ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 13
2017
№ 10 (154)
октябрь

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.ф.-м.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.П. КУЗНЕЦОВ, 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. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" **39269**) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре.
Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Гурьянов Г.Н. Степень различия показателей волочения при разных моделях упрочнения материала круглого сплошного профиля и равном значении среднего предела текучести в очаге пластической деформации 435

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Бровер А.В., Бровер Г.И. Повышение качества покрытий, нанесенных на поверхность сталей электроискровым легированием и ионно-плазменным напылением, путем лазерной обработки 442

Прибытков Г.А., Барановский А.В., Фирсина И.А., Дураков В.Г., Криницын М.Г. Твердость и абразивная износостойкость электронно-лучевых покрытий, наплавленных СВС композиционными порошками TiC + сталь Р6М5 446

Яресько С.И., Балакиров С.Н. Моделирование лазерного упрочнения вершины режущего клина инструмента 453

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Хусаинов Ю.Г., Рамазанов К.Н., Есипов Р.С. Низкотемпературное ионное азотирование конструкционных сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т с ультрамелкозернистой структурой 459

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Яковлев С.А., Замальдинов М.М., Татаров Л.Г. Влияние электромеханической обработки на структуру и твердость титанового сплава ВТ22 464

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Фоминский Д.В., Бугай И.В., Романов Р.И., Жукова Е.А. Микро- и наноструктурные особенности твердосмазочных слоев MoS_x, получаемых традиционным и реактивным импульсным лазерным осаждением 468

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Бардинова С.Н., Смирнов А.В. Исследование технологических возможностей метода удаления покрытий с поверхности деталей ГДТ водой под высоким давлением 476

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, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2017

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 13
2017
№ 10 (154)
October

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.P. KUZNETSOV
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
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 catalogue "Pressa Rossii" **39269**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by Roskomnadzor. The certificate of registration ПИ № ФС 77-63956. 09.12.2015

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Guryanov G.N. Degree of distinction of indicators of drawing at different models of hardening of material of a round continuous profile and egual size of an average yield point in the center of plastic deformation 435

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Brover A.V., Brover G.I. Improving the quality of coatings deposited on the surface of the steel in electric-spark alloying and ion-plasma deposition, by laser processing 442

Pribytkov G.A., Baranovsky A.V., Firsina I.A., Durakov V.G., Krinitsyn M.G. Hardness and abrasive wear resistance of the coatings built up by electron beam facing of TiC + high speed steel binder composite powders 446

Yaresko S.I., Balakirov S.N. Modelling of the laser hardening of the tip cutting wedge tool 453

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Khusainov Yu.G., Ramazanov K.N., Esipov R.S. Low-temperature ion nitriding of steels 13Kh11N2V2MF-Sh and 12Kh18N10T with ultrafine-grained structure 459

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Yakovlev S.A., Zamaldinov M.M., Tatarov L.G. Influence of electromechanical processing on structure and hardness of the titanic alloy VT22 464

MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES

Fominsky D.V., Bugay I.V., Romanov R.I., Zhukova E.A. Micro- and nano- structural features of low-friction MoS_x coatings prepared by traditional and reactive pulsed laser deposition 468

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Bardinova S.N., Smirnov A.V. Research of technological possibilities of the method of decoating surfaces of GTE parts with use water under high pressure 476

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, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2017

УДК 621.778.01

Г.Н. Гурьянов
(ОАО "НИИМетиз", г. Магнитогорск)
E-mail: ggnbelorhome@rambler.ru

Степень различия показателей волочения при разных моделях упрочнения материала круглого сплошного профиля и равном значении среднего предела текучести в очаге пластической деформации

Построены зависимости от коэффициента вытяжки разностей значений показателей деформации при разных моделях упрочнения материала круглого сплошного профиля. При равном среднем пределе текучести в очаге деформации и разных кривых упрочнения значения показателей напряженного состояния и запаса прочности различаются. Предложены формулы для расчета коэффициента трения по величине напряжения волочения при разных моделях упрочнения. Даны зависимости для установления взаимосвязи коэффициента запаса прочности по И.Л. Перлину и показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову.

***Ключевые слова**: волочение, проволока, пруток, осевое напряжение, абсолютный запас прочности, коэффициент запаса прочности, коэффициент вытяжки, коэффициент трения, показатель напряженного состояния, форма кривой упрочнения, степень деформации, противонатяжение, методика расчета.*

Built according to the drawing factor for the differences of deformation parameters values for different models of reinforcement round solid profile material. With an equal average yield strength in the deformation and hardening of different curves are different values of parameters of the stress state and the margin of safety in these models hardening. Formulas for calculating the coefficient of friction largest drawing stress at different hardening models. Dependences for linking safety factor for strength across I.L. Perlin and stress state index across V.L. Kolmogorov are given.

***Keywords:** drawing, wire, rod, axial stress, absolute margin of safety, safety factor, coefficient of friction, coefficient of hoods, rate of the stress state, shape of the hardening curve, degree of deformation, counterstrain, method of calculation.*

При расчете напряжения волочения круглого сплошного профиля используют формулы, включающие усредненное значение предела текучести в очаге пластической деформации [1—4]. Недостатки этих формул особенно проявляются при нелинейной зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки [5—7]. В работах [6, 8] показано, что при равном среднем пределе текучести в очаге пластической деформации и разных формах кривых упрочнения в общем случае не наблюдается равенства напряжения волочения. А при разных средних значениях предела текучести в очаге деформации и различных моделях упрочнения возможна одинаковая величина напряжения волочения. Для теории и практики волочения представляет интерес оценка степени различия значений не только напряжения волочения, но и других показателей процесса волочения при разных моделях упрочнения и равном среднем значении предела текучести в очаге деформации.

Цель работы — оценить степень различия значений показателей для процесса волочения круглого сплошного профиля при разных моделях упрочнения и параметрах деформации.

На выходе рабочего конуса осевое напряжение $\sigma_{z\text{к}}$ рассчитывали по формуле

$$\sigma_{z\text{к}} = \sigma_{z1} + \sigma_{zq} + \sigma_{z2}, \qquad (1)$$

где σ_{z1} — прирост осевого напряжения в рабочем конусе; σ_{zq} — прирост осевого напряжения от действия напряжения противонатяжения σ_q; σ_{z2} — при-

рост осевого напряжения на деформацию сдвига металла.

Приняты модели упрочнения

$$\sigma_т = \sigma_{т0}\mu^k, \quad (2)$$

$$\sigma_т = \sigma_{т0} + m\varepsilon^n = \sigma_{т0} + m(\ln\mu)^n, \quad (3)$$

где $\sigma_{т0}$ — исходный предел текучести; k — коэффициент упрочнения в модели упрочнения (2); m, n — эмпирические коэффициенты в модели (3); μ — коэффициент вытяжки, $\mu = d_0^2/d_k^2$; d_0, d_k — значения диаметра проволоки (прутка) соответственно на входе и выходе волоки; ε — степень деформации, $\varepsilon = \ln\mu$.

Составляющие формулы (1) при моделях упрочнения (2) и (3) определяются соответственно зависимостями [8, 9]

$$\sigma_{z1} = \frac{\sigma_{т0}}{k}(\mu^k - 1)\left(1 + \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha}\right), \quad (4)$$

$$\sigma_{z1} = \left[\sigma_{т0}\ln\mu + \frac{m}{n+1}(\ln\mu)^{n+1}\right]\left(1 + \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha}\right), \quad (5)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q\left[1 - \frac{f(\mu^k - 1)}{k\operatorname{tg}\alpha}\right], \quad (6)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q\left[1 - \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha}\left(\ln\mu + \frac{m(\ln\mu)^{n+1}}{\sigma_{т0}(n+1)}\right)\right], \quad (7)$$

$$\sigma_{z2} = \frac{2\sigma_{т0}\operatorname{tg}\alpha(1 + \mu^k)}{3\sqrt{3}}, \quad (8)$$

$$\sigma_{z2} = \frac{2\operatorname{tg}\alpha(2\sigma_{т0} + m(\ln\mu)^n)}{3\sqrt{3}}, \quad (9)$$

где f — коэффициент трения; α — угол наклона образующей рабочего конуса к оси волочения.

Абсолютный запас прочности при коэффициенте вытяжки μ с учетом принятых моделей упрочнения (2) и (3) на выходе рабочего конуса рассчитывали соответственно по формулам

$$Zap = \sigma_{тk} - \sigma_{zк} = \sigma_{т0}\mu^k - \sigma_{zк};$$

$$Zap = \sigma_{т0} + m(\ln\mu)^n - \sigma_{zк}.$$

Коэффициент запаса прочности определяли по формуле [2]

$$\gamma = \sigma_{тk}/\sigma_{zк}.$$

Показатель напряженного состояния рассчитывали по В.Л. Колмогорову [10, 11]:

$$k_\sigma = \sigma/T,$$

где σ — среднее нормальное напряжение; T — интенсивность касательных напряжений.

Модели упрочнения деформируемого материала и исходные данные для расчета исследуемых показателей

Расчеты выполняли при следующих моделях упрочнения материала проволоки (прутка):

$$\sigma_т = 1000\mu^{0,55}, \quad (10)$$

$$\sigma_т = 1000 + 500(\ln\mu)^{0,767}, \quad (11)$$

$$\sigma_т = 1000 + 1250(\ln\mu)^{1,778}, \quad (12)$$

где $\sigma_т$ — предел текучести, МПа.

Зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки при моделях упрочнения (10)...(12) приведены на рис. 1.

Линии 1...3 пересекаются при μ = 1,5. Если бы выполнили расчет осевого напряжения σ_z волочения при μ = 1,5 по формулам, включающим усредненное значение предела текучести в очаге деформации, то значения σ_z были бы равны при всех принятых моделях упрочнения. Представляет интерес оценка значений для разных показателей процесса волочения при коэффициенте вытяжки 1,5, а также других степенях деформации круглого сплошного профиля с кривыми упрочнения (10)...(12).

Вычислили разности значений показателей напряженного состояния и запаса прочности при разных моделях упрочнения:

$$\Delta П_1 = П(10) - П(11), \quad (13)$$

$$\Delta П_2 = П(12) - П(11), \quad (14)$$

$$\Delta П_3 = П(12) - П(10), \quad (15)$$

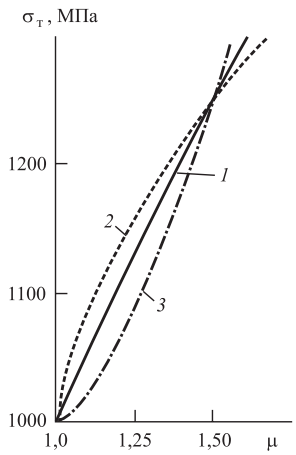


Рис. 1. Зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки для различных моделей упрочнения:
1 — модель упрочнения (10); *2* — модель (11); *3* — модель (12)

где $П(10)$, $П(11)$, $П(12)$ — значения показателей при моделях упрочнения (10)...(12) соответственно. При нулевой разности имеем равенство значений показателя для двух моделей упрочнения.

На рис. 2 выделены интервалы значений коэффициента вытяжки, при которых пересекаются линии для показателя k_σ напряженного состояния при моделях упрочнения (10)...(12), а на рис. 3 приведены значения разностей Δk_σ (13)...(15) для показателя напряженного состояния при этих моделях упрочнения. Зависимости, приведенные на рис. 2, 3, построены при коэффициенте трения 0,05 и 0,10 и угле α, равном 6 и 12°, для случаев, когда противонатяжение отсутствует и равно 250 МПа.

Показатель k_σ напряженного состояния до пересечения линий при модели (12) больше, а после пересечения линий меньше, чем при других моделях. При этом линия для модели (10) находится

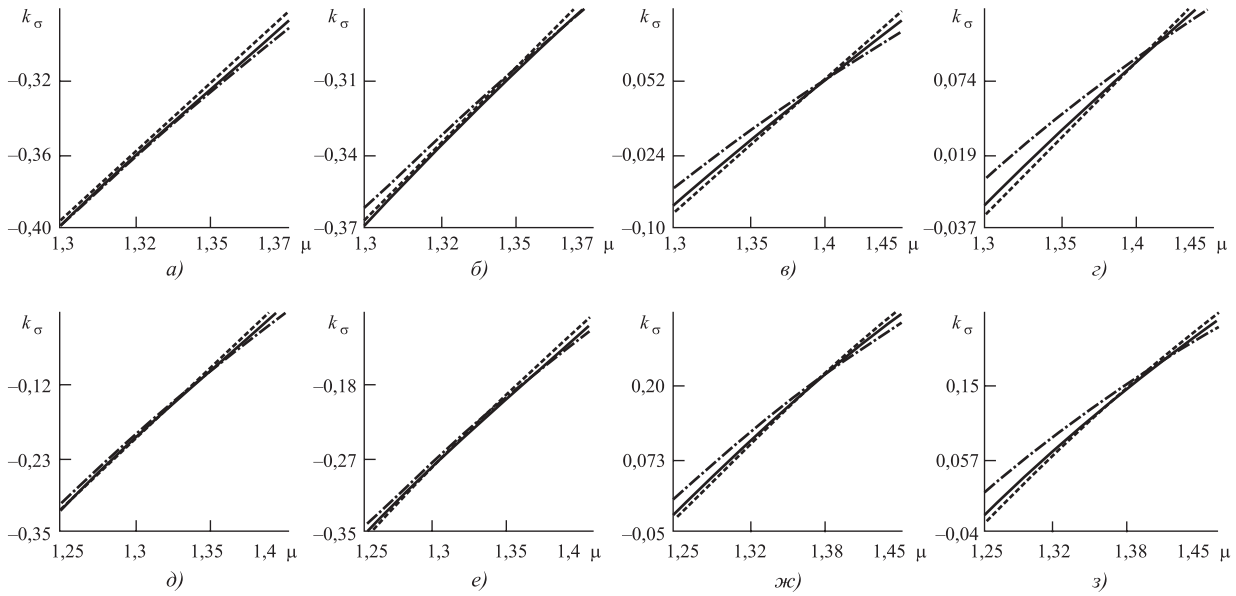


Рис. 2. Зависимости показателя k_σ напряженного состояния от коэффициента вытяжки:
а...г — $f = 0{,}05$; *д...з* — $f = 0{,}1$; *а, в, д, ж* — $\alpha = 6°$; *б, г, е, з* — $\alpha = 12°$; *а, б, д, е* — $\sigma_q = 0$; *в, г, ж, з* — $\sigma_q = 250$ МПа; —— модель упрочнения (10); ----- модель (11); –·– модель (12)

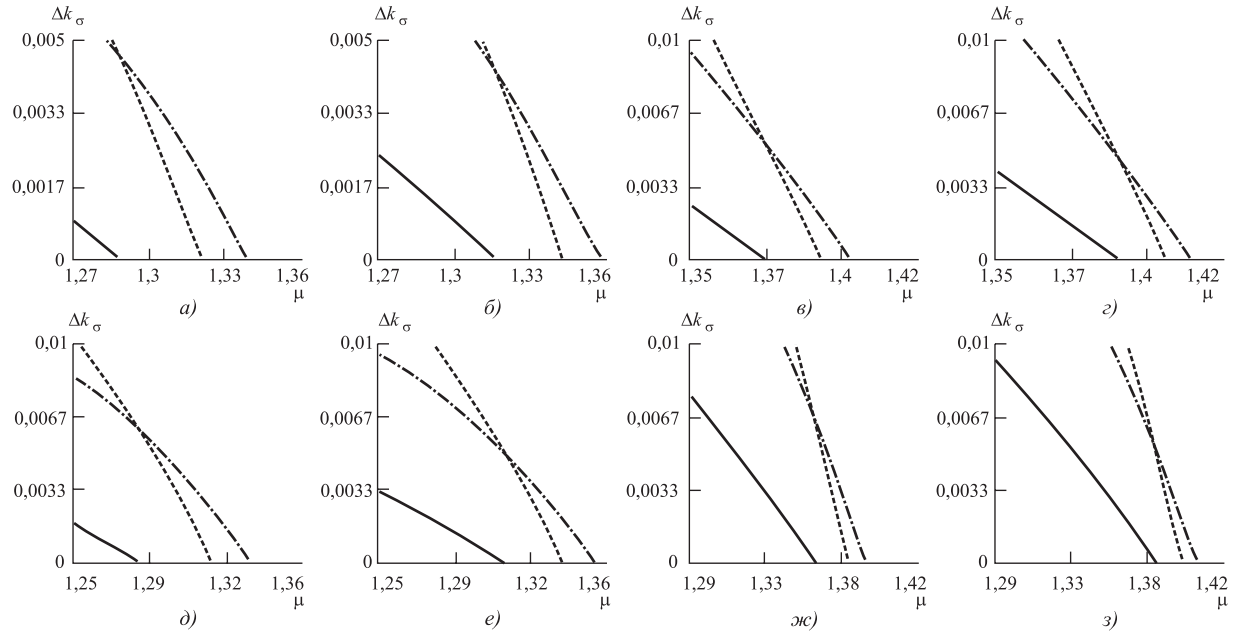


Рис. 3. Зависимости разностей Δk_σ для показателя напряженного состояния от коэффициента вытяжки:
а...г — $f = 0{,}05$; *д...з* — $f = 0{,}10$; *а, в, д, ж* — $\alpha = 6°$; *б, г, е, з* — $\alpha = 12°$; *а, б, д, е* — $\sigma_q = 0$; *в, г, ж, з* — $\sigma_q = 250$ МПа; —— разность (13); ----- разность (14); –·– разность (15)

между линиями для моделей (11) и (12) независимо от значений коэффициента трения и напряжения противонатяжения. Из графиков, приведенных на рис. 2, видно, что линии пересекаются в интервале значений коэффициента вытяжки 1,32...1,45, а точки пересечения находятся правее при $\alpha = 12°$. Наличие противонатяжения также сдвинуло точки пересечения линий вправо, в область бóльших значений коэффициента вытяжки.

Графики для разностей значений показателя Δk_σ, приведенные на рис. 3, дают возможность точно определить координаты точки пересечения линий при разных моделях упрочнения.

Линия для разности (13) пересекает ось абсцисс при меньших значениях коэффициента вытяжки, чем линии для разностей (14) и (15), на всех графиках рис. 3. При этом пересечение оси абсцисс линией для разности (15) происходит при большем значении коэффициента вытяжки. Сравнение рис. 3, *а* и рис. 3, *д* при $\alpha = 6°$, рис. 3, *б* и рис. 3, *е* при $\alpha = 12°$ показывает несущественное влияние при отсутствии противонатяжения увеличения коэффициента трения с 0,05 до 0,10 на координаты точек пересечения линий при разных моделях упрочнения. При наличии противонатяжения следует также вывод о незначительном влиянии значения коэффициента трения на абсциссы точек пересечения линий. При приложении противонатяжения точки пересечения линий для разностей Δk_σ смещаются вправо, в область более высоких значений коэффициента вытяжки.

