другие биокоррозионно-стойкие материалы. Технологические процессы их нанесения на имплантаты осуществляются самыми различными PVD- и CVD-способами, включающими плазменное напыление мелкодисперсных по-

рошков, вакуумно-конденсационное осаждение, электрохимическое модифицирование, спекание, химическое осаждение и др. Однако лишь ограниченное число известных способов формирования биосовместимых покрытий может применяться для создания микро- и наноструктурного состояния поверхности имплантатов, которое является наиболее эффективным при интеграционном взаимодействии с костной тканью.

Перспективным ресурсосберегающим и малоэнергетическим способом получения металлокерамического оксидного покрытия на титановых имплантатах является оксидирование в среде перегретого водяного пара, позволяющее выращивать тонкие поликристаллические слои с микро- и наноразмерными частицами на основе термического диоксида TiO_2 , обладающего повышенной биокоррозионной стойкостью [1–4]. Данный способ газотермической обработки применяется в основном для формирования защитных и защитно-декоративных пленочных покрытий на железоуглеродистых сплавах и остается малоизученным в отношении обработки титана и его сплавов в целях получения функциональных оксидных слоев. Поэтому исследование структуры, основных свойств и характеристик паротермических титанооксидных покрытий, а

* Работа выполнена при поддержке Гранта Президента РФ № МД-3156.2015.8.

также анализ возможности их использования на медицинских имплантатах чрескостного и внутрикостного назначения представляют большую актуальность в области биомедицинских технологий.

Материал и методы исследований

Для изготовления экспериментальных образцов применяли биоинертный титановый сплав ВТ16, который часто используется в производстве различных костных имплантатов для хирургической стоматологии, травматологии и ортопедии. Образцы представляли собой прямоугольные пластины толщиной 2 мм с площадью рабочей поверхности 2 см². Для проведения испытаний на лабораторных животных (кроликах породы "нидерландская красная") дополнительно изготавливали титановые образцы в виде стандартных винтовых стержней для чрескостного остеосинтеза длиной 5 см и диаметром 3 мм.

Поверхность пластинчатых и стержневых образцов предварительно обрабатывали пескоструйным методом с использованием корундового (Al₂O₃) абразива дисперсностью 150...200 мкм при избыточном давлении воздушно-абразивного потока 0,6 МПа в течение 40 с. Такая предварительная обработка позволяла создать исходную микрошероховатость поверхности и ее развитый рельеф для обеспечения возможности прорастания кости в имеющиеся микроуглубления и структурные неровности при испытаниях *in vivo*. После этого образцы подвергали ультразвуковой очистке в спиртовом моющем растворе и последующей сушке в термощкафу.

Нанесение пленочных покрытий на подготовленные образцы проводили оксидированием в атмосфере перегретого водяного пара в печи экспериментальной нагревательной установки при рабочих температурах *t* 400 и 500 °С с продолжительностью обработки $\tau = 1,0$ ч.

Исследование фазового состава получаемых покрытий осуществляли на дифрактометре ДРОН-4, снабженном рентгеновской трубкой с медным анодом, в CuK α -излучении при сканировании брэгговского угла со скоростью 2 °/мин.

Структуру поверхности покрытий исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) при различных увеличениях с применением аналитического оборудования типа MIRA II LMU, Tescan.

Эксперименты *in vivo* проводили на лабораторных кроликах породы "нидерландская красная", которым в большеберцовые кости устанавливали винтовые стержни с нанесенным титанооксидным покрытием. Стержни вкручивали в предварительно сформированные костные каналы на 45 сут, после чего извлекали из костных сегментов для анализа остеointegrационной способности покрытий. В постоперационный период всем лабораторным животным проводили превентивную антибиотиковую терапию цефазолином, а также

санацию зоны контакта "стержень — кость" 3%-ным раствором перекиси водорода.

В качестве контрольных образцов использовали стержни без титанооксидного покрытия.

В период имплантации выполняли наблюдения за функционированием образцов в организме, проводили лабораторные медико-биологические исследования. Оценку токсикологического действия покрытий образцов проводили по признакам развития гнойно-воспалительных процессов в зоне введения стержней с использованием микробиологического исследования мазков экссудата. После удаления образцов с помощью оптической микроскопии оценивали влияние структуры паротермических оксидных покрытий на характер их интеграционного взаимодействия с костной тканью.