На рис. 4 приведены зависимости разностей значений осевого напряжения $\Delta\sigma_z$, абсолютного запаса прочности ΔZap и коэффициента запаса прочности $\Delta\gamma$ от коэффициента вытяжки. Выбраны узкие интервалы варьирования коэффициента вытяжки, включающие точки пересечения линий с осью абсцисс. Значения угла волочения α и на-

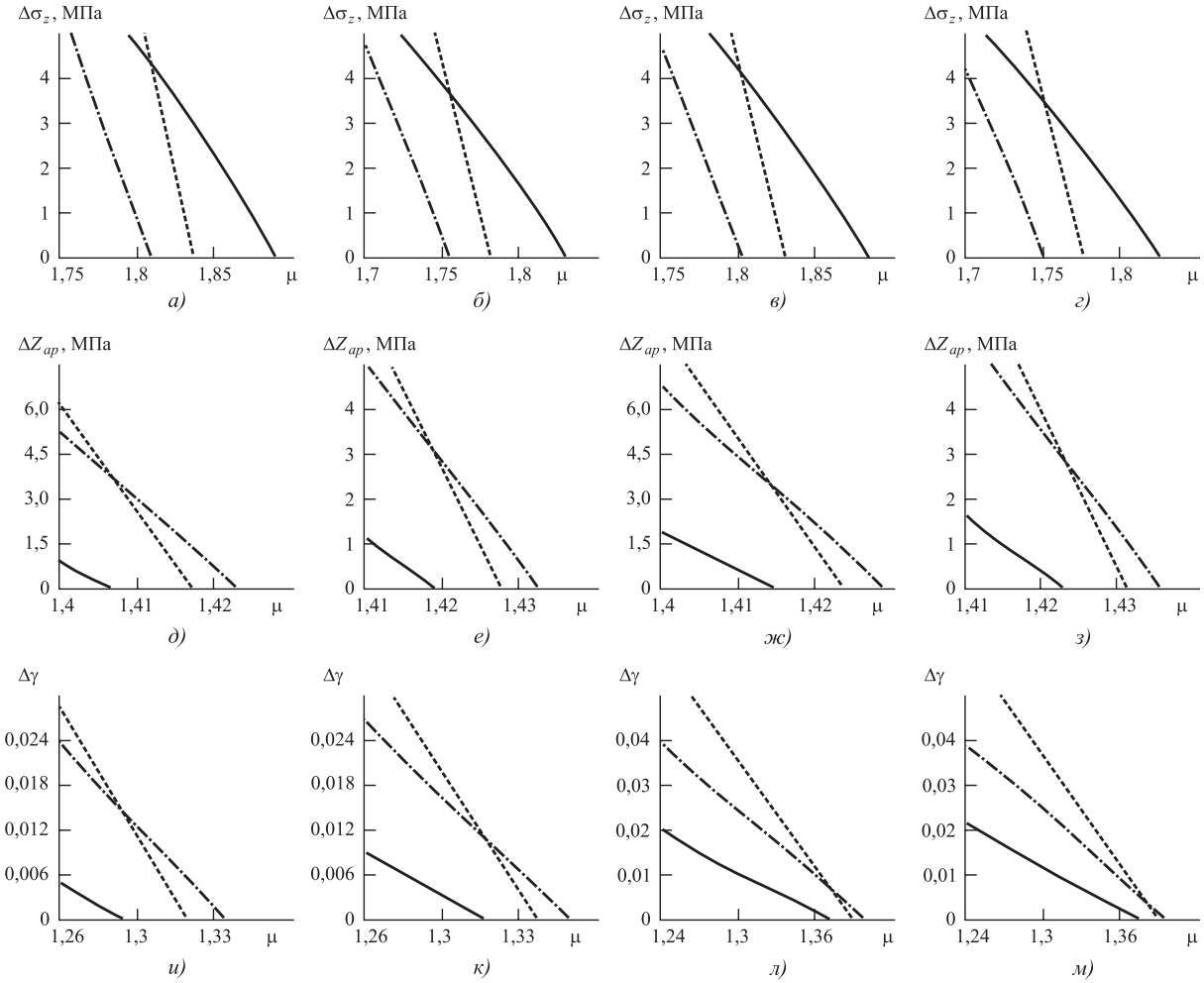


Рис. 4. Зависимости разностей $\Delta\sigma_z$ для показателей деформации от коэффициента вытяжки при $f = 0{,}05$:
а, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л* — $\alpha = 6°$; *б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м* — $\alpha = 12°$; *а*, *б*, *д*, *е*, *и*, *к* — $\sigma_q = 0$; *в*, *г*, *ж*, *з*, *л*, *м* — $\sigma_q = 250$ МПа;
—— разность (13); ----- разность (14); –·– разность (15)

пряжения противонатяжения такие же, как и ранее. Коэффициент трения равен 0,05.

Линии для разностей $\Delta\sigma_z$ значений осевого напряжения пересекают ось абсцисс при $\mu > 1{,}5$, а линии для разностей ΔZap и $\Delta\gamma$ — при $\mu < 1{,}5$. Линии для разностей $\Delta\sigma_z$ (13) пересекают ось абсцисс при большем значении коэффициента вытяжки, а линии для разностей ΔZap и $\Delta\gamma$ (13) — при меньшем коэффициенте вытяжки. На всех графиках точка пересечения абсциссы линией для разности (14) лежит между точками пересечения с осью абсцисс линий для разностей (13) и (15).

Увеличение угла α с 6 до 12° приводит к незначительному смещению влево по оси абсцисс точек пересечения линий для разностей $\Delta\sigma_z$ и смещению вправо точек пересечения линий для разностей ΔZap и $\Delta\gamma$. При действии противонатяжения точки пересечения линий с осью абсцисс несколько сместились влево для разностей $\Delta\sigma_z$, а точки пересечения для разностей ΔZap и $\Delta\gamma$ сместились вправо.

В работе [12] предложена формула для расчета коэффициента трения по величине напряжения волочения σ_z при модели упрочнения деформируемого материала (2)

$$f = \frac{\operatorname{tg}\alpha(1-\mu^k - k\bar{\sigma}_q - 0{,}385k\operatorname{tg}\alpha(1+\mu^k) + k\bar{\sigma}_z)}{(\mu^k - 1)(1-\bar{\sigma}_q)}, \quad (16)$$

где $\bar{\sigma}_z = \sigma_z/\sigma_{т0}$ — относительная величина напряжения волочения; $\bar{\sigma}_q = \sigma_q/\sigma_{т0}$ — относительная величина напряжения противонатяжения.

При модели упрочнения (3) получена аналогичная формула

$$f = \frac{\operatorname{tg}\alpha\left(\bar{\sigma}_z - \bar{\sigma}_q - \ln\mu - \left(\bar{m}\ln\mu^{n+1}/(n+1)\right) - \right.}{\left(\ln\mu + \bar{m}\ln\mu^{n+1}/(n+1)\right)\times} \rightarrow$$

$$\rightarrow \frac{\left. - 4\sqrt{3}\operatorname{tg}\alpha(1+\bar{m}(\ln\mu)^n/2)/9\right)}{\times\left(1-\bar{\sigma}_q\right)}. \quad (17)$$

При отсутствии упрочнения ($m = \bar{m} = 0$) из формулы (17) следует упрощенная зависимость

$$f = \frac{\operatorname{tg}\alpha\left(\bar{\sigma}_z - \bar{\sigma}_q - \ln\mu - 4\sqrt{3}\operatorname{tg}\alpha/9\right)}{\ln\mu(1-\bar{\sigma}_q)}. \quad (18)$$

Определили зависимость коэффициента трения при осевом напряжении σ_z 1000 и 1250 МПа от коэффициента вытяжки при отсутствии противонатяжения и напряжении противонатяжения 250 МПа (рис. 5). Угол волочения α составлял 6 и 12°. Интервалы варьирования включали точки пересечения линий для коэффициента трения.

До пересечения линий коэффициент трения при модели (12) больше, а после пересечения линий меньше, чем при других моделях. При равной величине напряжения волочения σ_z и равных значениях других параметров деформации коэффициент f больше при действии противонатяжения.

На рис. 6 приведены зависимости коэффициента трения от угла волочения α при значениях напряжений σ_z 850, 1000 и 1250 МПа. Коэффи-

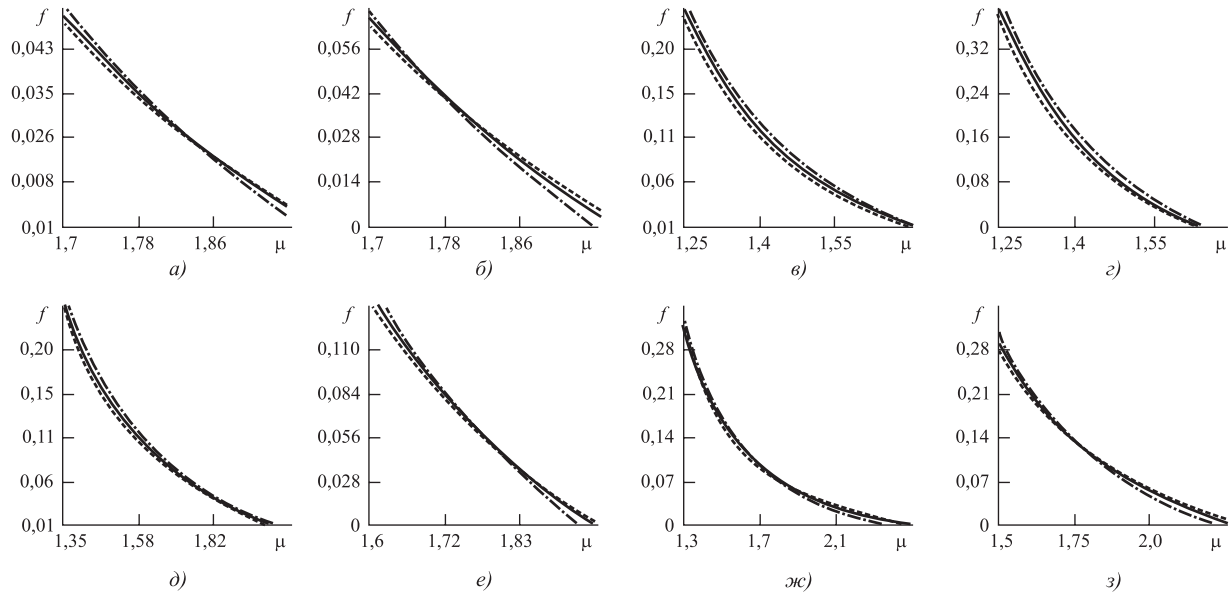


Рис. 5. Зависимости коэффициента трения от коэффициента вытяжки:
а...г — σ_z = 1000 МПа; *д...з* — σ_z = 1250 МПа; *а*, *в*, *д*, *ж* — α = 6°; *б*, *г*, *е*, *з* — α = 12°; *а*, *б*, *д*, *е* — σ_q = 0; *в*, *г*, *ж*, *з* — σ_q = 250 МПа; —— модель упрочнения (10); ----- модель (11); –·– модель (12)

циент вытяжки составлял 1,25 и 1,50. Значения напряжения противонатяжения и модели упрочнения те же, что и ранее. Видно, что линии для коэффициента трения при разных моделях упрочнения могут иметь максимум. Линия для модели упрочнения (10) находится между линиями для моделей (11) и (12). Рост коэффициента вытяжки с 1,25 до 1,50 вызвал заметное снижение коэффициента трения. При наличии противонатяжения уменьшился коэффициент трения, особенно при меньшей величине напряжения волочения 850 МПа (рис. 6, *а*, *б*). При коэффициенте вытяжки 1,50 (кривые *II*), σ_z = 850 МПа и σ_q = 250 МПа (рис. 6, *б*) коэффициент трения мал. В этом случае кривые *II* пересекают абсциссу в области 10°.

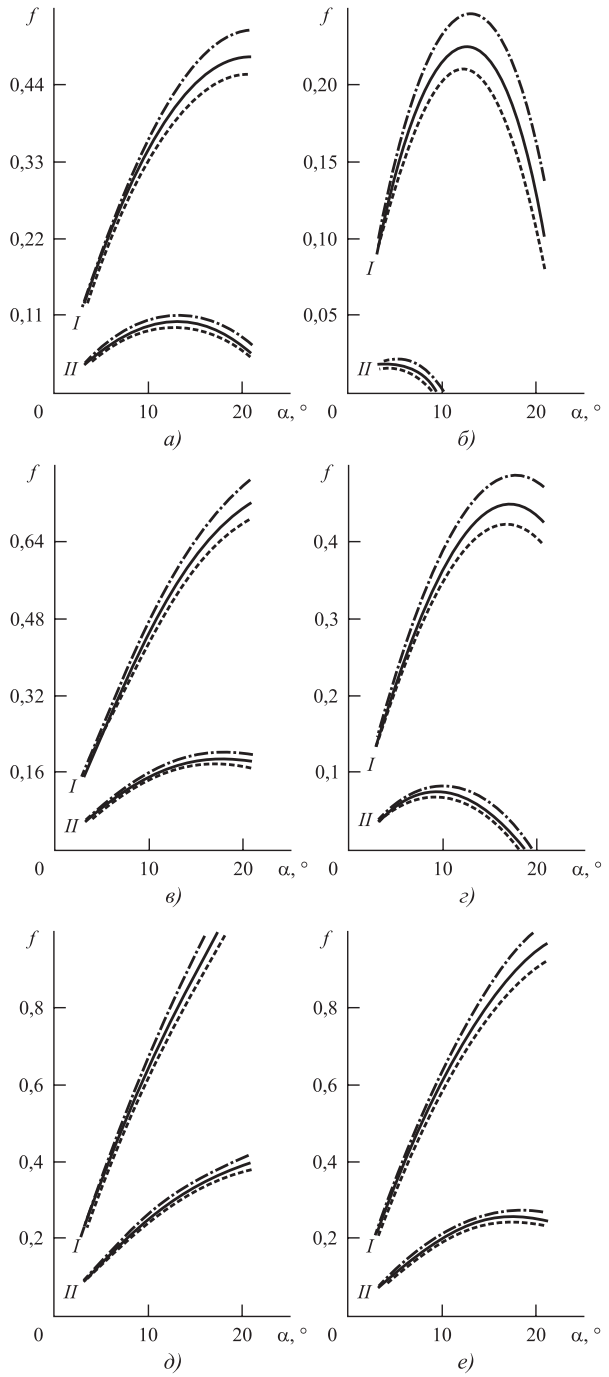


Рис. 6. Зависимости коэффициента трения от угла волочения α:
а, *б* — σ_z = 850 МПа; *в*, *г* — σ_z = 1000 МПа; *д*, *е* — σ_z = = 1250 МПа; *а*, *в*, *д* — σ_q = 0; *б*, *г*, *е* — σ_q = 250 МПа; I — μ = 1,25; II — μ = 1,50; —— модель упрочнения (10); ----- модель (11); –·– модель (12)

В заключение необходимо отметить возможность применения новых формул (16) и (17) при расчетно-экспериментальном методе определения коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля, при котором замеряется сила волочения и варьируются параметры деформации: коэффициент вытяжки, сила (напряжение) противонатяжения, угол волочения α. Также следует обратить внимание на связь между коэффициентом запаса прочности γ по И.Л. Перлину и показателем k_σ напряженного состояния по В.Л. Колмогорову, что отмечено в работе [13]. Для расчета показателя напряженного состояния по коэффициенту запаса прочности и обратного расчета коэффициента γ по показателю k_σ получены зависимости

$$k_\sigma = \frac{3 - 2\gamma}{\sqrt{3}\gamma}, \qquad (19)$$

$$\gamma = \frac{3}{\sqrt{3}k_\sigma + 2}. \qquad (20)$$

На рис. 7 показана взаимосвязь коэффициента γ И.Л. Перлина и показателя k_σ В.Л. Колмогорова согласно формулам (19) и (20). На вертикальной оси графика отложены значения показателя k_σ и коэффициента γ от −0,50 до 2,65. Нижнее

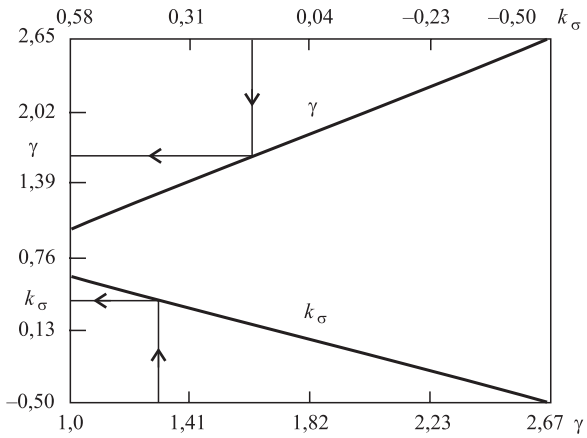


Рис. 7. Взаимосвязь коэффициента запаса прочности γ по И.Л. Перлину и показателя напряженного состояния k_σ по В.Л. Колмогорову

предельное значение коэффициента γ равно 1, а верхнее его значение не ограничено (для рассматриваемого случая принято значение 2,65). Поэтому линия для коэффициента γ начинается с единичной ординаты. Предельное значение показателя k_σ напряженного состояния равно 0,58 ($\sqrt{3}/3$), а отрицательное нижнее значение не ограничено. Предельное отрицательное (нижнее) значение показателя k_σ приняли равным −0,50. Линия для показателя k_σ проходит через точки с ординатами −0,50 и 0,58. При значении $k_\sigma = -0{,}50$ коэффициент $\gamma = 2{,}65$. На нижней горизонтальной линии графика отложены значения коэффициента запаса прочности γ от 1 до 2,67. А на верхней оси графика значения показателя k_σ изменяются от 0,58 до −0,50.

Стрелка от нижней горизонтальной оси γ после пересечения с линией для показателя k_σ указывает значение показателя k_σ. Стрелка, идущая от верхней горизонтальной оси для показателя k_σ, после пересечения с линией для коэффициента γ определяет значение коэффициента γ, соответствующее выбранному на верхней горизонтальной оси графика значению показателя k_σ. Таким образом, при волочении показатель k_σ напряженного состояния по В.Л. Колмогорову можно использовать для оценки запаса прочности, а коэффициент γ запаса прочности по И.Л. Перлину — как характеристику напряженного состояния деформируемого круглого сплошного профиля [13, 14].

Выводы

Предложены зависимости (17) и (18) для расчета коэффициента трения по напряжению волочения. При равном среднем пределе текучести и разных кривых упрочнения (10)...(12), что наблюдается при коэффициенте вытяжки 1,5, имеем разные значения показателей деформации при этих моделях упрочнения. Равные значения осевого напряжения и коэффициента трения обеспечиваются только при двух моделях упрочнения и коэффициенте вытяжки более 1,5. При коэффициенте вытяжки $\mu < 1{,}5$ имеем равенство при двух моделях упрочнения для абсолютного запаса прочности, коэффициента запаса прочности по И.Л. Перлину и показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову. При коэффициенте вытяжки 1,5 и принятых моделях упрочнения все расчетные показатели, включая коэффициент трения, были бы равны при этих моделях, если расчеты напряжения волочения выполнили бы по формулам, включающим усредненное значение предела текучести. Предложены зависимости (19) и (20) для установления взаимосвязи коэффициента запаса прочности по И.Л. Перлину и показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Губкин С.И.** Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. 306 с.
2. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. В 3 т. М.: Металлургия, 1971. 447 с.
3. **Контактное** трение в процессах обработки металлов давлением / А.Н. Леванов, В.Л. Колмогоров, С.П. Буркин и др. М.: Металлургия, 1976. 412 с.
4. **Мор У., Павельски О., Расп В.** Оценка технологических смазок для волочения прутков и катанки // Черные металлы. 1987. № 10. С. 16—22.
5. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск, ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.
6. **Гурьянов Г.Н.** Оценка параметров волочения при разных моделях упрочнения проволочной заготовки // Сталь. 2014. № 7. С. 71—77.
7. **Гурьянов Г.Н.** Запас прочности нержавеющей проволоки при различных методах учета среднего предела текучести в очаге деформации // Изв. вузов. Черная металлургия. 2009. № 10. С. 24—27.
8. **Гурьянов Г.Н.** Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от критериев формы очага деформации при разных моделях упрочнения проволоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 11. С. 22—35.
9. **Гурьянов Г.Н.** Прирост осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки от контактного трения при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволоки // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 8. С. 32—44.
10. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. Екатеринбург: Изд-во УГТУ — УПИ, 2001. 836 с.
11. **Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В.** Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.
12. **Гурьянов Г.Н.** Методы определения коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 8. С. 60—68.
13. **Гурьянов Г.Н.** Показатель напряженного состояния как силовой критерий разрушения в процессе волочения // Изв. вузов. Черная металлургия. 2011. № 1. С. 24—26.
14. **Гурьянов Г.Н.** Применение показателя напряженного состояния как силового критерия разрушения при волочении проволоки // Обработка сплошных и слоистых материалов: Межвуз. сб. науч. тр.; под ред. М.В. Чукина. Магнитогорск, МГТУ, 2010. С. 52—59.

УДК 620.172.2:621.373.826

А.В. Бровер, Г.И. Бровер
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: brover@mail.ru

Повышение качества покрытий, нанесенных на поверхность сталей электроискровым легированием и ионно-плазменным напылением, путем лазерной обработки

Приведены результаты экспериментальных исследований структуры и свойств сталей и сплавов, повергнутых лазерной химико-термической обработке из покрытий разного химического состава. Показано, что рациональный выбор химического состава и способа нанесения покрытий на поверхность металлических изделий различного функционального назначения позволяет повысить твердость облученных рабочих зон на 30...50 % и износостойкость в 2...3 раза по сравнению с объемно-закаленными сталями.

Ключевые слова: *лазерное упрочнение сталей, структура и свойства облученных покрытий, повышение твердости обработанных зон.*

The results of experimental studies of the structure and properties of steels and alloys, cast down by laser chemical-heat treatment of coatings of different chemical composition are given. It is shown that rational selection of chemical composition and method of applying coatings on the surface of metal products with different functionality allows to increase the hardness of the irradiated working area by 30...50 %, wear resistance 2...3 times as compared with volumetric-hardened steels.

Keywords: *laser hardening of steels, the structure and properties of irradiated coatings, increasing the hardness of the treated areas.*

Введение

Анализ проблемы повышения надежности и долговечности изделий различного функционального назначения показал, что в настоящее время увеличение срока их службы только путем применения дорогостоящих высоколегированных сталей в большинстве случаев нецелесообразно экономически. Поэтому чрезвычайно актуальным и важным становится повышение долговечности изделий из углеродистых и экономно легированных сталей за счет термоупрочнения и микролегирования их рабочих частей с использованием лазерного излучения.

Прежде всего, следует отметить следующие характерные особенности покрытий, полученных на сталях методами электроискрового легирования (ЭИЛ) и ионно-плазменного напыления.

Покрытия, полученные электроискровым легированием, например графитом и твердым сплавом ВК6, обладают относительно большой прочностью сцепления с материалом подложки. Специфические свойства поверхностного слоя изделия после ЭИЛ определяются двумя явлениями: направленным переносом материала анода на подложку и импульсным воздействием на микрообъемы поверхностного слоя высоких давлений и температур. Но следует отметить большую степень неоднородности состава, а также неравновесность и гетерогенность структуры слоев, образующихся на поверхностях изделий.

Технология нанесения покрытий методом конденсации с ионной бомбардировкой (КИБ) отличается высокой производительностью. Покрытия, в частности TiN и ZrN, обладают высокой твердостью (более 20 ГПа), пассивностью по отношению к внешней среде, а также теплостойкостью в сочетании с достаточно высокой адгезией покрытий к металлическим подложкам. Но такие покрытия имеют чрезвычайно малую толщину (3...5 мкм),

обладают хрупкостью, и в процессе их формирования необходим нагрев подложки до 350...500 °С, что ограничивает номенклатуру покрываемых сталей. Кроме того, в покрытиях наблюдаются значительные внутренние напряжения, связанные с высокой скоростью их конденсации при нанесении (0,1...0,5 мкм/мин). При релаксации этих напряжений может происходить отслаивание покрытий от металлической основы.

Для повышения качества покрытий, полученных методами ЭИЛ и КИБ, в работе предлагается использовать лазерную обработку поверхности сталей.

Методики исследований

Материалами для исследований послужили углеродистые и легированные стали: У8, У10А, У12, Х12М, Р18, Р6М5.

Импульсное лазерное облучение проводили на технологических установках "Квант-16" и ГОС-30М. Изменение энергии излучения, степени дефокусировки луча (3...6 мм), длительности излучения ($(1...6)\cdot10^{-3}$ с) позволило варьировать плотность мощности излучения в широких пределах (50...250 МВт/м^2).

Идентификацию фазового состава и изучение структуры материалов после лазерной обработки проводили несколькими методами, сочетание которых определяли задачами исследований и методическими возможностями: металлографическим, рентгеноструктурным, исследованием зон лазерной обработки с использованием сканирующего зондового микроскопа в режиме атомно-силовой микроскопии, измерением твердости и др.

Легирующие покрытия создавали несколькими методами: ЭИЛ на установке "Элитрон"; ионно-плазменным напылением на установке "Булат" (метод КИБ).

Основные свойства материалов определяли на стандартном оборудовании по стандартным методикам.

Результаты исследований и их обсуждение

Для определения структурно-фазовых превращений и эффектов упрочнения были проведены эксперименты по ЭИЛ сталей графитом и твердым сплавом ВК6. Был опробован и вариант комбинирования ЭИЛ с лазерной закалкой. Дюрометрические исследования поверхностных слоев сталей, результаты которых приведены на рис. 1, показали, что выполненная после ЭИЛ лазерная обработка приводит к незначительному снижению твердости облученного металла при значительном (в 3...4 раза) увеличении глубины упрочненных слоев (см. рис. 1, кривая *2*).

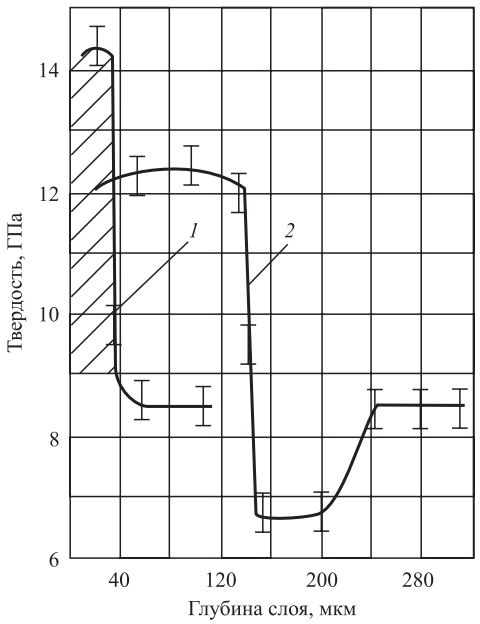


Рис. 1. Распределения твердости по глубине упрочненного слоя на стали У8:
1 — после электроискрового легирования ВК10; *2* — после электроискрового легирования ВК10 с последующей лазерной закалкой

В целях подтверждения возможности вплавления карбидов вольфрама в поверхностные слои сталей в случае лазерного легирования из покрытий, полученных ЭИЛ, провели рентгенофазовые исследования упрочненных слоев на легированных сталях (рис. 2).

Для сравнения определяли фазовый состав легированных участков на сталях после лазерного вплавления карбидов вольфрама из порошковых покрытий. Относительное содержание карбидов оценивали по отношению интегральных интенсивностей линий с разными индексами плоскостей отражения.

Установлено, что на рентгенограммах фиксируются рефлексы WC и W_2C, формирующиеся в условиях дефицита по углероду. Заметно некоторое смещение рефлексов карбидов в сторону больших углов отражения, что свидетельствует об их измененном стехиометрическом составе. Следует отметить, что трансформация карбида WC в W_2C способствует повышению твердости легированного поверхностного слоя, поскольку твердость карбида W_2C в 2 раза превышает твердость карбида WC.

Таким образом, проведенные исследования показали, что, несмотря на чрезвычайно малую продолжительность процесса лазерного легирования, в случае лазерного легирования твердыми сплавами типа ВК фиксируется значительное ко-

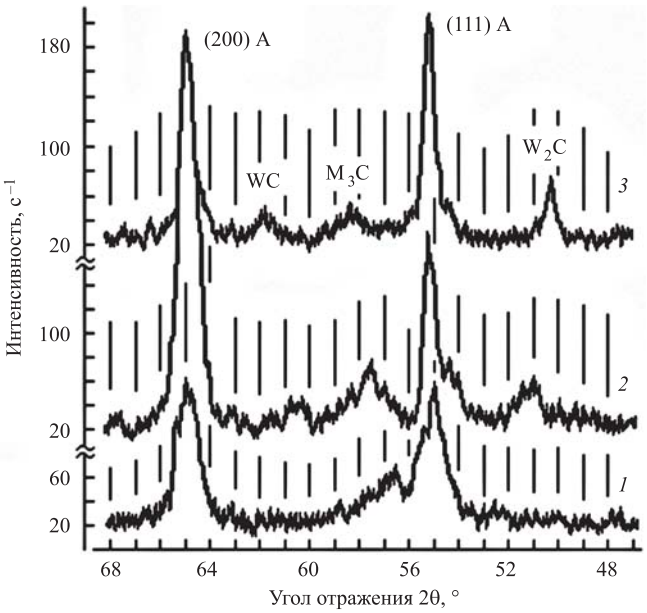


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм стали Х12М:
1 — после ЭИЛ твердым сплавом ВК6; *2* — ЭИЛ сплавом ВК6 с последующей лазерной закалкой; *3* — лазерного легирования из обмазок, содержащих твердый сплав ВК6

личество (30...35 %) вплавленных карбидов WC, W_2C, имеющих высокую твердость. Это положительно сказывается на основных эксплуатационных свойствах облученных сталей.

Для расширения представлений о процессах, происходящих в зонах лазерного воздействия при совмещении лазерного легирования со скоростной закалкой, провели эксперименты по облучению стали Р18, на поверхность которой были нанесены методом КИБ покрытия TiN, ZrN.

Одним из недостатков метода КИБ является присутствие в потоке напыляемого вещества микрокапельной фазы, что повышает дефектность покрытия и снижает его твердость. В частности, исследования с помощью сканирующего зондового микроскопа (СЗМ) покрытия TiN после нанесения (рис. 3) показали, что поверхность покрытий шероховатая из-за присутствия капель (диаметром 1...2 мкм) овальной формы, сформировавшихся при разбрызгивании материала катода. В каплях содержится α-титан, что приводит к снижению твердости и увеличению схватываемости покрытия с материалом контртела в парах трения.

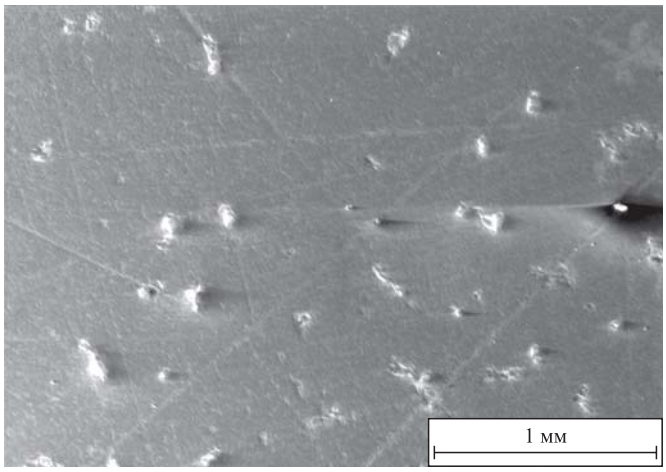


Рис. 3. Сканированное изображение покрытия TiN с использованием СЗМ после нанесения методом КИБ

При лазерной обработке ионно-плазменных покрытий появляется возможность увеличить глубину легированного слоя при сохранении основных эксплуатационных свойств покрытий, обеспечить плавный перехода свойств от покрытия к подложке и снизить локализацию напряжений на границе раздела "покрытие — подложка" за счет процессов диффузии при перемешивании оплавленного лазерным излучением металла.

Экспериментально установлено, что оптимальным режимом лазерной обработки следует считать лазерное облучение с плотностью мощности q = 125 МВт/м^2, позволяющее подплавить покрытие толщиной 5 мкм без испарения и нарушения микрогеометрии поверхности. При этом повышается прочность сцепления покрытия со стальной подложкой и повышается трещиностойкость облученных изделий с покрытиями.

Как показал металлографический анализ, после лазерной обработки толщина упрочненного слоя на стали Р18 достигает 100...120 мкм. При этом на рентгенограммах фиксируются рефлексы TiN и ZrN (рис. 4), что свидетельствует о протекании процесса лазерного легирования поверхностных слоев быстрорежущих сталей дисперсными частицами нитридов титана и циркония, имеющими высокую твердость (до 15...17 ГПа).

Лазерная обработка покрытий, полученных разными способами, оказывает влияние на твердость, теплостойкость и износостойкость облученного металла (таблица).

Установлено, что при проведении лазерной обработки покрытий, полученных методом ЭИЛ или КИБ, наблюдается значительное увеличение глубины упрочненного слоя при достаточно высоких его твердости и износостойкости. Замечено также, что нанесенные на поверхность образцов покрытия способствуют увеличению поглощательной способности и, соответственно, глубины упрочненного слоя на 10...35 % по сравнению с импульсной лазерной обработкой.

Для определения антифрикционных свойств инструментальных сталей У8А, Р18, Х12Ф1 после различных видов поверхностной упрочняющей

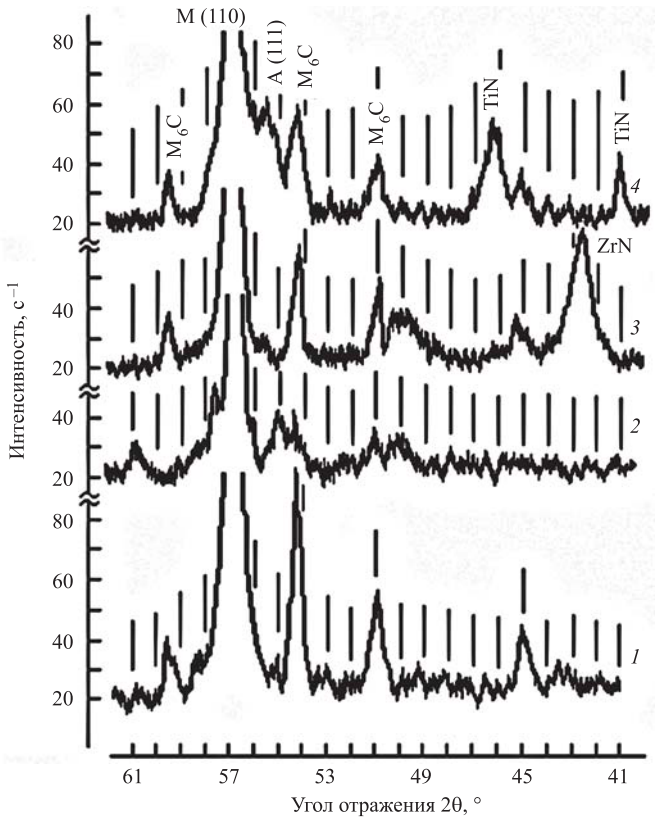


Рис. 4. Фрагменты рентгенограмм стали Р18:
1 — после объемной термообработки (закалка и отпуск); *2* — лазерной закалки; *3* — нанесения ZrN; *4* — нанесения TiN методом КИБ с последующей лазерной закалкой

обработки провели испытания на трение на трибометре ТР-5. Испытаниям подвергали образцы после различных вариантов поверхностной и объемной обработки: ЭИЛ твердым сплавом ВК10; ионно-плазменного напыления TiN (до и после лазерной обработки).

Выводы

1. Совмещение лазерного нагрева с легированием поверхностных слоев сталей из покрытий разного состава, полученных ЭИЛ и методом КИБ, является эффективным средством повышения основных эксплуатационных свойств упрочняемых изделий.

2. Строение и свойства лазерно-легированных поверхностных слоев на сталях зависят от способа нанесения легирующих покрытий. Коэффициенты трения образцов после лазерного легирования уменьшаются по сравнению с их значениями у основного металла в 1,5...3 раза, а у подвергнутого только лазерной закалке — в 1,5 раза.

3. Состав покрытий необходимо определять исходя из требуемых условиями эксплуатации свойств упрочняемых изделий.

Основные характеристики поверхностного слоя на стали У8А после различных способов обработки

Способ обработки, нанесения покрытий, состав покрытия, основные легирующие элементы	Глубина упрочненного слоя, мкм	Твердость, ГПа	Износ за 120 мин испытаний на трение, мг
Объемная закалка	—	8,5	25
Лазерная импульсная закалка	130	11,0	12,5
ЭИЛ графитом	30	14,0	11,5
ЭИЛ графитом с последующей импульсной лазерной закалкой	140	12,5	11,0
ЭИЛ твердым сплавом ВК6	40	14,0	11,5
ЭИЛ твердым сплавом ВК6 с последующей импульсной лазерной закалкой	160	12,5	10,0
ЭИЛ молибденом	40	12,5	10,0
ЭИЛ молибденом с последующей лазерной закалкой	180	11,0	9,0
Нанесение TiN методом КИБ	5	15...17	8,0
Нанесение TiN методом КИБ с последующей импульсной лазерной закалкой	140	12,5	10,0

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Оптимизация** геометрических параметров макроструктуры и состава композиционных покрытий, полученных лазерным легированием / Г.И. Бровер, В.Н. Пустовойт, А.В. Бровер, М.Г. Магомедов // Материаловедение. 2001. № 5. С. 22—27.

2. **Лазерное** легирование сталей и сплавов из покрытий, полученных разными способами / Г.И. Бровер, В.Н. Пустовойт, А.В. Бровер и др. // Перспективные материалы. 2001. № 5. С. 74—80.

3. **Бровер А.В.** Структурные особенности процесса поверхностного упрочнения стали концентрированными потоками энергии // Материаловедение. 2005. № 9. С. 18—23.

4. **Поверхностное** легирование сталей и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии / Г.И. Бровер, В.Н. Варавка, А.В. Бровер, Л.Д. Дьяченко // Изв. вузов. Северо-Кавказский регион. Техн. науки. 2005. Спец. вып. "Проблемы машиностроения". С. 88—93.

5. **Бровер А.В.** Комплекс механизмов упрочнения металлических материалов при импульсной лазерной обработке // Перспективные материалы. 2008. № 1. С. 63—69.

6. **Бровер А.В., Пустовойт В.Н.** О локализованных напряжениях в лазерно-облученной поверхности ме-

таллических материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 1. С. 3—7.

7. **Бровер А.В., Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д.** Некоторые особенности структурного состояния сталей в зонах лазерной обработки // Изв. вузов. Черная металлургия. 2007. № 6. С. 37—40.

8. **Бровер А.В.** Структурообразование в сталях и сплавах в процессе скоростной лазерной термической обработки. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2010. 155 с.

9. **Бровер А.В., Пустовойт В.Н., Крейнин С.В.** Влияние режимов лазерной обработки на структуру и свойства инструментальных сталей // Металлообработка. 2008. № 2 (43). С. 28—32.

10. **Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д., Бровер А.В.** Повышение эксплуатационных характеристик химических покрытий на сталях лазерной термообработкой // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 5. С. 11—14.

11. **Бровер А.В.** Лазерное поверхностное упрочнение металлообрабатывающего инструмента // СТИН. 2008. № 1. С. 14—18.

12. **Бровер А.В.** Особенности лазерной упрочняющей обработки деталей машин и инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 6. С. 12—16.

13. **Бровер А.В., Крейнин С.В., Приймак А.В.** Сопротивление разрушению инструментальных сталей, обработанных лазером // СТИН. 2010. № 8. С. 19—21.

14. **Бровер А.В., Бровер Г.И., Шевцова О.В.** Структурная самоорганизация поверхностных слоев сталей при лазерном микролегировании из порошковых покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 2 (122). С. 21—28.

УДК 621.791.92: 669.018.25

Г.А. Прибытков, А.В. Барановский, И.А. Фирсина, В.Г. Дураков, М.Г. Криницын
(Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск)
E-mail: gapribyt@mail.ru

Твердость и абразивная износостойкость электронно-лучевых покрытий, наплавленных СВС композиционными порошками TiC + сталь Р6М5*

Исследовано влияние структуры электронно-лучевых покрытий, наплавленных композиционными порошками TiC + сталь Р6М5, полученными методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), на их твердость и абразивную износостойкость. Установлено, что твердость покрытий, упрочненных гранулами композиционного порошка и отдельными частицами карбида титана в стальной связке, мало отличается от твердости покрытия, наплавленного порошком стали Р6М5. Причиной является самозакалка быстрорежущей стали на стадии охлаждения наплавочной ванны. Абразивная износостойкость покрытий, наплавленных композиционными порошками, в 2,3...4,7 раз выше износостойкости покрытия, наплавленного стальным порошком. Повышение износостойкости обеспечивается нераспавшимися при наплавке гранулами композиционного порошка и отдельными карбидными включениями в межгранульных промежутках стальной связки. В переходной зоне покрытие — подложка отсутствуют твердые хрупкие прослойки, которые могли бы ухудшить прочность сцепления покрытия со стальной подложкой.

Ключевые слова: *металломатричные композиты, карбид титана, быстрорежущая сталь, микроструктура, твердость, абразивная износостойкость, механизм изнашивания.*

A connection between structure, hardness and abrasive wear of the coatings cladded by electron-beam facing of TiC + high speed steel (HSS) binder composite powders has been investigated. TiC + HSS binder powders were obtained by of self-propagating high-temperature synthesis method (SHS). A cladded coating structure consist of undissolved granules of the composite powder and disperse TiC particles uniformly distributed over steel binder. It is found, that the abrasive wear resistance of the coatings cladded by the composite powder is 2.3...4.7 times more than that cladded by HSS powder. According to microhardness testing there are no hard and brittle interlayers at a coating — low-carbon steel base plate boundary.

Keywords: *metal-matrix composite, titanium carbide, high-speed steel, structure, hardness, abrasive wear resistance, wear mechanism.*

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 годы при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 16-08-00493а и № 16-48-700381).