Полученные результаты и их анализ

Формирование оксидных покрытий на титановых образцах при их термической обработке в среде перегретого водяного пара приводит к получению только титанооксидного состава поверхности без образования других примесных фаз.

Исследовали фазовый состав титанооксидного покрытия, полученного при наибольшей температуре оксидирования *t* = 500 °С, что повышает вероятность образования в покрытии оксидов и других соединений как титана, так и примеси железа. Дифрактограмма, полученная в итоге рентгенофазового анализа, и результаты ее обработки показали, что значения межплоскостного расстояния *d* при различной интенсивности дифракционных линий *J* соответствуют присутствию в покрытии наибольшего количества фаз титана и его диоксида TiO₂ с наличием весьма малого содержания низших оксидов Ti₂O₃ и Ti₃O₅ (рис. 1, таблица).

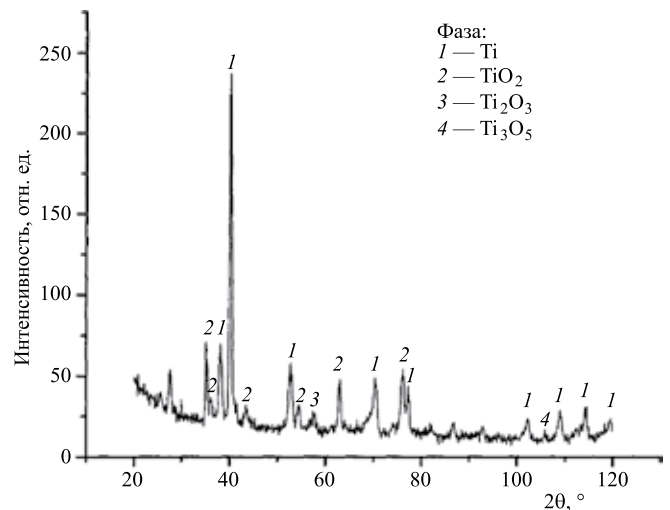


Рис. 1. Дифрактограмма оксидного покрытия, полученного на титановом сплаве ВТ16 в атмосфере перегретого водяного пара при *t* = 500 °С и $\tau = 1,0$ ч

Результаты обработки дифрактограммы титанооксидного покрытия

Ti		TiO ₂		Ti ₂ O ₃		Ti ₃ O ₅	
<i>d</i> , Å	<i>J</i> , отн. ед.	<i>d</i> , Å	<i>J</i> , отн. ед.	<i>d</i> , Å	<i>J</i> , отн. ед.	<i>d</i> , Å	<i>J</i> , отн. ед.
2,51	70	2,48	55	1,53	25	0,85	18
2,31	70	2,44	37	—	—	—	—
2,19	237	2,12	32	—	—	—	—
1,67	58	1,61	32	—	—	—	—
1,25	49	1,39	48	—	—	—	—
1,14	44	1,15	54	—	—	—	—

При фазовом анализе поверхности образцов не обнаружено присутствия нитридов титана, а также оксидов и нитридов железа, обладающих высокой хрупкостью и снижающих прочность покрытия.

Результаты рентгенофазового анализа позволяют считать, что применяемые температурные условия паротермического оксидирования биоинертного титанового сплава ВТ16 обеспечивают создание титанооксидного покрытия, состоящего преимущественно из диоксида TiO₂, характеризующего совокупностью высоких показателей механической прочности и коррозионной устойчивости в биологических средах.

По данным металлографических исследований косых микрошлифов установили, что толщина термических оксидных слоев на титановых образцах при температурах обработки 400 и 500 °С и выдержке 1,0 ч составляет 4 и 6 мкм соответственно, т. е. применяемый газотермический процесс относится к тонкопленочным технологиям модификации поверхности.

Структура полученных покрытий характеризуется развитой морфологией, что является следствием формирования титанооксидов на исходно микрошероховатых поверхностях образцов (рис. 2). При этом в ходе электронно-микроскопических исследований установлено, что покрытия на основе термического диоксида TiO₂ имеют полиразмерную структуру, сочетающую множество крупных микрочастиц пластинчатой формы и мелких ультрадисперсных частиц шаровидной формы, что отчетливо наблюдается при больших увеличениях оксидированной поверхности (рис. 3, 4). Поликристаллическая смесь титанооксидных частиц характеризуется размерностью как в субмикрометровом масштабе, так и в нанодиапазоне. В этой структуре отчетливо видны крупные поры и сложные конфигурации кристаллических агломератов,