Введение

Металломатричные композиты со структурой из дисперсных твердых частиц, заключенных в металлическую матрицу, обладают уникальным сочетанием твердости, износостойкости и вязкости. Характерным примером таких материалов являются инструментальные твердые сплавы, получаемые спеканием порошковых смесей из дисперсных карбидов и металлической связки. Наиболее широко применяются твердые сплавы ВК на основе карбида вольфрама с кобальтовой связкой. В безвольфрамовых или маловольфрамовых инструментальных твердых сплавах дорогой карбид вольфрама частично заменяют кубическим карбидом титана, твердость которого в полтора раза превышает твердость карбида вольфрама. Спеченные металломатричные композиты на основе карбида титана со стальными связками называют карбидосталями [1]. Карбидостали применяют в тех случаях, когда по условиям работы от материала требуются высокая твердость и достаточная вязкость, чтобы противостоять умеренным ударным нагрузкам. Благодаря высокой твердости карбида титана и округлой, равноосной форме карбидных включений в структуре композита [2] карбидостали имеют отличную износостойкость в трибосопряжениях и в условиях абразивного износа.

Наибольший практический интерес в качестве связок в карбидосталях представляют легированные стали, принимающие закалку при малых скоростях охлаждения. Именно таким свойством обладает быстрорежущая сталь Р6М5, твердость которой после охлаждения на воздухе достигает 64 HRC [3], а при охлаждении в вакуумной печи превышает 60 HRC [4]. Кроме использования в качестве связки в карбидосталях порошки быстрорежущей стали Р6М5 применяют для напыления [5] и наплавки [6] износостойких покрытий. Введение в структуру металлических карбидов значительно увеличивает твердость и износостойкость покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой порошковыми смесями Р6М5 и карбидов [7].

В настоящей статье приведены результаты исследования электронно-лучевых покрытий, наплавленных композиционными порошками карбид титана — связка Р6М5, которые были получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в реакционных порошковых смесях. **Цель работы** — исследовать связь структуры наплавленных покрытий с их твердостью и износостойкостью и установить механизмы изнашивания покрытий абразивным зерном.

Материалы и методы исследований

Для наплавки использовали композиционные порошки, полученные дроблением и рассевом на фракции СВС-спеков, полученных послойным горением порошковых реакционных смесей из титана, технического углерода (сажи) и ПР-10Р6М5. Более подробно условия получения композиционных порошков и их свойства описаны в [8]. Для улучшения наплавляемости композиционные порошки разбавляли стальным порошком, чтобы получить интегральное содержание связки 80 % об. Наплавку проводили на специальной установке [9, 10], которая включает вакуумную камеру с системой откачки, дозатор порошка с прибором управления дозатором, манипулятор и электронно-лучевую пушку с высоковольтным источником питания и системой управления лучом. Покрытия наплавляли на подложки из малоуглеродистой стали толщиной 4 мм при следующем режиме: ускоряющее напряжение — 27 кВ; ток луча до 100 мА; амплитуда сканирования непрерывного электронного луча — 20 мм; скорость продольного перемещения подложки — 3 мм/с; скорость подачи порошкового наплавочного материала в зону наплавки — 50 г/мин.

Структуру СВС-порошков и наплавленных покрытий исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования "Нанотех" ИФПМ СО РАН методами оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Германия) и растровой электронной микроскопии (EVO 50, Zeiss, Германия). Для сравнительной оценки свойств покрытий, наплавленных стальным и композиционным порошками, измерили твердость и провели испытания на абразивный износ по ГОСТ 23.208—79. В качестве абразива использовали электрокорунд № 16-П зернистостью 160...200 мкм. Микротвердость измеряли с помощью прибора ПМТ-3, а макротвердость по Виккерсу — прибора Duramin-500 (Stuers A/S, Дания) при нагрузке 500 гс.

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура наплавленных покрытий. Покрытия, сформированные многопроходной электронно-лучевой наплавкой, имеют толщину 2...5 мм (в зависимости от числа проходов). В основном объеме (вне переходной зоны покрытие — подложка) покрытия имеют характерную структуру, включающую гранулы композиционного порошка и отдельные карбидные частицы в стальной связке (рис. 1). Таким образом, при использованных режимах наплавки композиционные покрытия имеют структуру с двумя разномасштабными

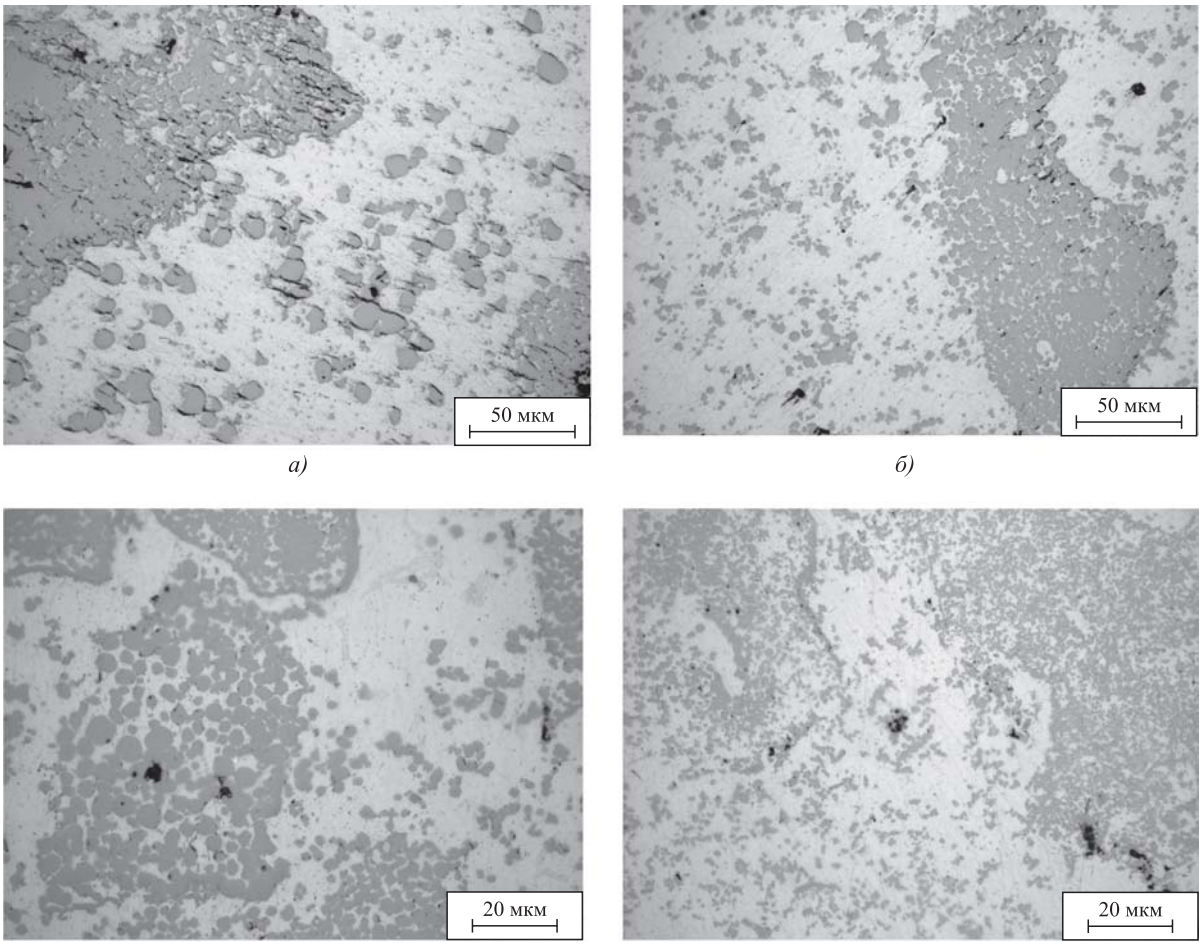


Рис. 1. Микроструктуры наплавок композиционными порошками с различным содержанием стальной связки:
а — 20 % об.; *б* — 30 % об.; *в* — 40 % об.; *г* — 50 % об.

упрочняющими элементами: гранулами размером более 100 мкм и отдельными карбидными включениями в стальной матрице. Карбидные включения различаются по дисперсности и морфологии и имеют двоякое происхождение. Бóльшая часть из них принадлежит гранулам наплавляемого порошка и перешла в объем наплавочной ванны после расплавления стальной связки в периферийных областях гранул. Другая, меньшая по количеству и размеру часть карбидных включений выпала из пересыщенного по титану и углероду жидкометаллического раствора наплавочной ванны на стадии охлаждения.

После наплавки порошковых смесей Р6М5 с композиционными порошками различной дисперсности выяснилось, что средний размер нераспавшихся гранул композиционных порошков в структуре наплавок значительно меньше, чем их исходный размер (рис. 2), за счет расплавле-

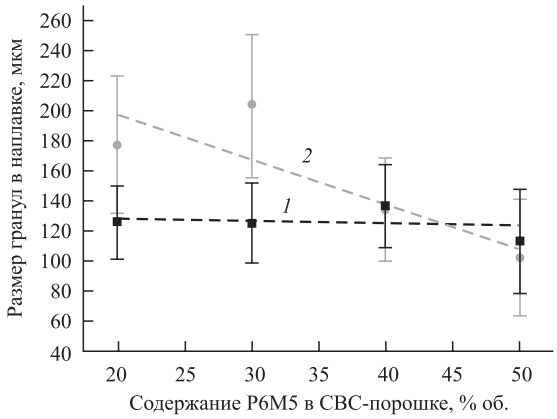


Рис. 2. Зависимость среднего размера гранул в наплавках композиционными порошками различной дисперсности от содержания стальной связки в гранулах. Исходный размер гранул композиционного порошка: 125...200 мкм (*1*); 200...315 мкм (*2*)

ния связки в периферийных областях гранул. При этом размер гранул в наплавках мелким порошком не зависит от содержания стальной связки в гранулах, а в наплавках крупным порошком он монотонно уменьшается с увеличением содержания связки в гранулах.

Твердость и износостойкость наплавленных покрытий. Средняя твердость покрытий, наплавленных смесями с мелкими композиционными порошками, возрастает с увеличением содержания связки в мелких гранулах композиционного порошка (рис. 3, *а*). Разброс в значениях твердости покрытий, наплавленных крупным порошком, значительно больше, чем в покрытиях, наплавленных мелким порошком, а определенной зависимости их твердости от содержания связки нет. Характерно, что твердость покрытия, наплавленного стальным порошком, находится примерно посередине интервала, в котором изменяется твердость покрытий, наплавленных композиционными порошками. Таким образом, из-за эффекта самозакалки стали Р6М5 введение карбида титана мало влияет на твердость композиционных покрытий, в отличие от его влияния на абразивную износостойкость (рис. 3, *б*). Износостойкость композиционных покрытий, наплавленных крупными порошками, выше износостойкости покрытий Р6М5 в 2,3 раза, а для покрытий, наплавленных мелкими порошками — примерно в 4,7 раза. О причинах такой зависимости износостойкости от дисперсности наплавляемого порошка, а также о механизме износа можно судить по виду изношенных поверхностей (рис. 4).

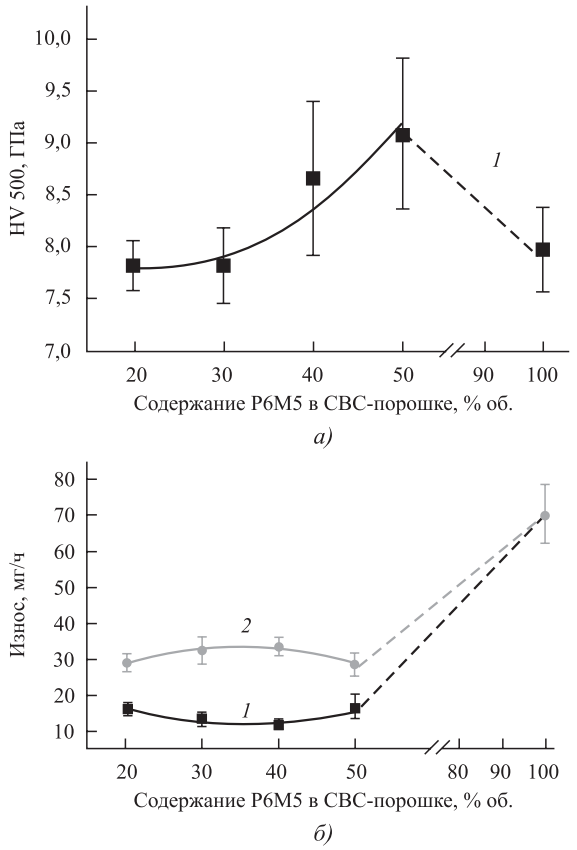


Рис. 3. Зависимости твердости (*а*) и скорости износа (*б*) наплавок порошком Р6М5 и порошковыми смесями от содержания стальной связки в СВС композиционных порошках. Интегральное содержание Р6М5 в наплавляемых порошковых смесях — 80 об. %:
1 — наплавка порошками 125...200 мкм; *2* — наплавка порошками 200...315 мкм

Параллельные борозды на изношенной поверхности наплавки Р6М5 (рис. 4, *а*) свидетельствуют о том, что основным механизмом износа является микрорезание стали остроугольными частицами корунда с твердостью около 20 ГПа. Дисперсные карбидные частицы в структуре нераспавшихся гранул композиционного порошка прочно скреплены стальной связкой, которая обеспечивает достаточную вязкость гранул и предохраняет их от хрупкого разрушения под действием зерен абразива. Гранулы выступают над поверхностью (рис. 4, *г*), препятствуя контакту частиц абразива с менее твердой стальной связкой межгранульных прослоек и уменьшая скорость износа. Чем меньше размер гранул (при одинаковой объемной доле), тем больше их приходится на единицу площади изнашиваемой поверхности, соответственно, тем меньше ширина межгранульных прослоек стальной связки и меньше их износ относительно крупными (160...200 мкм) зернами абразива. Этим объясняется меньшая скорость износа покрытий, наплавленных мелкими порошками (см. рис. 3, *б*).

Скорость износа гранул композиционного порошка зернами абразива зависит от их твердости, которая определяется, с одной стороны, объемным содержанием стальной связки в гранулах, а с другой — дисперсностью карбидных включений. Из-за разнонаправленности влияния этих двух факторов на микротвердость зависимость микротвердости от содержания стальной связки немонотонная, но с тенденцией уменьшения по мере увеличения содержания стальной связки (рис. 5).

Гранулы с содержанием связки 40 % об. имеют недостаточную твердость, поэтому они срезаются твердыми остроугольными зернами абразива. Скорость износа гранул мало отличается от скорости износа межгранульных прослоек связки, упрочненных дисперсными карбидными частицами (см. рис. 1, *в*). Это приводит к образованию сглаженного рельефа на изношенной поверхности (см. рис. 4, *е*). В наплавке порошком с 20 % связки гранулы имеют более высокую твердость, что

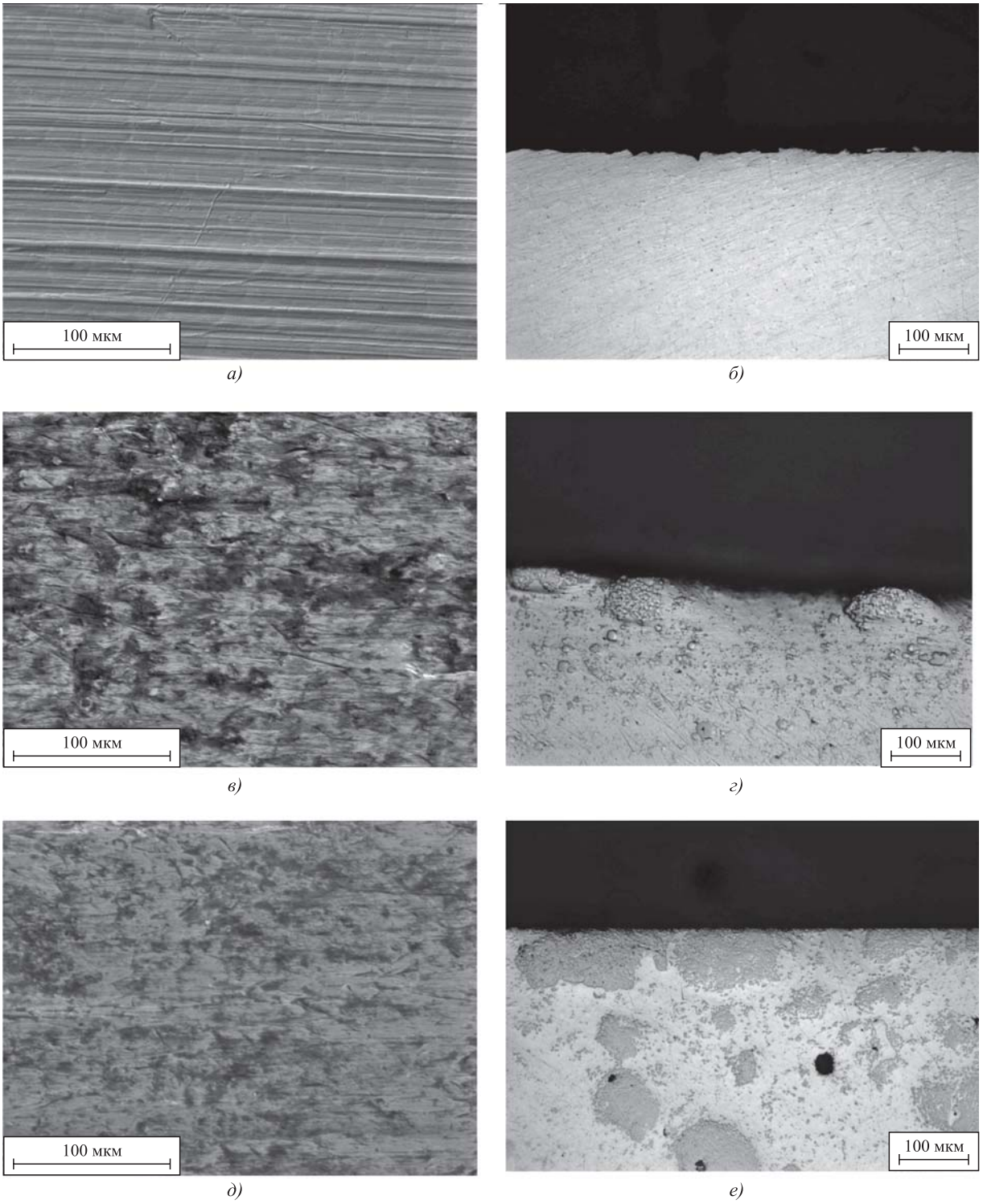


Рис. 4. Изношенные поверхности наплавок (*а*, *в*, *д* — вид сверху; *б*, *г*, *е* — вид сбоку). Состав порошковых присадок: Р6М5 (*а*, *б*); смесь с TiC + 20 % об. Р6М5 (*в*, *г*); смесь с TiC + 40 % об. Р6М5 (*д*, *е*)

обеспечивает меньшую скорость износа гранул по сравнению с износом связки. Это приводит к образованию на изношенной поверхности рельефа с выступающими над поверхностью гранулами (см. рис. 4, *г*).

Микроструктура и твердость переходной зоны покрытие — подложка. Переходная зона покрытие — подложка имеет большое значение, так как от ее фазового состава и структуры зависит прочность сцепления покрытия и подложки, т. е. ве-

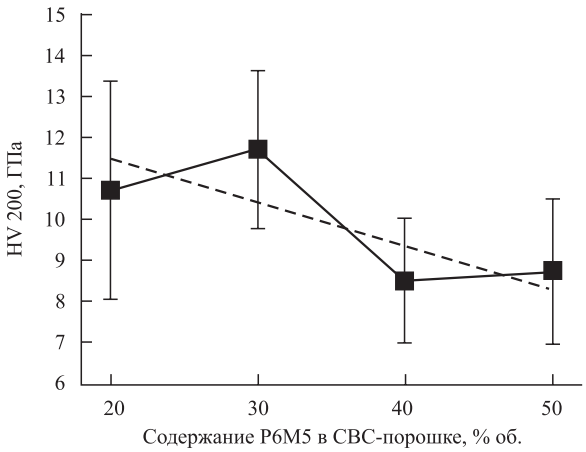
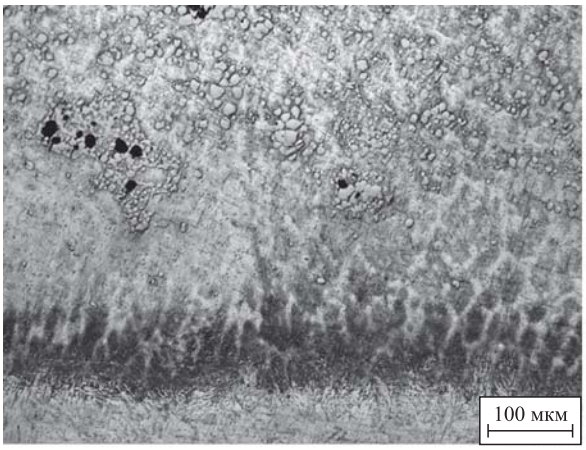


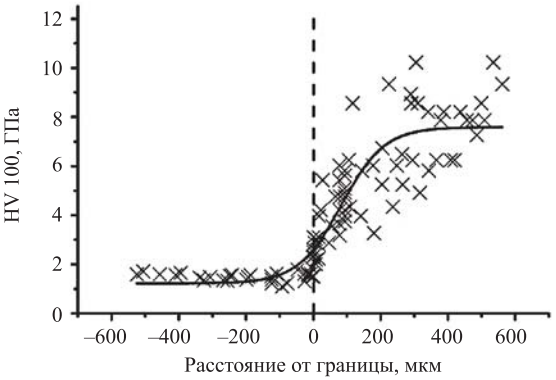
Рис. 5. Зависимость микротвердости (HV 200) гранул композиционного порошка от объемного содержания стальной связки

личина адгезии. Адгезия тем более важна, так как в окрестности границы покрытие — подложка в процессе наплавки возникают большие внутренние напряжения, как следствие различия коэффициентов термического расширения покрытия и подложки, а также значительных градиентов температуры. На рис. 6 приведены микроструктура и изменение микротвердости в переходной зоне покрытие — подложка двух наплавок.