образующих титанооксидную матрицу. Полученная структура пленочных покрытий TiO₂ обладает способностью проявлять хорошие остеокондуктивные качества при высокой биологической совместимости поверхности в условиях функционирования оксидированных титановых имплантатов в различных костных сегментах организма. Это доказано путем лабораторных испытаний стержневых имплантатов в эксперименте *in vivo*, где термомодифицированные образцы вкручивались в большеберцовые кости опытных животных (кроликов) на период, составляющий

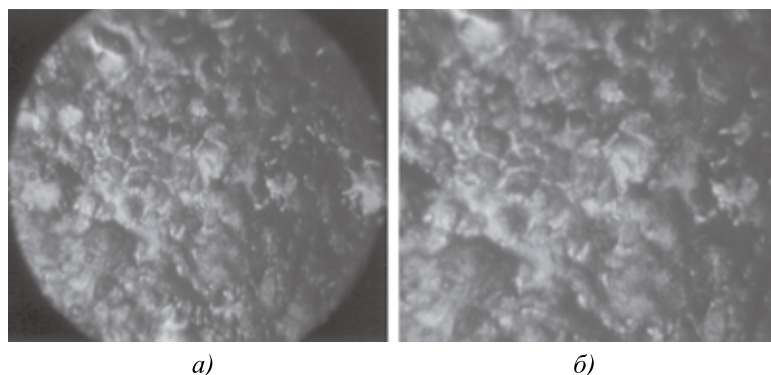


Рис. 2. Структура покрытия из диоксида TiO₂, полученного на титановом сплаве ВТ16 оксидированием в атмосфере перегретого водяного пара при различных температурах и продолжительности 1,0 ч: а — $t = 400$ °С; б — $t = 500$ °С ($\times 300$)

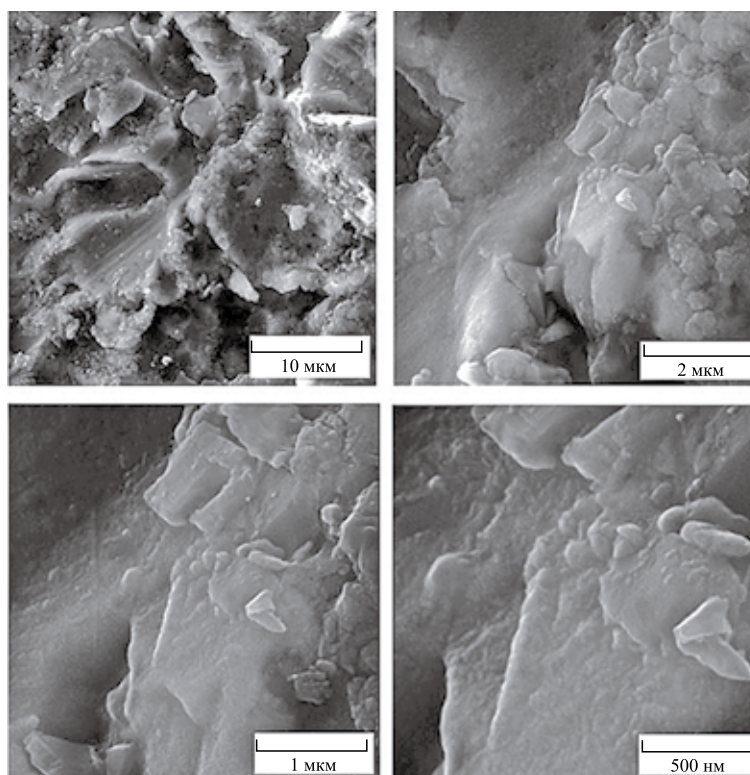


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры покрытий TiO₂, сформированных паротермическим оксидированием биоинертного сплава ВТ16 при $t = 400$ °С и $\tau = 1,0$ ч