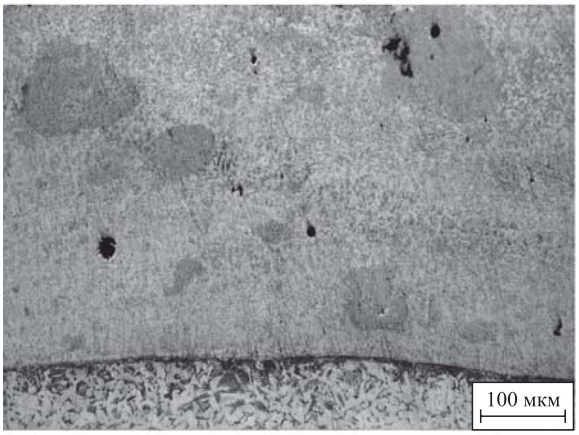
Структура прилегающей к подложке переходной зоны наплавленных покрытий (рис. 6) отличается от структуры основного объема наплавки меньшим количеством нераспавшихся гранул и отдельных карбидных включений за счет разбавления переходной зоны железом из подплавленной стальной подложки. Локальная микротвердость наплавки как в переходной зоне, так и



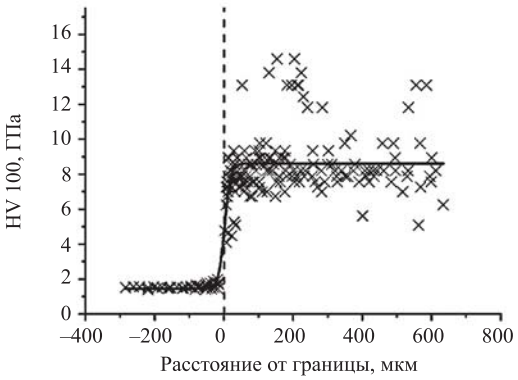
а)



б)



в)



г)

Рис. 6. Микроструктуры (*а*, *в*) и профили микротвердости (*б*, *г*) в переходной зоне покрытие — подложка:
а, *б* — наплавка порошком TiC + 20 % об. Р6М5; *в*, *г* — наплавка порошком TiC + 50 % об. Р6М5

вне ее колеблется в широких пределах из-за гетерогенности структуры. Максимальные значения микротвердости соответствуют микротвердости гранул или отдельных карбидных частиц, а минимальные значения — микротвердости стальной связки. Переход от твердости подложки к твердости основного объема покрытия более плавный в переходной зоне для наплавок смесями с порошком TiC + 20 % об. Р6М5, чем для наплавки с порошком TiC + 50 % об. Р6М5 (рис. 6, *б*, *г*). Это согласуется с более широкой переходной зоной у наплавки с порошком TiC + 20 % об. Р6М5 (рис. 6, *а*) по сравнению с резким переходом от подложки к наплавке с порошком TiC + 50 % об. Р6М5 (рис. 6, *в*). Такое различие профилей микротвердости можно объяснить тем, что твердость стальной связки, упрочненной дисперсными карбидными частицами (см. рис. 1, *г*), в наплавке с порошком TiC + 50 % об. Р6М5 выше, чем твердость связки в наплавке с порошком TiC + 20 % об. Р6М5, в которой имеются только редкие включения крупных карбидов (см. рис. 1, *а*). Согласно данным металлографии и виду профилей микротвердости в переходной зоне всех покрытий отсутствуют твердые и хрупкие прослойки, которые могли бы ухудшить прочность сцепления покрытия с подложкой.

Выводы

1. При электронно-лучевой наплавке смесей СВС композиционных порошков TiC + Р6М5 с порошком быстрорежущей стали формируется двухуровневая структура наплавленного покрытия с матрицей из быстрорежущей стали и двумя разномасштабными упрочняющими элементами: нераспавшимися гранулами композиционного порошка размером более 100 мкм и отдельными карбидными включениями в стальной связке.

2. Ввиду эффекта самозакалки быстрорежущей стали при охлаждении наплавочной ванны введение карбида титана в структуру наплавленных покрытий мало влияет на их твердость.

3. Абразивная износостойкость покрытий, наплавленных смесями с композиционными порошками, зависит от дисперсности композиционных порошков в порошковых присадках и в 2,3...4,7 раз превышает износостойкость покрытия, наплавленного порошком быстрорежущей стали.

4. Повышение износостойкости обеспечивается нераспавшимися при наплавке гранулами композиционного порошка и отдельными карбидными включениями в межгранульных промежутках стальной связки.

5. В переходной зоне покрытие — подложка отсутствуют твердые, хрупкие прослойки, которые могли бы вызвать отслоение или разрушение наплавленного покрытия.

Авторы благодарят В.П. Кривопалова за помощь при синтезе порошков и проведении износных испытаний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.В.** Карбидостали. М.: Металлургия, 1988.

2. **Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А.П.** Карбид титана. Получение, свойства, применение. М.: Металлургия, 1987. 217 с.

3. **Шнейдерман А.К.** Влияние скорости охлаждения при закалке на структуру и свойства стали Р6М5 // Металловедение и термическая обработка металлов. 1991. № 8. С. 23—24.

4. **Тарасов А.Н.** Технология вакуумной закалки режущего и формообразующего инструмента из быстрорежущего инструмента в колпаковых печах // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 12. С. 5—7.

5. **Калита В.И., Комлев Д.И.** Плазменные покрытия с нанокристаллической и аморфной структурой. М.: Лидер М, 2008. 400 с.

6. **Гнюсов С.Ф., Игнатьев А.А., Дураков В.Г.** Структура и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5 // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. Вып. 16. С. 19—26.

7. **Гнюсов С.Ф., Дураков В.Г.** Структурообразование композиционных покрытий сталь Р6М5 — (WC + TiC) в зависимости от содержания карбида вольфрама в исходной шихте // Известия Томского политехнического университета. 2013. Т. 322. № 2. С. 111—115.

8. **Фазовый** состав и структура СВС композиционных порошков "карбид титана — связка из стали Р6М5" / Г.А. Прибытков, В.В. Коржова, А.В. Барановский, М.Г. Криницын // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2016. № 2. С. 11—19.

9. **Электронно-лучевая** наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий / В.Е. Панин, С.И. Белюк, В.Г. Дураков, Г.А. Прибытков, Н.Г. Ремпе // Сварочное производство. 2000. № 2. С. 34—38.

10. **Способ** электронно-лучевой наплавки / Белюк С.И., Дураков В.Г. Пат. 2156321 РФ. Опубл. 20.09.2000. Бюл. № 27.

УДК 621.373.826:621.78.001.57 + 621.9

С.И. Яресько, С.Н. Балакиров
(Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН)
E-mail: scisec@fian.smr.ru

Моделирование лазерного упрочнения вершины режущего клина инструмента

Численно методом конечных элементов в трехмерной постановке решена задача о нагреве вершины режущего клина инструмента импульсным лазерным излучением. Разработанная модель учитывает влияние как геометрических параметров инструмента, так и пространственных и временны́х характеристик лазерного излучения на формирование температурного поля в зоне лазерной обработки. Путем численных экспериментов определены режимы упрочняющей лазерной обработки вершины режущего клина инструмента, обеспечивающие максимальную глубину упрочнения в области вершины резца и протяженность зоны упрочнения вдоль главной и вспомогательной кромок резца. Разработана методика выбора технологических параметров процесса упрочнения вершины резца.

Ключевые слова: *моделирование, метод конечных элементов, вершина резца, температурное поле, лазерное упрочнение.*

A problem about heating of a tip of cutting wedge of the tool by pulse laser radiation was solved by method of finite elements in three-dimensional statement numerically. The developed model takes into account the influence of geometrical parameters of the cutting tool and the spatial and temporal characteristics of laser radiation on the formation temperature field in a zone of laser treatment. The regimes of hardening laser treatment of the tip of cutting wedge of the tool which provided the maximum depth of hardening in the area of the tip of cutter and the length of the hardening zone along the main and auxiliary edges of the cutter have been defined as a result of numerical experiments. Procedure of choice of technological parameters of hardening of a tip cutting wedge has been developed.

Keywords: *modeling, method of finite elements, tip of the cutter, temperature field, laser hardening.*

Введение

В условиях модернизации предприятий машиностроительного комплекса важную роль приобретают разработка и применение ресурсосберегающих технологий, предназначенных для повышения работоспособности металлообрабатывающего инструмента. Одним из наиболее эффективных методов достижения этой цели является изменение подходов к решению поставленных задач и принципов организации производства. Доминирующее положение в комплексе мероприятий, направленных на создание высокотехнологичной конкурентоспособной продукции, занимают наукоемкие компьютерные технологии — системы компьютерного инжиниринга — CAE (Computer Aided Engineering) системы.

Универсальные программные комплексы на основе метода конечных элементов (МКЭ) используются для оптимизации существующих технологических процессов, при изучении контактного взаимодействия и трибологических характеристик процесса резания [1], при оценке работоспособности металлообрабатывающего инструмента, при анализе температурного поля и напряженного состояния инструмента при различных видах механической обработки [2—4]. В технологических процессах с использованием концентрированных источников энергии МКЭ применяется для численного анализа процессов лазерной резки и плакирования [5], анализа температурных полей при плазменной [6] и лазерной обработке [7, 8] и пр.

Несмотря на то, что CAE-технологии лежат в основе создания широкого спектра наукоемкой продукции, их применение в ряде областей машиностроения еще не является определяющим при решении как научных, так и производственных задач. В большой степени это касается применения высокопроизводительных ресурсосберегающих технологий, в которых используются концентрированные источники энергии для повышения работоспособности металлообрабатывающего инструмента. В технологии упрочняющей лазерной обработки (ЛО) мелкоразмерного инструмента внедрение CAE-технологий, составляющих основу при выборе условий и режимов упрочнения, позволит повысить степень автоматизации и гибкость производства, внести в мелкосерийное производство черты поточного производства. Особенно важно обеспечить организацию процесса

упрочнения сложнопрофильного инструмента и вершины режущего клина инструмента. Последнее имеет свои особенности и оказывает существенное влияние на работоспособность инструмента в целом.

Цель работы — исследование особенностей формирования температурного поля в вершине режущего клина инструмента и прилегающих режущих кромках при упрочнении режущего инструмента (РИ) импульсным лазерным излучением (ЛИ).

Методика расчетов

Алгоритм решения задачи о нагреве вершины режущего клина инструмента при упрочняющей импульсной ЛО аналогичен использованному в работе [9]. Решение выполняли в трехмерной постановке методом конечных элементов в программе ANSYS Workbench. Тип анализа — переходный тепловой (Transient Thermal) с автоматическим выбором числа подшагов. Моделировали нагрев передней поверхности резца в области его вершины, при этом приняли следующую геометрию РИ: радиус скругления между главной и вспомогательной режущими кромками R = 0,8 мм; радиус заточки r = 0,1 мм; главный передний угол $\gamma = 0$; вспомогательный передний угол $\gamma_1 = 0$; вспомогательный задний угол $\alpha_1 = 0$. Угол заострения в главной секущей плоскости β в расчетах принимали равным 45, 50, 55, 60, 65, 75, 85°. При моделировании предполагали, что лазерный нагрев осуществляется импульсом треугольной формы длительностью 10 мс с равномерным распределением плотности энергии ЛИ по сечению лазерного пятна (рис. 1). Свойства материала соответствовали стали Р18. Задачу решали в три шага: на первом — рассматривали стадию нагрева с линейным возрастанием тепловой нагрузки до ее максимального значения; на втором — приложенную нагрузку уменьшали от максимума до нуля; на третьем — моделировали стадию остывания. Время каждого из первых двух шагов составляло 0,005 с. Время остывания — 1 с. Как и в работе [9], зону лазерного воздействия (ЗЛВ) моделировали в виде двух вложенных друг в друга квадратных участков: центрального и периферийного. Данная форма ЗЛВ на поверхности реально наблюдалась в экспериментах по упрочняющей ЛО сталей и сплавов с использованием фокусирующего призменного растра [10, 11]. В модели размер центральной зоны был принят равным 3×3 мм, общий размер пятна ЛО — 4×4 мм. Приложение тепловой нагрузки было реализовано с помощью подведения теплового потока Heat Flux, причем в периферийную зону вдвое меньшей величины, чем в центральную.

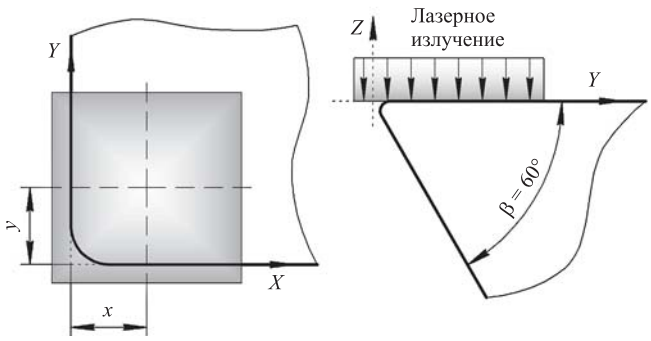


Рис. 1. Схема нагрева режущего клина инструмента сосредоточенным поверхностным тепловым источником с равномерным распределением плотности энергии по сечению пучка

Параметры ЗЛВ (глубину и протяженность), а также плотность энергии ЛИ определяли при следующих условиях. Во-первых, температура на поверхности ЗЛВ не должна превышать температуру плавления инструментального материала, принятую в расчетах для стали Р18 равной 1250 °С. Во-вторых, при определении температуры дна зоны закалки принимали во внимание, что кинетика $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения в стали при лазерной закалке лимитируется диффузией углерода и данное превращение протекает не изотермически, а в определенном интервале температур: от $Ac_1^{нач}$ до $Ac_1^{кон}$. Вследствие этого имеет место сдвиг критической точки Ac_1 в область высоких температур. Величина этого сдвига для анализируемых условий ЛО составляет ~ 110 °С [9]. Принимая во внимание, что для стали Р18 температура Ac_1 составляет 820 °С [12], провели оценку температуры дна зоны закалки, которая оказалась равной 930 °С. По этому значению температуры в дальнейшем определяли глубину ЗЛВ.

Задачу определения оптимального режима упрочняющей ЛО вершины резца решали в несколько этапов. На первом этапе выполняли расчет температурного поля на поверхности и по глубине ЗЛВ при фиксированном расстоянии центра пятна ЛО от вспомогательной режущей кромки (x = 2,8 мм). Координата y изменялась от 2,0 до 1,4 мм. На втором этапе расчеты выполняли при фиксированной координате y, являющейся оптимальной (с точки зрения обеспечения наибольших параметров ЗЛВ) по данным расчетов на первом этапе. Центр зоны ЛО смещался к вспомогательной режущей кромке от значения x = 2,0 мм до x = 1,2 мм с шагом 0,1 мм.

Результаты расчетов и их обсуждение

Для выбора параметров процесса лазерного упрочнения вершины РИ: положения центра пятна ЛО на передней поверхности, плотности энергии ЛИ и параметров ЗЛВ провели серию численных экспериментов. Плотность энергии ЛИ в расчетах выбирали таким образом, чтобы на поверхности ЗЛВ не достигалась температура, равная температуре плавления для данной марки стали, и при этом обеспечивалось упрочнение вершины инструмента, прилегающих режущих кромок и передней поверхности РИ с максимальной глубиной ЗЛВ.

Проиллюстрируем применение предложенной выше методики расчета режима упрочнения вершины резца на примере ЛО инструмента с углом заострения $\beta = 60°$.

В результате расчетов на первом этапе получены изолинии температурного поля на передней поверхности РИ для различных положений центра теплового источника относительно главной режущей кромки y (рис. 2, см. с. 2 обложки) при фиксированном положении центра пятна ЛО относительно вспомогательной режущей кромки ($x = 2{,}8$ мм).

Изменение распределения температуры по глубине ЗЛВ по мере удаления центра пятна ЛО от главной режущей кромки показано на рис. 3 (см. с. 2 обложки). При этом для каждого положения теплового источника на передней поверхности РИ были рассчитаны плотность энергии ε, максимальная глубина z упрочнения (как максимальная глубина залегания изотермы 930 °С) и протяженность упрочненной зоны l в направлении, перпендикулярном к главной режущей кромке и проходящем через центр пятна ЛО (рис. 4...6). Расчеты показывают, что с удалением центра пятна ЛО от передней режущей кромки плотность энергии постепенно увеличивается с 1,58 до 2,27 Дж/мм^2, оставаясь постоянной и равной 2,27 Дж/мм^2 начиная с момента, когда $y = 1{,}7$ мм (см. рис. 4, кривую *4*). Последнее вполне закономерно, если принять во внимание значения и распределение тепловой нагрузки, которые были реализованы в расчетах при подведении теплового потока в периферийную и центральную части пятна ЛО [9]. При этом глубина зоны упрочнения на передней режущей кромке изменяется сообразно расположению теплового источника относительно кромки. Прослеживая картину изменения температурного поля по глубине ЗЛВ (см. рис. 3, с. 2 обложки), отметим, что с удалением от главной режущей кромки, начиная с $y = 1{,}5$ мм, глубина z уменьшается с 150 до 60 мкм при $y = 1{,}9$ мм (см. рис. 5, кривую *4*). Протяженность упрочненной зоны постоянно

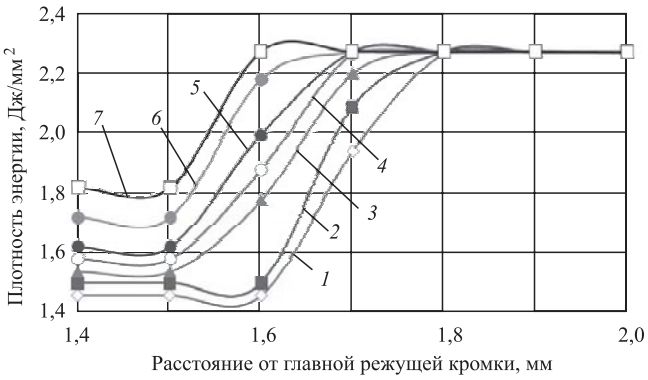


Рис. 4. Зависимости плотности энергии лазерного излучения от расстояния между центром пятна ЛО и главной режущей кромкой при различных значениях угла заострения β:
1 — 45°; *2* — 50°; *3* — 55°; *4* — 60°; *5* — 65°; *6* — 75°; *7* — 85°

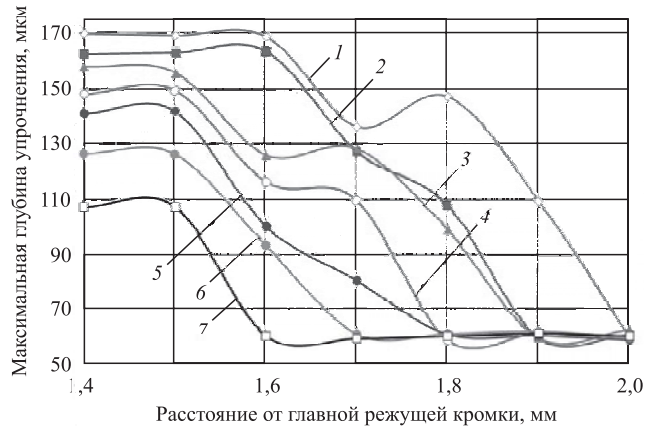


Рис. 5. Зависимости максимальной глубины упрочнения от расстояния между центром пятна ЛО и главной режущей кромкой при различных значениях угла заострения β:
1 — 45°; *2* — 50°; *3* — 55°; *4* — 60°; *5* — 65°; *6* — 75°; *7* — 85°

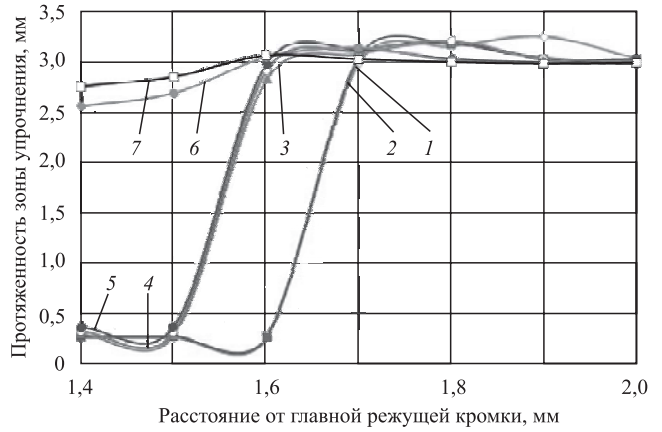


Рис. 6. Зависимости протяженности зоны упрочнения в направлении, перпендикулярном к главной режущей кромке, от расстояния между центром пятна ЛО и главной режущей кромкой при различных значениях угла заострения β:
1 — 45°; *2* — 50°; *3* — 55°; *4* — 60°; *5* — 65°; *6* — 75°; *7* — 85°

растет с l = 0,32 мм при y = 1,4 мм до l = 3,21 мм при y = 1,8 мм (см. рис. 6, кривую *4*). При значениях y, больших 1,9 мм, упрочнение главной режущей кромки не наблюдается (см. рис. 2, 3, с. 2 обложки). По данным расчета можно сделать вывод, что наиболее предпочтительным в силу наибольшего значения и равномерности глубины зоны упрочнения на всем ее протяжении от главной режущей кромки по направлению к центру пятна ЛО (см. рис. 3, с. 2 обложки) является расположение центра пятна ЛО на расстоянии y = 1,7 мм от главной режущей кромки. В этом случае глубина зоны упрочнения на главной режущей кромке z = 109 мкм, глубина ЗЛВ в центре пятна ЛО z_0 = 59 мкм, а протяженность ЗЛВ в направлении, перпендикулярном к главной режущей кромке, l = 3,12 мм. В то время как при y = 1,6 мм z = 116 мкм, l = 2,92 мм, z_0 = 22 мкм, а при y = = 1,8 мм z = 58 мкм, l = 3,21 мм, z_0 = 60 мкм.

Итак, результаты расчетов на первом этапе показали, что при удалении центра пятна ЛО от главной режущей кромки на расстояние y = 1,7 мм упрочняются как главная режущая кромка (см. рис. 3, *в*, с. 2 обложки), так и передняя поверхность РИ (см. рис. 2, *в*). При этом достигаются достаточно высокие характеристики зоны упрочнения (см. рис. 5, 6). Плотность энергии $\varepsilon \approx 2{,}27$ Дж/мм^2 практически совпадает со значением плотности энергии, необходимым для упрочнения передней режущей кромки вдали от вершины резца с оптимальными параметрами ЗЛВ [9].

Однако при назначении режимов упрочняющей лазерной обработки вершины резца ситуация изменяется.

Выполнение расчетов второго этапа для данного положения пятна ЛО и угла заострения $\beta = 60°$ показывает, что удаление центра пятна обработки от главной режущей кромки y = 1,7 мм оказывается неоптимальным. В этом случае либо упрочняется только вершина резца (рис. 7, *а*, см. с. 3 обложки) при ε = 1,65 Дж/мм^2, либо только передняя поверхность инструмента при ε = 1,63 Дж/мм^2 вдоль вспомогательной режущей кромки (рис. 7, *б*, *в*, см. с. 3 обложки) и протяженность зоны упрочнения в указанном направлении составляет 0,465 мм при x = 1,6 мм, 2,963 мм при x = 1,5 мм и 2,971 мм при x = 1,4 мм. Наоборот, расположение центра пятна ЛО относительно главной режущей кромки на удалении y = 1,6 мм, по данным решения на втором этапе, оказывается более оправданным для получения максимальных характеристик зоны упрочнения (табл. 1). При незначительном снижении плотности энергии обработки достигается упрочнение передней поверхности инструмента вдоль главной и вспомогательной режущих кромок. Максимальная глубина зоны упрочнения в вершине режущего клина инструмента в этом случае составляет 135...140 мкм.

Таблица 1

Некоторые характеристики зоны упрочнения при ЛО вершины режущего клина инструмента с углом заострения 60°

Характеристика зоны упрочнения	Удаление центра пятна y от главной режущей кромки, мм	Удаление центра пятна x от вспомогательной режущей кромки, мм		
		1,6	1,5	1,4
ε, Дж/мм^2	1,7	1,65	1,63	1,63
	1,6	1,57	1,56	1,56
Протяженность вдоль главной режущей кромки, мм	1,7	0,476	0,565	0,544
	1,6	2,928	2,911	2,828
Протяженность вдоль вспомогательной режущей кромки, мм	1,7	0,465	2,963	2,971
	1,6	0,503	2,870	2,853

Для рассматриваемого угла заострения $\beta = 60°$ в результате расчетов на втором этапе получены характерные картины температурного поля на передней поверхности РИ. Для некоторых положений центра теплового источника относительно вспомогательной режущей кромки при фиксированном расстоянии от главной режущей кромки до центра пятна ЛО y = 1,6 мм они представлены на рис. 8, см. с. 3 обложки.

Для уточнения полученных характеристик зоны упрочнения рассчитали распределение температуры по глубине ЗЛВ в диагональном сечении, т. е. сечении, проходящем через биссектрису угла между главной и вспомогательной режущими кромками (рис. 9, см. с. 4 обложки). Как и на первом этапе, для каждого положения теплового источника на передней поверхности РИ определили плотность энергии ε, максимальную глубину z упрочнения и протяженность упрочненной зоны l в диагональном сечении.

Анализируя данные расчетов, можно отметить, что максимальные значения глубины (z = 138 мкм) и протяженности ЗЛВ (l = 0,32 мм) достигаются при расположении центра пятна ЛО не далее чем 1,6 мм от вспомогательной режущей кромки при ε = 1,56 Дж/мм^2. При расположении центра пятна ЛО в точке с координатами x = 1,6 мм и y = 1,6 мм зона упрочнения на вспомогательной режущей кромке не наблюдается (рис. 8, см. с. 3 обложки).

При изменении расстояния между центром зоны ЛО и вспомогательной режущей кромкой с 1,2 до 1,5 мм распределение температурного поля не изменяется (рис. 8, 9, см. с. 3, 4 обложки). Если продолжать уменьшать координату x вплоть до нуля, вершина режущего клина по-прежнему будет находиться в зоне с однородным распределением ЛИ с плотностью энергии ε = 1,56 Дж/мм^2. Это дает основание утверждать, что для ее эффективного упрочнения центр пятна ЛО следует располагать в точке с координатами от x = 1,5 мм; y = 1,6 мм до x = 0; y = 1,6 мм. Принимая при этом во внимание необходимость упрочнения обеих режущих кромок, оптимальным можно считать положение центра пятна ЛО в точке с координатами x = 1,5 мм; y = 1,6 мм, при котором достигается максимальная длина упрочненной зоны на вспомогательной режущей кромке l = 2,87 мм (см. табл. 1).

Таким образом, для моноимпульсной ЛО вершины режущего клина с углом заострения β = 60° оптимальным является расположение центра зоны ЛО на расстоянии x = 1,5 мм от вспомогательной режущей кромки и на расстоянии y = = 1,6 мм от главной режущей кромки. При выполнении этого условия и значении плотности энергии ЛИ = 1,56 Дж/мм^2 не наблюдается оплавления режущих кромок, глубина упрочненной зоны в вершине инструмента z = 138 мкм, ее протяженность в диагональном сечении l = 0,32 мм, вдоль главной режущей кромки — 2,911 мм, вдоль вспомогательной режущей кромки — 2,870 мм (см. табл. 1). Распределение температуры на поверхности ЗЛВ в вершине режущего клина для данного положения центра пятна ЛО на передней поверхности РИ показано на рис. 8, *в* (см. с. 3 обложки).

Детальный анализ показывает, что для обеспечения упрочнения всей передней поверхности резца в области вершины ЛО следует проводить последовательно несколькими импульсами с перекрытием пятен обработки. Центр первого пятна ЛО, как уже отмечалось, должен находиться в точке с координатами x = 1,5 мм, y = 1,6 мм; центр второго пятна должен быть смещен по координате x на 0,8 мм (плотность энергии ε = 1,87 Дж/мм^2); центр третьего пятна должен быть смещен по координате y на 0,8 мм (ε = 1,76 Дж/мм^2); центр четвертого пятна должен быть смещен по диагонали на 0,3 мм относительно оптимального положения (ε = 2,09 Дж/мм^2). В этом случае на передней поверхности резца, в области его вершины образуется упрочненная зона со следующими параметрами: протяженность ЗЛВ вдоль главной режущей кромки — 3,83 мм; вдоль вспомогательной режущей кромки — 3,79 мм; глубина упрочнения в центре ЗЛВ — 65 мкм; на главной режущей кромке — 119 мкм; на вспомогательной режущей кромке — 99 мкм.

Разработанная методика расчета достаточно просто может быть распространена на любые углы заострения РИ. Некоторые характеристики зоны упрочнения, полученные при моделировании процесса моноимпульсной ЛО вершины резца с различными углами заострения, представлены в табл. 2, распределение температуры на передней поверхности этих же резцов показано на рис. 10 (см. с. 4 обложки). Расчеты показывают, что значения плотности энергии, при которых обеспечивается упрочнение вершины резца и прилегающих режущих кромок, на 22,4...35,5 % меньше, чем при упрочнении главной режущей кромки вдали от вершины резца [9]. Закономерны приближение

Таблица 2

Некоторые характеристики зоны упрочнения при ЛО вершины резца с различными углами заострения

Характеристика зоны упрочнения		Угол заострения, °						
		45	50	55	60	65	75	85
Координаты центра пятна ЛО, мм	x	1,5	1,4	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5
	y	1,7	1,6	1,6	1,6	1,6	1,5	1,5
ε, Дж/мм^2		1,47	1,43	1,50	1,56	1,57	1,67	1,77
Протяженность вдоль главной режущей кромки, мм		0,767	2,899	2,953	2,911	2,948	3,003	2,986
Протяженность вдоль вспомогательной режущей кромки, мм		2,893	1,098	2,863	2,870	2,978	2,920	2,931
Глубина упрочнения в вершине режущего клина инструмента, мкм		158	149	140	138	134	115	105
Протяженность в диагональном сечении, мм		0,272	0,238	0,272	0,320	0,369	0,509	3,544

центра пятна ЛО к вершине режущего клина при увеличении угла заострения (см. табл. 2) и уменьшение глубины зоны упрочнения в области вершины резца с 158 мкм при $\beta = 45°$ до 105 мкм при $\beta = 85°$, связанное с изменением условий теплоотвода при лазерном нагреве вершины резца при изменении угла заострения.

Установленные закономерности в расположении центра пятна ЛО на передней поверхности РИ, в области его вершины, в изменении плотности энергии ЛИ и параметров ЗЛВ (глубины и протяженности) могут быть положены в основу при назначении режимов упрочнения металлорежущего инструмента при автоматизации процесса ЛО.

Выводы

1. Численно методом конечных элементов в трехмерной постановке решена задача о нагреве вершины режущего клина инструмента импульсным лазерным излучением.

2. Установлены закономерности формирования температурного поля при упрочнении вершины РИ импульсным лазерным излучением с учетом его пространственных и временны́х характеристик. Определены режимы упрочняющей ЛО и координаты расположения центра пятна лазерной обработки, при которых обеспечиваются наилучшие параметры ЗЛВ в области вершины режущего клина.

3. Показано, что при лазерном упрочнении вершины РИ плотность энергии ЛИ следует выбирать на ~ 22...35 % меньше значения плотности энергии, необходимого для упрочнения главной режущей кромки вдали от вершины резца.

4. При автоматизации процесса упрочнения лезвийного инструмента разработанная методика расчета режимов ЛО вершины режущего клина инструмента может быть положена в основу при выборе условий и режимов упрочнения, обеспечивающих наилучшие параметры ЗЛВ в области вершины режущего клина инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Examples** of FEM application in manufacturing technology / F. Klocke et al. // J. of Mater. Process. Tech. 2002. Vol. 120. Iss. 1-3. P. 450—457. URL: http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01210-9.

2. **Abdel-Hamid A., Wifi A.S., El Gallab M.** A three-dimensional finite element thermomechanical analysis of intermittent cutting process // J. of Mater. Process. Tech. 1996. Vol. 56. Iss. 1-4. P. 643—654.

3. **McCormack C., Monaghan J.** A finite element analysis of cold-forging dies using two- and three-dimensional models // J. of Mater. Process. Tech. 2001. Vol. 118. Iss. 1-3. P. 286—292. URL: http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00960-8.

4. **Ginting A., Nouari M.** Experimental and numerical studies on the performance of alloyed carbide tool in dry milling of aerospace material // Int. J. Mach. Tool Manu. 2006. Vol. 46. Iss. 7-8. P. 758—768. URL: http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2005.07.035.

5. **Yu L.M.** Three-dimensional finite element modelling of laser cutting // J. of Mater. Process. Tech. 1997. Vol. 63. Iss. 1-3. P. 637—639. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02698-2.

6. **Leshock C.E., Kim J.-N., Shin Y.C.** Plasma enhanced machining of Inconel 718: modeling of workpiece temperature with plasma heating and experimental results // Int. J. Mach. Tool Manu. 2001. Vol. 41. Iss. 6. P. 877—897. URL: http://dx.doi.org/10.1016/S0890-6955(00)00106-1.

7. **Labudovic M., Hu D., Kovacevic R.** Three-dimensional finite element modeling of laser surface modification // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Pt B. // J. of Engineering Manufacture. 2000. Vol. 214. No. 8. P. 683—692. DOI: 10.1243/0954405001518062.

8. **Numerical** investigation on laser transformation hardening with different temporal pulse shapes / W. Wu, N.G. Liang, C.H. Gan, G. Yu // Surface & Coatings Technology. 2006. Vol. 200. P. 2686—2694. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.11.011.

9. **Яресько С.И., Горяинов Д.С.** Формирование температурного поля в режущем клине инструмента при импульсной упрочняющей лазерной обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 7. С. 30—36.

10. **Козаков А.Т., Яресько С.И.** Исследование методом оже-спектроскопии состава поверхности многокомпонентных сплавов при импульсном лазерном воздействии // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 3. С. 67—73.

11. **Яресько С.И.** Особенности износа режущего инструмента после лазерного упрочнения на воздухе и в среде инертного газа // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3. С. 40—43.

12. **Марочник** сталей и сплавов / В.Г. Сорокин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.

УДК 621.785.532

Ю.Г. Хусаинов, К.Н. Рамазанов, Р.С. Есипов
(Уфимский государственный авиационный технический университет (УГАТУ))
E-mail: uldash990@mail.ru

Низкотемпературное ионное азотирование конструкционных сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т с ультрамелкозернистой структурой

Исследовано влияние низкотемпературного ионного азотирования (450 °С) в тлеющем разряде на структуру и микротвердость диффузионного слоя конструкционных сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Доказано, что УМЗ-структура, полученная методом интенсивной пластической деформации кручением, в конструкционных сталях способствует увеличению диффузии азота в глубь материала по сравнению с крупнозернистой структурой.

Ключевые слова: *азотирование в тлеющем разряде, низкотемпературное ионное азотирование, интенсивная пластическая деформация кручением, ультрамелкозернистая (УМЗ) структура, сталь.*

The effect of low-temperature ion nitriding in glow discharge on structure and microhardness of the diffusion layer of steel 13Kh11N2V2MF-Sh and 12Kh18N10T with ultrafine-grained (UFG) structure was investigated. Proved that UFG structure induced by severe plastic deformation by high pressure torsion leads to increase diffusion rate of nitrogen, compared with coarse-grained structure steel.

Keywords: *ion nitriding in glow discharge, low-temperature ion nitiriding, severe plastic deformation by high pressure torsion (HPT), ultrafine-grained (UFG) structure, steel.*

Введение

Ресурс работы деталей машин и механизмов в значительной степени определяется физико-механическими свойствами материала. В связи с этим в настоящее время наблюдается устойчивая тенденция к разработке новых конструкционных материалов, обладающих высокими механическими свойствами и технологическими показателями [1].

Одним из перспективных направлений повышения прочности конструкционных материалов является интенсивное пластическое деформирование (ИПД). Методы ИПД позволяют получать материалы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой: со средним размером структурных составляющих менее 1 мкм и преимущественно большеугловыми границами зерен [1, 2]. Детали машиностроения с УМЗ-структурой материала характеризуются высокими сопротивлением усталости и удельной прочностью в области эксплуатационных температур (до 450 °С) [3, 4].

Несмотря на высокие физико-механические свойства конструкционных сталей с УМЗ-структурой поверхности деталей машин и механизмов, работающих в условиях контактных нагрузок, подвергаются интенсивному износу. Сегодня для повышения эксплуатационных характеристик поверхностных слоев деталей машиностроения широко применяется химико-термическая обработка, в частности ионное азотирование в тлеющем разряде [5—7]. Однако традиционное ионное азотирование конструкционных сталей осуществляют в области высоких температур (550...650 °С) при длительной выдержке (до 36 ч) [6, 7].

Известно [2], что длительное воздействие высоких температур приводит к деградации УМЗ-структуры и, как следствие, к снижению физико-механических свойств материала. Следовательно, ионное азотирование деталей машин и механизмов из конструкционных сталей с УМЗ-структурой необходимо проводить в области низ-

ких температур (350...450 °С), обеспечивающих их термическую стабильность.

Цель работы — исследование влияния низкотемпературного ионного азотирования на структуру и микротвердость диффузионного слоя конструкционных сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т с ультрамелкозернистой структурой.

Методика проведения исследований

Для исследования выбрали конструкционные стали мартенситного 13Х11Н2В2МФ-Ш и аустенитного 12Х18Н10Т классов, предварительно термообработанные (для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш — закалка с 1050 °С и высокий отпуск при 800 °С, для стали 12Х18Н10Т — закалка с 1050 °С и последующее охлаждение на воздухе).

УМЗ-структуру материала получали путем интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при температуре 300 °С под давлением P = 6 ГПа с числом оборотов n = 10. Образцы перед процессом ИПДК имели форму дисков диаметром 20 мм и толщиной 0,5 мм.

Низкотемпературное ионное азотирование проводили на модернизированной установке ЭЛУ-5М, предназначенной для проведения термической и химико-термической обработки в вакууме. Продолжительность обработки составила 4 ч при температуре 450 °С. Ее проводили в азотсодержащей смеси газов — азота, аргона и водорода (N_2 — 35 %, Ar — 35 %, H_2 — 30 %) при давлении в рабочей камере 150 Па.

Для измерения микротвердости по глубине диффузионного слоя азотированных образцов подготовили наклонные микрошлифы с углом скоса 6° (косой шлиф). Измерения проводили по методу восстановленного отпечатка с помощью микротвердомера Struers Duramin-1/-2. Статическая нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику в течение 10 с, составляла 980,7 мН (100 гс). Стабилизацию профиля микротвердости в поперечном сечении образцов проводили с использованием формулы

$$h = l \sin\alpha,$$

где h — расстояние от отпечатка индентора до плоскости поверхности поперечного шлифа; l — расстояние от отпечатка индентора до плоскости косого шлифа; α — угол скоса.

Для выявления структуры азотированных сталей применяли следующие травители: для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш — раствор HF — 10 %, HNO_3 — 15 % и H_2O — 75 %; для стали 12Х18Н10Т — раствор HNO_3 — 25 % и HCl — 75 %. Исследование структуры азотированных образцов проводили методом оптической металлографии с помощью микроскопа Olympus GX51.

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 1 представлены оптические снимки микроструктур образцов из сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т в поперечном сечении после термической обработки и после ИПДК. Анализ микроструктур образцов после термической обработки показал, что сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш имеет однородную структуру игольчатого мартенсита с различной ориентировкой зерен, а сталь 12Х18Н10Т — крупнозернистого (КЗ) аустенита с наличием двойников и небольшого количества карбидов TiC по границам зерен [6]. После ИПДК структура мартенситной стали характеризуется отсутствием полос деформации, что указывает на равномерную деформацию материала в поперечном сечении образцов. Анализ оптических снимков микроструктуры образцов из аустенитной стали с УМЗ-структурой показал наличие линий деформации, которые имеют хаотичную ориентацию по всему сечению шлифа.