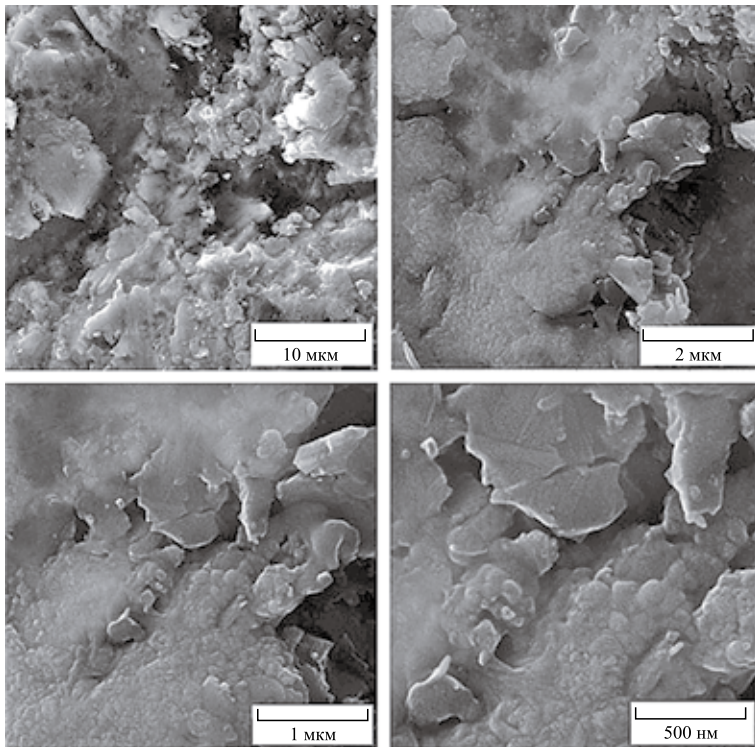


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения структуры покрытий TiO_2 , сформированных паротермическим оксидированием биоинертного сплава ВТ16 при $t = 500^\circ\text{C}$ и $\tau = 1,0$ ч

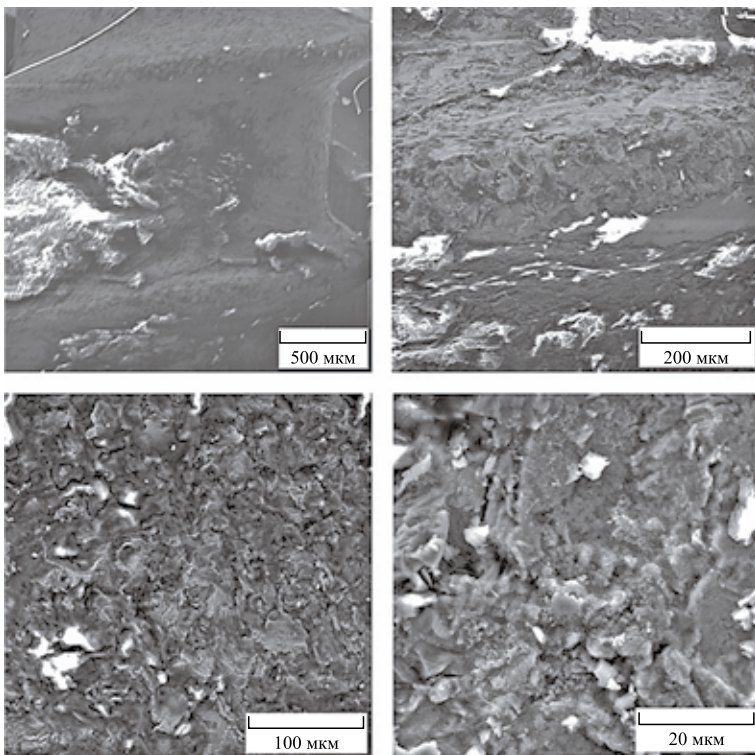


Рис. 5. Поверхность стержневого оксидированного имплантата с костным регенератом после испытаний *in vivo* в течение 45 сут (покрытие TiO_2 получено при $t = 400^\circ\text{C}$ и $\tau = 1,0$ ч)

45 сут. В течение всего срока функционирования имплантатов с покрытиями не было выявлено гнойно-воспалительных процессов и мутагенных явлений в окружающих тканях, что свидетельствует о высоком уровне биологической совместимости микро- и наноструктурированных оксидов на основе диоксида TiO_2 .

В результате электронно-микроскопических наблюдений извлеченных из костей животных образцов в виде винтовых стержней выявлено наличие на покрытиях фрагментов костной ткани, прочно присоединившихся к поверхности имплантатов. Причем покрытия, полученные при различных температурах паротермической обработки, проявили различную способность к остеоинтеграции (рис. 5, 6). Наиболее высокой остеоинтеграционной способностью обладали покрытия, сформированные при температуре 500°C , что связано с их повышенной морфологической гетерогенностью и пористостью, усиливающими факторы роста кости и ускоряющими процессы прорастания костных клеток в поверхностную структуру оксидных слоев. Поэтому на поверхности стержневых имплантатов с покрытием TiO_2 , созданным при $t = 500^\circ\text{C}$ и $\tau = 1,0$ ч, присутствовало заметно большее количество костного регенерата (новообразованной ткани) после испытаний *in vivo*, что позволяет рекомендовать его для практического применения на внутрикостных и чрескостных титановых имплантатах, используемых в восстановительной хирургии челюстно-лицевого отдела и опорно-двигательного аппарата.