Для оценки степени упрочнения поверхности образцов с КЗ- и УМЗ-структурой провели замеры микротвердости до и после низкотемпературного ионного азотирования. Результаты замеров приведены в таблице. Их анализ показал, что для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш с КЗ-структурой поверхностная микротвердость увеличилась в 1,75 раза, с УМЗ-структурой — в 1,25 раза, а для стали 12Х18Н10Т — в 2,6 и 1,15 раза соответственно.

Для определения глубины упрочненного слоя получили распределения микротвердости в поперечном сечении азотированных образцов (рис. 2). Их анализ показал, что на всех образцах, прошедших азотирование, с увеличением расстояния

Микротвердость поверхности образцов до и после ионного азотирования

Материал образцов	Структура	HV 0,1	
		До азотирования	После азотирования
13Х11Н2В2МФ-Ш	КЗ	360	633
	УМЗ	620	775
12Х18Н10Т	КЗ	185	480
	УМЗ	640	730

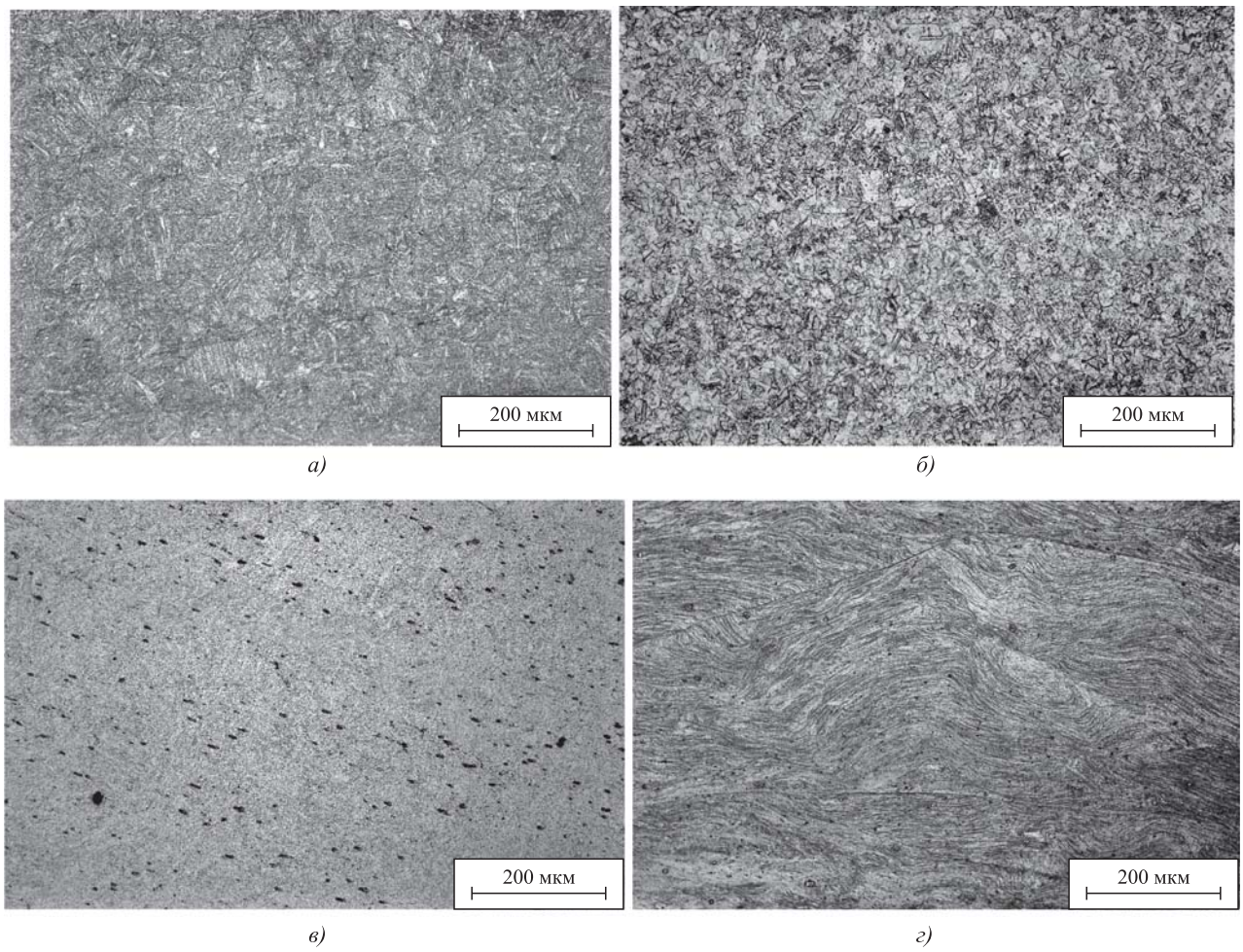


Рис. 1. Оптические снимки микроструктур сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш (*а*, *в*) и 12Х18Н10Т (*б*, *г*) после термической обработки (*а*, *б*) и после ИПДК (*в*, *г*)

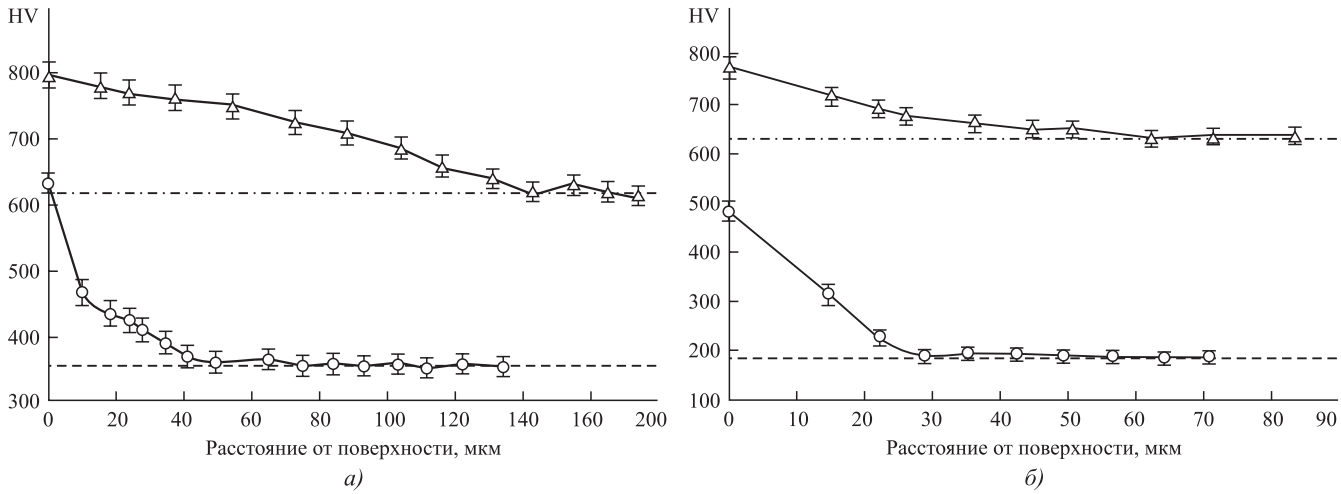


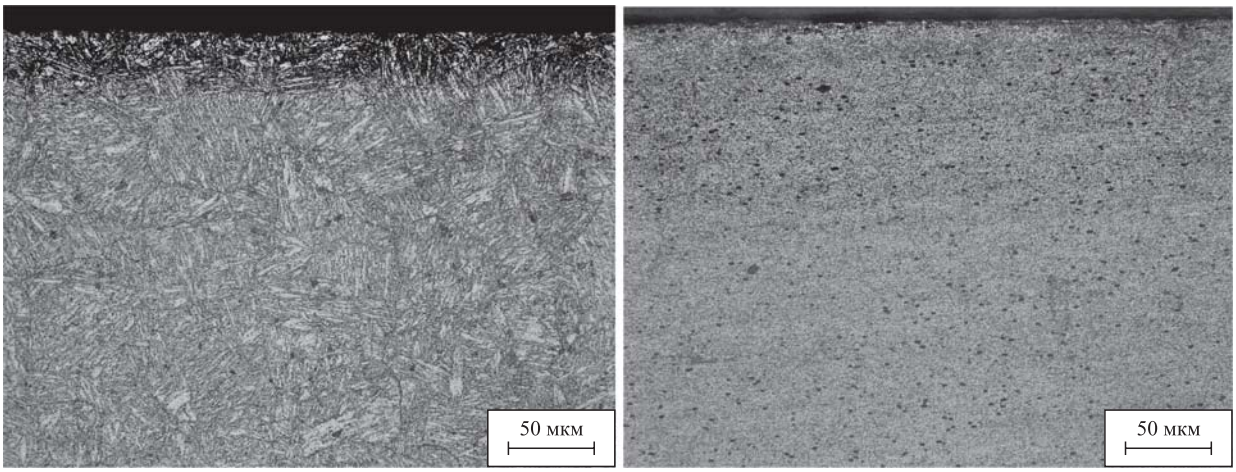
Рис. 2. Распределения микротвердости по глубине азотированных образцов из сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш (*а*) и 12Х18Н10Т (*б*) с КЗ- и УМЗ-структурой:
--- КЗ-структура, до азотирования; УМЗ-структура, до азотирования; -○- КЗ-структура, после азотирования; -△- УМЗ-структура, после азотирования

от поверхности значение твердости постепенно снижается, что вызвано уменьшением концентрации растворенного азота в α-фазе для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш и в γ-фазе для стали 12Х18Н10Т [6]. Установлено, что для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш с КЗ-структурой толщина упрочненного слоя составила 40 мкм, с УМЗ-структурой — 140 мкм, а для стали 12Х18Н10Т — 25 и 55 мкм соответственно. При этом изменение твердости по глубине диффузионного слоя на образцах с УМЗ-структурой имеет более плавный характер.

Анализ результатов измерения микротвердости на поверхности образцов и по глубине диффузионного слоя позволяет предположить, что более высокий уровень упрочнения образцов с КЗ-структурой обусловлен низкой диффузионной подвижностью азота, что приводит к повышению его концентрации в приповерхностных слоях.

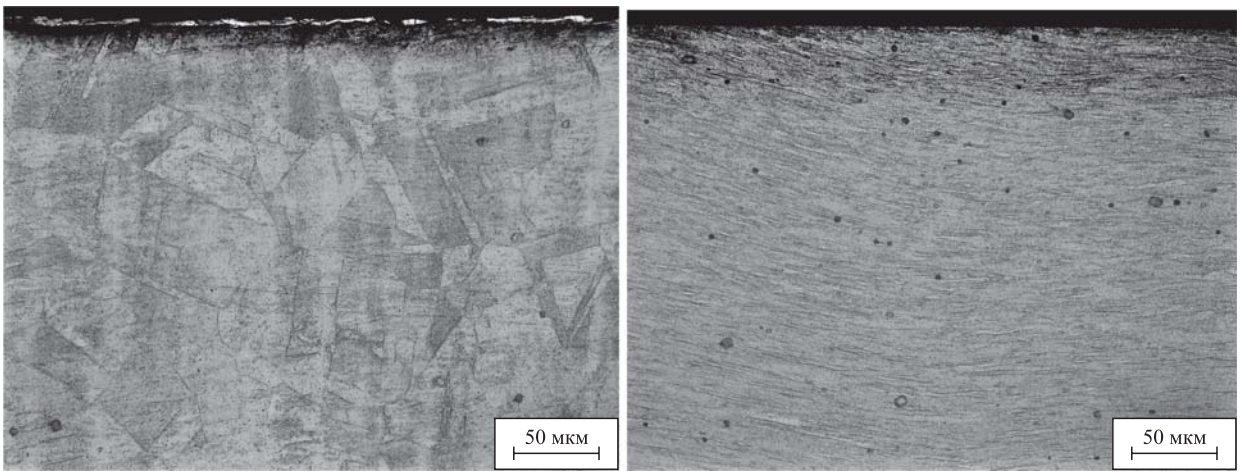
Для исследования структуры поверхностного слоя после низкотемпературного ионного азотирования получили оптические снимки в поперечном сечении образцов (рис. 3, 4).

Исследование оптических снимков поперечных микрошлифов после травления показало наличие азотированного слоя на всех образцах, прошедших низкотемпературное ионное азотирование при 450 °С в течение 4 ч. В результате детального исследования структуры поверхностного слоя стали 13Х11Н2В2МФ-Ш с КЗ-структурой (см. рис. 3, *а*) установлено, что упрочненный слой



а) *б)*

Рис. 3. Оптические снимки микроструктур стали 13Х11Н2В2МФ-Ш после низкотемпературного ионного азотирования:
а — КЗ-структура; *б* — УМЗ-структура



а) *б)*

Рис. 4. Оптические снимки микроструктур стали 12Х18Н10Т после низкотемпературного ионного азотирования:
а — КЗ-структура; *б* — УМЗ-структура

представляет собой темную диффузионную зону толщиной ~ 40 мкм и состоит из α-твердого раствора. На оптических снимках микроструктуры мартенситной стали с УМЗ-структурой (см. рис. 3, *б*) наблюдался менее темный диффузионный слой, представляющий собой ультрамелкозернистую α-фазу. Толщина видимого на оптических снимках диффузионного слоя на образцах с УМЗ-структурой составляет ~ 120 мкм.

На оптических снимках микроструктуры поверхностного слоя стали 12Х18Н10Т с КЗ-структурой (см. рис. 4, *а*) наблюдается сплошной неравномерный по глубине слой γ′-фазы толщиной ~ 3...5 мкм. Диффузионная зона γ-фазы после травления представляла собой темный слой толщиной ~ 25 мкм. На аустенитной стали с УМЗ-структурой (см. рис. 4, *б*) наблюдается менее темный диффузионный слой, толщина которого составляет ~ 50 мкм.

Результаты исследования оптических снимков микроструктур сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т с КЗ- и УМЗ-структурой после низкотемпературного ионного азотирования показали, что УМЗ-структура оказывает стимулирующее воздействие на диффузионное продвижение атомов азота в глубь материала. Так, для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш с УМЗ-структурой толщина упрочненного слоя возросла в 3...3,5 раза по сравнению с КЗ-структурой, а для стали 12Х18Н10Т — в 2...2,2 раза. Такое увеличение толщины упрочненного слоя связано малыми размерами структурных составляющих и высокой плотностью дефектов (дислокации и вакансии) на границах зерен в сталях после процесса ИПД [8—10].

Выводы

1. Установлено, что низкотемпературное ионное азотирование при температуре 450 °С в течение 4 ч является эффективным инструментом поверхностного упрочнения конструкционных сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т с КЗ- и УМЗ-структурой. Так, для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш поверхностная микротвердость после ионного азотирования увеличилась в 1,75 раза для КЗ-структуры, и в 1,25 раза для УМЗ-структуры, а для стали 12Х18Н10Т — в 2,6 и 1,15 раза соответственно.

2. Установлено, что после ионного азотирования при 450 °С в течение 4 ч на сталях с КЗ-структурой уровень поверхностного упрочнения выше по сравнению с УМЗ-структурой. Предположительно, это обусловлено низкой подвижностью диффундирующего элемента азота в КЗ-структуре сталей, что приводит к увеличению концентрации азота в приповерхностных слоях. Однако это требует более детальных исследований.

3. Доказано, что толщина диффузионного слоя, образованного после ионного азотирования при 450 °С в течение 4 ч, на сталях с УМЗ-структурой больше по сравнению со сталями с КЗ-структурой. Так, для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш с КЗ-структурой толщина упрочненного слоя составила 40 мкм, с УМЗ-структурой — 140 мкм, а для стали 12Х18Н10Т — 25 и 55 мкм соответственно. Это связано с тем, что в сталях с УМЗ-структурой зернограничная диффузия на несколько порядков выше, чем в сталях КЗ-структурой, в результате повышенной объемной доли межкристаллитных (межзеренных и межфазных) границ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Валиев Р.З., Мурашкин М.Ю.** Объемные наноструктурные материалы: методы получения, уникальные свойства и перспективные применения // Перспективные материалы; под ред. Д.Л. Мерсона. Т. 2. 2007. С. 111.
2. **Producing** Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation / R.Z. Valiev, Yu. Estrin, Z. Horita et al. // JOM. 2006. Vol. 58. No. 4. P. 33—39.
3. **Сверхпрочность** наноструктурных металлов и сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, М.Ю. Мурашкин, А.В. Ганеев, Н.А. Еникеев // ФММ. 2012. Т. 113. № 13.
4. **Valiev R.Z.** Nanostructuring of Metallic Materials by SPD Processing for Advanced Properties // Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd). 2009. Vol. 100. P. 757.
5. **Каплун В.Г., Каплун П.В.** Прогрессивные технологии упрочнения конструктивных элементов // Современные технологии в машиностроении. Харьков, НТУ "ХПИ". 2007. С. 388—403.
6. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.
7. **Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах. М.: Машиностроение, 1979. 224 с.
8. **Nitriding** Iron at Lower Temperatures / W.P. Tong, N.R. Tao, Z.B. Wang et al. // Science. 2003. Vol. 299. No. 5607. P. 686—688.
9. **Laleh M., Farzad Kargar, Velashjerdi M.** Low-Temperature Nitriding of Nanocrystalline Stainless Steel and Its Effect on Improving Wear and Corrosion Resistance // J. of Materials Engineering & Performance. 2013. Vol. 22. No. 5. P. 1304—1310.
10. **Plasma** nitriding of AISI 304 stainless steel: Role of surface mechanical attrition treatment / T. Balusamy, T.S.N. Sankara Narayanana, K. Ravichandranb et al. // Materials Characterization. 2013. Vol. 85. P. 38—47.

УДК 621.789

С.А. Яковлев, М.М. Замальдинов, Л.Г. Татаров
(Ульяновский государственный аграрный университет им. П.А. Столыпина)
E-mail: Jakseal@mail.ru

Влияние электромеханической обработки на структуру и твердость титанового сплава ВТ22

Определено влияние различных способов электромеханической обработки на структуру и твердость титанового сплава ВТ22. Представлены результаты исследования структуры упрочненных поверхностей и измерения их твердости по глубине изделий. Приведены рекомендации по выбору способов обработки различных деталей.

Ключевые слова: *электромеханическая обработка, структура, поверхность, титановый сплав, упрочнение.*

Influence of various ways of electromechanical processing on structure and hardness of the titanic alloy VT22 is defined. Results of research of structure of the strengthened surfaces and measurement of their hardness on depth of products are presented. Recommendations to a choice of ways of processing of various details are provided.

Keywords: *electromechanical processing, structure, surface, titanic alloy, hardening.*

Известно, что главными преимуществами титана и его сплавов перед другими конструкционными материалами являются их высокие удельная прочность и жаропрочность в сочетании с высокой коррозионной стойкостью и малой плотностью. Кроме того, титан и его сплавы хорошо свариваются, парамагнитны и обладают другими свойствами, имеющими важное значение в авиастроении, ракетостроении, судостроении, химическом, пищевом и транспортном машиностроении.

Для повышения долговечности изделий из титана и его сплавов широко используют способы поверхностной пластической деформации, например нагартовки, и термическое упрочнение. При этом сам титан (ВТ1-00 и ВТ1-0) и ряд его сплавов, например ВТ5 (ВТ5Л), ВТ5-1, ПТ-7М, ОТ4-0, ВТ18 (ВТ18У), термически не упрочняются. Однако сплавы ВТ6, ВТ14, ВТ16, ВТ3-1, ВТ22 относятся к высокопрочным термически упрочняемым титановым ($\alpha + \beta$)-сплавам мартенситного типа [1]. Так, для обеспечения наилучшего сочетания прочностных и пластических характеристик сплав ВТ22 подвергают отжигу по довольно сложному режиму: нагрев при 820...850 °С в течение 1...3 ч, охлаждение с печью до 740...760 °С, выдержка 1...3 ч, затем охлаждение на воздухе и последующий нагрев до 500...650 °С в течение 2...4 ч. Дополнительное упрочнение сплава ВТ22 может быть достигнуто закалкой с температур 720...780 °С и старением при 480...600 °С в течение 4...10 ч. Временное сопротивление разрыву закаленного сплава составляет 1000...1100 МПа при удлинении 10...15 %, а состаренного — 1300...1600 МПа при удлинении 5...10 %.

Использование технологии азотирования и термоводородной обработки [1] для упрочнения титановых сплавов связано с применением специфического дорогостоящего оборудования, что не всегда приемлемо даже в условиях крупного массового производства.