Заключение

Разработаны технологические этапы получения микро- и наноструктурных биосовместимых покрытий на титановых имплантатах, включающие предварительную пескоструйную обработку поверхности, ультразвуковую очистку, промывку, сушку и последующее паротермическое оксидирование с формированием структурно-гетерогенных покрытий на основе биокоррозионно-стойкого диоксида TiO_2 . Испытаниями *in vivo* доказана способность полученных покрытий к эффективному интеграционному взаимодействию с костной тканью.

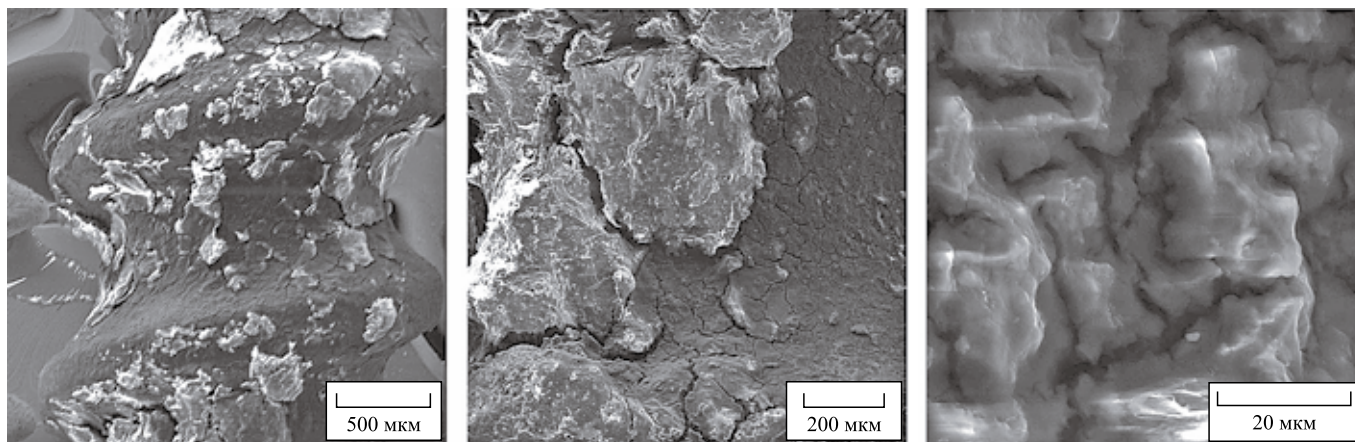


Рис. 6. Поверхность стержневого оксидированного имплантата с костным регенератом после испытаний *in vivo* в течение 45 сут (покрытие TiO_2 получено при $t = 500^\circ\text{C}$ и $\tau = 1,0$ ч)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фомин А.А., Родионов И.В., Пошивалова Е.Ю. Физико-химические и технологические основы нанотехнологии металлосоединений и оксидно-керамических покрытий на металлах и сплавах медицинского назначения / под общ. ред. И.В. Родионова. Саратов: Изд. дом "Райт-Экспо", 2014. 302 с.
2. Родионов И.В., Фомин А.А., Пошивалова Е.Ю. Термическое оксидирование ортопедических металлоимплантатов

в различных газовых средах для получения поверхностно-пористых остеоинтегрируемых покрытий // Нанотехнология. 2014. № 4 (34). С. 34—39.

3. Родионов И.В., Фомин А.А. Новые достижения в инженерии поверхности ортопедических имплантационных конструкций // Нанотехнология. 2013. № 10 (28). С. 36—41.

4. Родионов И.В. Металлооксидные имплантационные системы в современной медицинской технике // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10. № 1. С. 98—104.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ СПРАВОЧНИК

Осинцев О.Е., Федоров В.Н.

2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.

ISBN 978-5-9907638-3-8

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния,

определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru



УДК 631.31

А.М. Михальченков (ГОСНИТИ, Москва), Г.В. Орехова (Брянский государственный аграрный университет),
А.П. Ковалев (Брянский государственный технический университет)
E-mail: mihalchenkov.alexandr@yandex.ru

Изготовление и восстановление цельнометаллических лемехов с применением термоупрочненных вторичных материалов

Проведен анализ размеров и твердости выбракованных листов рессор и показана целесообразность их использования в качестве долот при изготовлении и восстановлении цельнометаллических лемехов. При этом обеспечиваются снижение стоимости работ и 2...3-кратное увеличение ресурса.

Ключевые слова: *цельнометаллические лемехи, долото, листы рессор, термоупрочнение, вторичные материалы, твердость, геометрические параметры, износостойкость, ресурс.*

The analysis of the size and hardness of the culled sheets springs and the expediency of their use as a bit in the manufacture and restoration of all-metal plowshares, while providing cost savings and 2, 3- fold increase in resource.

Keywords: *all-metal plowshares, chisels, spring sheets, thermostrengthening, secondary materials, hardness, geometrical parameters, durability, resource.*

Введение

Основными приобретенными дефектами цельнометаллических плужных лемехов при эксплуатации на супесчаных и суглинистых почвах, которые определяют их предельное состояние, являются лучевидный износ долотообразной области и затупление заглубляющей части — 84 % и около 30 % соответственно [1]. Появление подобного рода износов прежде всего обусловлено значительной изнашивающей способностью этих типов почв и невысокими триботехническими свойствами используемых сталей [2]. Так, твердость заглубляющей части лемеха в состоянии поставки не превышает 250 НВ.

Увеличение ресурса и продление жизненного цикла лемеха могут быть достигнуты путем приваривания к его остову долота с повышенной абразивостойкостью [3, 4]. Причем применение такой технологии позволяет наряду с изготовлением проводить восстановление лемехов с одновременным увеличением стойкости к абразивному изнашиванию с использованием материалов вторичного цикла, когда долото изготавливается из рессорно-пружинных сталей путем вырезания его из утративших упругие свойства листов рессор. При этом они сохраняют относительно высокую твердость (до 45 HRC). Данный технологический прием позволяет избежать проведения упрочняющих операций, упрощая процесс изготовления (или восстановления) и в

значительной степени снижая финансовые затраты и время на его реализацию.

В настоящее время изготовление и восстановление лемехов по такой технологии носят несистемный характер и производятся на небольших ремонтных предприятиях. При восстановлении технология реализуется без учета степени износа лемехов и твердости исходного материала. Отсутствует согласование размеров долотообразной части, параметров лучевидного износа и остаточной толщины лемеха с геометрическими нормативами для листов рессор. В то время как это влияет на качество технологии, ее эффективность и обеспечение геометрических параметров детали, отвечающих агротехническим требованиям. Кроме того, твердость является главным параметром в обеспечении ресурса произведенного либо реставрированного лемеха.

Постановка задачи исследований

Для обеспечения эффективности технологии необходимо определить геометрические параметры привариваемых элементов, вырезанных из рессорных листов, с учетом размеров долота, лучевидного износа и толщины ремонтируемого лемеха. Износ заглубляющей части в этом случае в расчет не берется, так как он не определяет технологический процесс. Вместе с тем следует учитывать форму профиля рессорного листа, так как наличие

трапециевидного сечения позволяет исключить заточку полевого обреза, увеличивая фактор эффективности.

Цель исследований:

- 1) подбор листов рессор исходя из их формы и размеров в привязке к размерам долотообразной части и с учетом максимальной ширины лучевидного износа;
- 2) анализ твердости листов рессор и возможности их использования для увеличения ресурса лемехов при изготовлении и восстановлении.

Материалы и методика исследований

Первый пункт цели предполагает получение данных по размерам лучевидного износа и анализу размеров рессорных листов, используемых в транспортных средствах.

При размерной оценке лучевидного износа принимали максимальное значение ширины *l*, взятое от полевого обреза до границы дефекта, выходящей на остов лемеха. Такой критерий является наиболее приемлемым, так как выбираемая ширина рессоры должна быть, по крайней мере, не меньше этого размера. В процессе длительных наблюдений авторов (в течение 8 лет) были проанализированы износы лучевидного типа более чем 400 лемехов. Наблюдения вели в хозяйствах с почвами, наиболее характерными для Нечерноземья Российской Федерации.

Определение твердости проводили на различных участках листов рессор, которые были сняты с эксплуатации по причине утраты упругих свойств. Опытные образцы вырезали по всей длине изучаемых листов. В качестве опытных рессор использовали рессоры трапециевидного профиля, устанавливаемые на автомобилях "ГАЗ" и "ЗИЛ", изготовленные из сталей 60С2 и 50ХГ. Твердость контролировали методом Роквелла по шкале "С" после соответствующей подготовки поверхностей. Метод был выбран ввиду того, что материал рессор подвергается термоупрочняющей обработке. Достоверность данных обеспечивали большим числом наносимых отпечатков (более 200).

Подобные эксперименты также проводили на темплетях, вырезанных из различных участков лемеха плуга (сталь Л53).

Обработку полученных результатов осуществляли с привлечением компьютерных технологий.

Результаты исследований и их обсуждение

Контроль лемехов по размеру *l* позволил установить, что максимальное расстояние от кромки луча до полевого обреза составляет 76 мм, тогда как минимальное — 21 мм. Разность между максимальным и минимальным размерами достигает 55 мм.

Согласно статистической обработке, наиболее вероятно появление *l* в диапазоне 50...60 мм. Краевые

значения *l* = 21 мм и *l* = 74 мм образуются с вероятностью около 0,07 и 0,08 соответственно.

Итак, при разработке технологии и проведении восстановления лемеха с использованием вторичного сырья — листов рессор следует учитывать ширину лучевидного износа, равную 21...74 мм, что определяет подбор листов для изготовления компенсирующих элементов.

Данные, приведенные в табл. 1, показывают, что диапазон размеров листов по ширине *h* составляет 55...75 мм. Это указывает на пригодность большинства рессорных листов для применения при изготовлении и восстановлении лемехов. Например, листы с *h* = 55 мм могут быть использованы для реставрации 68 % лемехов, с *h* = 65 мм — 92 %, с *h* = 75 мм — 100 %. В данную размерную группу не укладывается ряд рессорных листов автомобилей "КАМАЗ" и "МАЗ", так как их *h* достигает 100 мм и более, однако такие листы применимы при производстве лемехов.

Таблица 1

Геометрические характеристики листов рессор различных технических средств

Автомобиль, прицепы	Профиль	Сечение	
		Толщина <i>t</i> , мм	Ширина <i>h</i> , мм
"УАЗ", "ГАЗ", "ЗИЛ", "КАМАЗ"	Полосовой	7; 6	55
		8; 11; 10	75
"УАЗ", "ГАЗ", "ЗИЛ"	Трапециевидный	6,5	55
		7; 10	65
		8; 10	75

Толщина рессор *t*, как следует из табл. 1, находится в пределах 6...11 мм. Поскольку толщина лемеха в состоянии поставки составляет 8...10 мм, а минимально допустимая — 5 мм, то *t* используемых рессорных листов должна находиться примерно в таких же пределах. По данному размеру пригодны (с некоторым допуском) рессоры автомобилей "УАЗ", "ГАЗ", "ЗИЛ", "КАМАЗ".

Отдельно следует заметить, что применение листов с Т-образным профилем возможно, но требует дополнительных операций по устранению подобной формы путем заточки либо заплавления.

Однако нужно принимать во внимание, что около 30 % лемехов с лучевидным износом не могут быть восстановлены методом приваривания термоупрочненных долот из-за значительного расстояния от полевого обреза до края луча. Его максимальное значение определяется в 118,6 мм и захватывает крепежное отверстие.

Для обоснования использования рессорных листов в качестве материала долот по их твердости необходимо знать среднее значение HRC выбракованного листа, измеренное по всей его длине; стабильность показаний твердости по длине листа, а также дать сравнительную оценку материалу лемеха и материалу изготовленного долота по твердости.

Известно, что рессорные листы подвергаются термической обработке, состоящей в закалке с температур 870...880 °С, охлаждении в масле и последующем среднем отпуске от температуры 400...550 °С на твердость 39...50 HRC [5], которая способна обеспечить сравнительно высокую абразивную стойкость.

При этом среднее значение твердости рессорных сталей 60С2 (44,8 HRC) и 50ХГ (48,2 HRC) в 2,1...2,3 раза превышает твердость лемешной стали Л53. Полученные значения HRC для стали 60С2 (табл. 2) укладываются в диапазон значений, установленных техническими условиями на изготовление рессор, а твердость стали 50ХГ даже несколько выше, что, по-видимому, связано с наклепом от накопления упругопластических деформаций в листах в период их эксплуатации либо несоблюдением режима при термообработке.

Таблица 2

Статистические показатели результатов измерений

Показатель		Значение		
		Сталь 60С2	Сталь 50ХГ	Сталь Л53
HRC	Среднее значение	44,8	48,2	21,2
	Минимум	43	46,3	19
	Максимум	47	50	23,9
Коэффициент вариации V		0,02	0,02	0,06

Минимальные и максимальные значения твердости для сталей 60С2 и 50ХГ различаются на 4 единицы (см. табл. 2). Это говорит о незначительном расхождении в HRC по длине листа, поэтому весь объем материала пригоден для изготовления долот.

Коэффициент вариации V полученных значений для изучаемых рессорных сталей составил 0,02, а для Л53 — 0,06 (см. табл. 2), что указывает на невысокий разброс опытных данных и высокую стабильность механических свойств этих материалов по всему объему.

Анализ распределения HRC показал, что наиболее вероятные значения твердости термообработанной стали 60С2 находятся в пределах 44,8...46 HRC, стали 50ХГ — 47,7...48,7 HRC. Для стали 60С2 вероятность попадания в выборку образцов с твердостью ниже 43 HRC составляет не более 13 % от общего числа испытуемых, а для 50ХГ минимальный порог твердости достигает 46,3 HRC. Это еще раз подчеркивает целесообразность повторного использования выработавших

свой ресурс рессор в качестве износостойкого материала при изготовлении и реставрации плужных лемехов.

В свою очередь, для лемешной стали наиболее вероятны значения твердости 20,4...23,2 HRC.

Использование такого способа изготовления и восстановления в сочетании с применением вторичного сырья позволяет:

- максимально снизить затраты на восстановление;
- приблизить ресурс к значениям ресурса лемехов ведущих зарубежных компаний.

Опытные вспашки на супесчаных почвах лемехами с приваренными встык долотами показали 2...3-кратное увеличение износостойкости долот.

Выводы

Применение выбракованных листов рессор в качестве материала долот при изготовлении и восстановлении лемехов рационально. Оно позволяет повысить технологичность, снизить себестоимость лемехов, а также значительно увеличить наработку на отказ.

Определены геометрические параметры листов рессор транспортных средств, которые могут применяться в качестве материала для изготовления долот лемехов.

Установлено, что твердость используемых листов близка к твердости износостойких сталей и находится в пределах 44...48 HRC, что в 2 раза превышает этот показатель у цельнометаллических лемехов и обеспечивает увеличение ресурса в 2...3 раза при прочих равных условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михальченко А.М., Попов А.П. Изменение геометрических параметров лемехов после эксплуатации на супесчаных почвах // Достижения науки и техники АПК. 2003. № 8. С. 26—28.
2. Ерохин М.Н., Новиков В.С., Сабуркин Д.А. Выбор марки стали для лемеха плуга // Тракторы и сельскохозяйственные машины. 2008. № 1. С. 5—8.
3. Михальченко А.М., Паршикова Л.А. Увеличение срока службы лемеха // Сельский механизатор. 2010. № 1. С. 28—29.
4. Козарез И.В., Михальченко А.М. Обзор способов восстановления плужных лемехов // Труды ГОСНИТИ. Т. 109. Ч. 2. 2012. С. 36—34.
5. ГОСТ 51585—2000. Рессоры листовые автомобильных транспортных средств. Общие технические условия.

Уважаемые коллеги!

**Приглашаем вас принять участие в работе
VII Белорусского конгресса по теоретической и прикладной механике
«МЕХАНИКА-2016»**

5–7 октября 2016 г.

ТЕМАТИЧЕСКИЕ НАПРАВЛЕНИЯ

Общие проблемы механики
Механика мобильных машин
Компьютерная механика
Машиностроительные компоненты
Динамика, прочность машин и конструкций
Механика деформируемого твердого тела
Механика композитов
Технологическая механика
Механика трибофактических систем
Наномеханика
Биомеханика
Геомеханика
Механика жидкостей и газов
Аддитивные технологии

Оргкомитет

220072, г. Минск, Республика Беларусь, Ул. Академическая, 12
Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси
Тел.: +375(17)210 07 49
<http://oim.by>

Секретариат

Тел.: +375(17) 332 16 26
Факс: +375(17) 284 25 35
e-mail: p_v_s@tut.by

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

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

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

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

Сдано в набор 28.06.2016 г. Подписано в печать 22.08.16 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: www.aov.ru