Анализ показал, что одним из перспективных направлений поверхностного упрочнения титановых термоупрочняемых сплавов является электромеханическая обработка (ЭМО) [2—5]. ЭМО характеризуется одновременными пластическим деформированием и термическим воздействием. Соотношение этих факторов можно изменять с помощью оборудования и оснастки для ЭМО в широких пределах. Это позволяет интенсифицировать процессы поверхностного упрочнения

деталей из титановых сплавов и, следовательно, повысить их служебные характеристики.

Изменяя технологические режимы ЭМО (силу тока I, скорость обработки v и усилие прижатия обрабатывающего инструмента к поверхности детали F), на несложном металлорежущем станочном оборудовании с помощью установки для ЭМО и специальной оснастки можно выполнять операции холодной поверхностной пластической деформации (ППД) — выглаживанием или накаткой без тока; горячей поверхностной пластической деформации — способами электромеханического сглаживания (ЭМС); поверхностной термомеханической обработки — электромеханическим упрочнением (ЭМУ); поверхностной термической обработки — электромеханической поверхностной закалкой (ЭМПЗ).

Основными преимуществами технологии ЭМО являются простота и высокая эффективность, низкие энергозатраты на выполнение операций, безопасность и экологическая чистота, возможность быстрого, плавного изменения режимов и встраиваемость в технологический цикл изготовления и восстановления изделий [5].

При исследованиях образцы из сплава ВТ22 (ГОСТ 19807—91) после чистового точения проходным резцом поверхностно упрочняли различными способами ЭМО. В качестве обрабатывающего инструмента при выглаживании (ППД), ЭМС и ЭМУ применяли ролики из твердого сплава Т15К6 с радиусом $r_и$ = 30 мм и радиусом скругления рабочего участка $\rho_и$ = 15 мм, при ЭМПЗ — ролики из бронзы БрХ1 с радиусом $r_и$ = 30 мм и шириной ленточки на рабочем участке b = 3,5 мм.

Режимы ЭМО выбирали согласно рекомендациям [2—5]:

ЭМС — сила тока I = 400 А, усилие прижатия обрабатывающего инструмента F = 400 Н, скорость обработки v = 12 м/мин, подача инструмента s = 0,11 мм/об.;

ЭМУ — I = 600 А, F = 300 Н, v = 8 м/мин, s = 0,3 мм/об.;

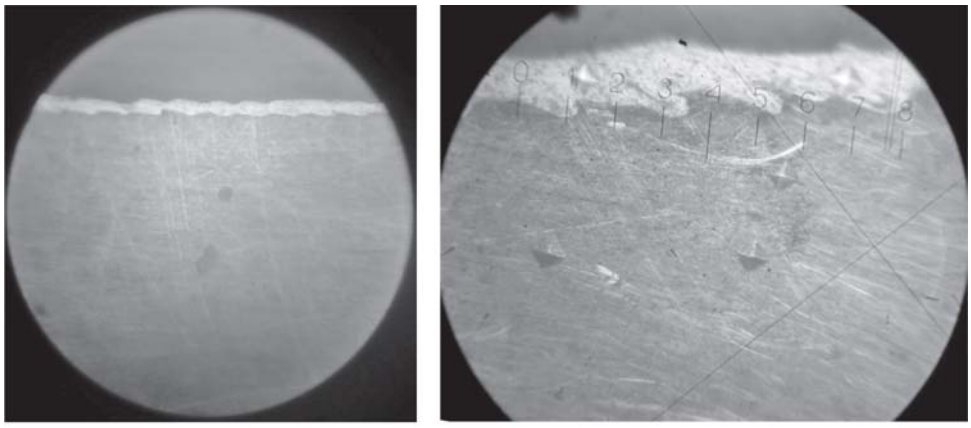
ЭМПЗ — сила тока I для трех режимов: 900, 1200 и 1400 А, F = 150 Н, v = 1 м/мин, s = 3 мм/об.;

выглаживание как способ ППД выполняли на режиме ЭМС, но без тока.

Скорость обработки и подачу инструмента задавали параметрами движения шпинделя токарно-винторезного станка 1К62, силу тока контролировали с помощью измерительного комплекса К-50, давление инструментов на поверхность определяли по сжатию тарированной пружины державки для ЭМО.

Микрошлифы изготавливали по общепринятой методике. Макроструктуру изучали визуально и с помощью лупы. Для травления поверхностей использовали два специальных реактива для травления титановых сплавов: 1 — 2 % азотной кислоты, 2,5 % плавиковой кислоты и 95,5 % воды; 2 — 20 % азотной кислоты, 20 % плавиковой кислоты и 60 % глицерина [6]. Микроструктуру исследовали на приборе МИМ-7. Микротвердость упрочненного слоя образцов замеряли по методу Виккерса (ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007) при нагрузке 0,98 Н (100 гс) [7] на микротвердомере ПМТ-3 с последующим переводом в паскали и в единицы HRC.

Исследования показали, что микроструктура сплава ВТ22 с исходной твердостью 3028 МПа (33 HRC) после точения (рис. 1, *а*) имеет характерные микронеровности со следами пластической деформации в глубь материала от воздействия резца с твердостью до 3500 МПа (рис. 2). На глубине 10..35 мкм упрочнения не наблюдается. Выглаживание без тока (ППД) приводит лишь к выравниванию микронеровностей, при этом глубина упрочненного слоя практически не изменяется (см. рис. 1, *б* и 2).



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктура поверхности сплава ВТ22:
а — после точения (× 140); *б* — после выглаживания (× 500)

Электромеханическое сглаживание приводит к интенсивному выглаживанию проточенной поверхности (рис. 3), микронеровности от прохождения резца и следы пластической деформации от действия резца отсутствуют. Глубина упрочнения составляет 0,18...0,2 мм, твердость — 4190 МПа (42 $HRC_э$).

Электромеханическое упрочнение (рис. 4) обе-

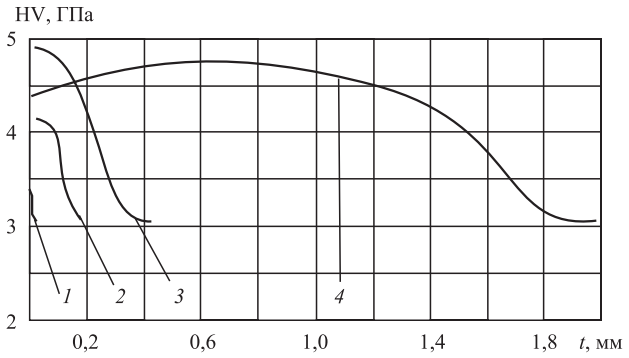


Рис. 2. Изменение микротвердости HV по глубине образцов *t*:
1 — исходное состояние после точения и после выглаживания без тока; *2* — после ЭМС; *3* — после ЭМУ; *4* — после ЭМПЗ (I = 900 А)

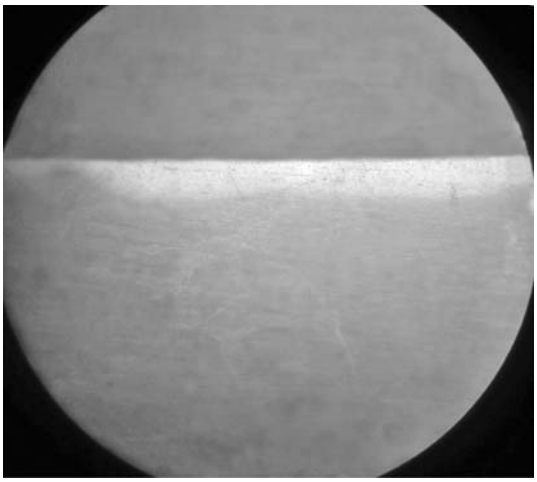


Рис. 3. Микроструктура поверхности сплава ВТ22 после ЭМС (× 100)

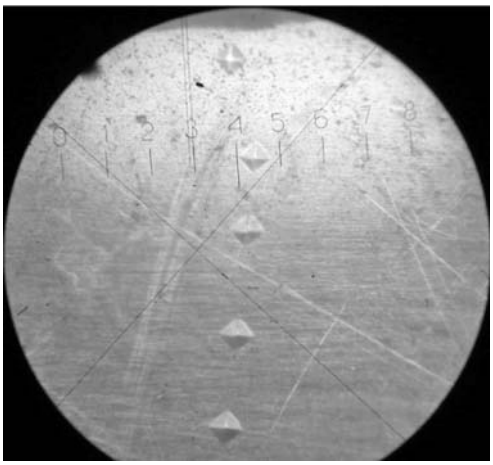


Рис. 4. Микроструктура поверхности сплава ВТ22 после ЭМУ (× 500)

спечивает повышение степени упрочнения и глубины упрочненной поверхности, что связано с более сильным термомеханическим воздействием на поверхность сплава. Глубина упрочнения составляет до 0,35...0,4 мм, твердость — 4800 МПа (47 $HRC_э$).

Наибольшую глубину упрочнения обеспечивает электромеханическая поверхностная закалка. На макрошлифе обработанного сплава ВТ22 даже невооруженным глазом видно, что глубина упрочнения после ЭМПЗ зависит от силы тока (рис. 5): чем больше сила тока, тем больше глубина упрочнения. Это связано со значительным увеличением термической составляющей термомеханического воздействия с увеличением силы тока.

Глубина упрочнения зависит от режима ЭМПЗ и достигает 3,5 мм (рис 6).

Микроструктура поверхностного слоя сплава ВТ22 после ЭМПЗ представлена на рис. 7. Микронеровности от точения на поверхности образца по-

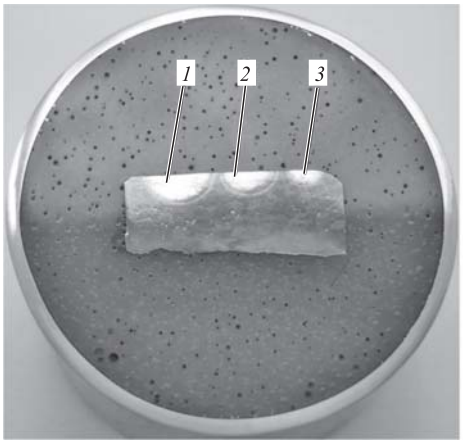


Рис. 5. Макроструктура упрочненной поверхности сплава ВТ22 после ЭМПЗ различной силой тока:
1 — I = 1400 А; *2* — I = 1200 А; *3* — I = 900 А

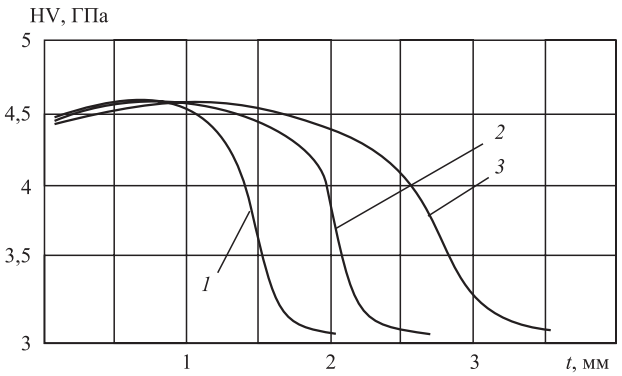
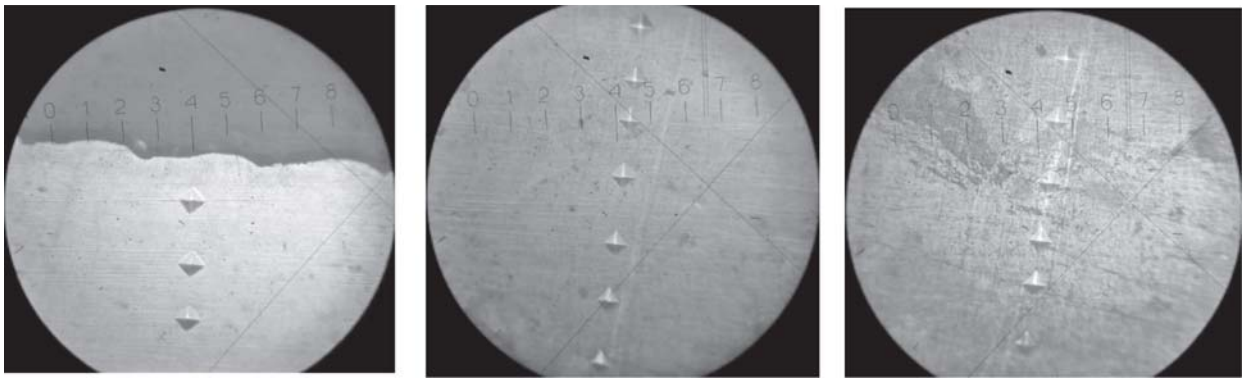


Рис. 6. Изменение микротвердости HV по глубине образцов *t* после ЭМПЗ:
1 — I = 900 А; *2* — I = 1200 А; *3* — I = 1400 А



а) *б)* *в)*

Рис. 7. Микроструктура поверхности сплава ВТ22 после ЭМПЗ (× 500):
а — поверхностный слой; *б* — зона максимального упрочнения; *в* — переходная зона

сле ЭМПЗ практически не изменяются (рис. 7, *а*). При этом зона максимального упрочнения (рис. 7, *б*) с твердостью до 4600 МПа (46 $HRC_э$) находится на глубине 0,5...1,5 мм и зависит от силы тока. В переходной зоне твердость снижается. Это связано с особенностями нагрева и тепловыделения при ЭМО, так как центр тепловыделения смещен в сторону наибольшего удельного сопротивления контактирующих материалов [5].

Глубина упрочнения при ЭМПЗ сплава ВТ22 больше, чем при обработке сталей на аналогичных режимах. Это объясняется более высоким удельным сопротивлением титанового сплава по сравнению со сталями и его более низкой теплопроводностью.

Во всех образцах в результате электромеханической обработки сплава ВТ22 образуется мартенсит — фаза игольчатого строения, представляющая собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов сплава Ti_α. Эта фаза обычно обозначается α'.

Известно, что α'-фаза обладает более высокими твердостью и прочностью, чем стабильная α-фаза титановых сплавов, но упрочнение в этом случае значительно меньше, чем при мартенситном превращении стали. Это объясняет меньшую степень упрочнения титанового сплава ВТ22 после различных способов электромеханической обработки в сравнении с ЭМО сталей.

Таким образом, проведенные исследования упрочняемости титанового сплава ВТ22 электромеханической обработкой показали, что использование процессов ЭМО позволяет изменять структуру и твердость поверхностного слоя изделия. Максимальное упрочнение (4800 МПа (47 $HRC_э$)) достигается проведением ЭМУ. ЭМС обеспечивает меньшую глубину и степень упрочнения, однако при этом наблюдается более низкая шероховатость поверхности. Электромеханическое сглаживание следует выполнять в качестве отделочной финишной обработки изделий.

Максимальная глубина упрочнения (до 3 мм) достигается электромеханической поверхностной закалкой. После выполнения ЭМПЗ поверхностей для обеспечения чистоты поверхности рекомендуется проведение финишной абразивной обработки поверхностей.

Процессы ЭМО могут быть рекомендованы как эффективная упрочняющая обработка для условий массового и ремонтного производства деталей машин, изготовленных из титанового сплава ВТ22.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Материаловедение:** учебник для вузов / Б.М. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. 648 с.
2. **Аскинази Б.М.** Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. М.: Машиностроение, 1989. 200 с.
3. **Электромеханическая** обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В.П. Багмутов, С.Н. Паршев, Н.Г. Дудкина, И.Н. Захаров. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.
4. **Яковлев С.А.** Обоснование параметров электромеханической обработки деталей машин на металлорежущих станках // СТИН. 2014. № 2. С. 37—42.
5. **Яковлев С.А.** Влияние электрофизических параметров на электромеханическую обработку деталей машин. Ульяновск, УВАУ ГА (И), 2014. 129 с.
6. **Беккерт М., Клемм Х.** Способы металлографического травления / Пер. с нем. М.: Металлургия, 1988. 400 с.
7. **ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007.** Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Ч. 1. Метод измерения. М.: Стандартинформ, 2008. 16 с.

УДК 621.793.14

Д.В. Фоминский, И.В. Бугай
(Технологический университет, г. Королёв),
Р.И. Романов, Е.А. Жукова
(Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", г. Москва)
E-mail: VYFominskij@mephi.ru

Микро- и наноструктурные особенности твердосмазочных слоев MoS_x, получаемых традиционным и реактивным импульсным лазерным осаждением*

Исследованы два способа нанесения низкофрикционных покрытий из дисульфида молибдена с применением лазерно-инициированных процессов. В первом случае осаждение проводили по традиционной методике, для чего использовали эрозионный поток, образующийся при импульсной лазерной абляции синтезированной мишени MoS_2. Во втором случае проводили абляцию мишени из чистого молибдена в S-содержащей активируемой газовой среде (сероводороде) заданного давления. Осаждение по второй методике позволило устранить негативные факторы, оказывающие доминирующее влияние на структурообразование покрытий при традиционном методе импульсного лазерного осаждения. Отсутствие микро- и наноразмерных частиц, образующихся при лазерной абляции мишени MoS_2, позволило сформировать достаточно плотные покрытия MoS_x, морфология и химический состав которых зависели от давления сероводорода и ориентации Mo-содержащего факела относительно поверхности подложки.

Ключевые слова: *твердосмазочные покрытия, дисульфид молибдена, импульсное лазерное осаждение, сероводород, микро- и наноструктура.*

Two methods of preparation of low friction coatings from molybdenum disulphide using laser-initiated processes are investigated. In the first case, the deposition was carried out according to the traditional procedure, for which the erosion flux produced by pulsed laser ablation of the synthesized MoS_2 target was used. In the second case, a pure molybdenum target was ablated in a S-containing activated gas medium (hydrogen sulphide) of a given pressure. Deposition by the second method allowed eliminating the negative factors that caused the structure formation of coatings under the traditional method of pulsed laser deposition. The absence of micro- and nanoscale particles formed during laser ablation of the MoS_2 target allowed the formation of sufficiently dense MoS_x coatings whose morphology and chemical composition depended on both the hydrogen sulphide pressure and the orientation of the Mo-containing plume relative to the substrate surface.

Keywords: *low friction coatings, molybdenum disulphide, pulsed laser deposition, hydrogen sulphide, micro- and nanostructure.*

Введение

Потребность в покрытиях, обеспечивающих низкий коэффициент трения в узлах и механизмах, а также при различных видах обработки материалов, постоянно нарастает в условиях развития высоких технологий создания, высокоточных устройств и оборудования. В связи с этим покрытия из дихалькогенидов переходных металлов (ДПМ), в особенности таких соединений, как $Mo/W/S_2/Se_2$, сохраняют свою актуальность, а объем исследований, направленных на качественное улучшение их функциональных характеристик, не сокращается [1—3]. Основной и широко применяемый способ нанесения таких покрытий основан на распылении мишеней ДПМ ионным пучком в магнетронах различного типа.

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ.

Однако сохраняется интерес к альтернативному методу нанесения таких покрытий, в котором осаждаемый поток формируется воздействием интенсивных лазерных импульсов на мишени ДПМ. Импульсное лазерное осаждение (ИЛО) имеет определенные достоинства, такие как простота реализации процесса, гибкость и возможность регулирования энергетических характеристик осаждаемых атомов и ионов, дополнение осаждения ионной имплантацией [4—6].

Импульсное лазерное осаждение MoS_2-пленок и покрытий стало развиваться с конца 80-х гг. прошлого века. Покрытия создавались с ориентацией на получение твердосмазочных слоев толщиной несколько микрометров на стальных образцах. Уже тогда были выявлены важные отличия импульсной лазерной абляции мишени MoS_2 от абляции мишеней других ДПМ [7, 8]. При использовании эксимерных лазеров, излучающих в ультрафиолетовой (УФ) области спектра, формировались пленки MoS_x с гранулированной структурой, которая сверху покрывалась сферическими частицами субмикронных размеров. Объемная доля частиц увеличивалась при росте толщины пленки. Можно было снизить долю частиц путем расфокусировки излучения и снижения плотности энергии лазерного луча. Пористость пленок прямо коррелировала с плотностью внедренных в пленку сферических частиц [9]. В работе [10] сделано предположение, что в случае получения пленок MoS_x методом ИЛО при комнатной температуре, они могут состоять из нанокристаллов MoS_2 и аморфной серы, которая диспергирована на атомном уровне в пленке или образует наночастицы. Концентрация серы зависит от лазерного флюенса (плотности энергии лазерного излучения на мишени) и при использовании повышенного флюенса, обеспечивающего достаточно высокие скорости осаждения, может зависеть от давления буферного газа [11].

Следует учитывать, что в настоящее время материалы ДПМ используются в большей мере как компоненты многослойных и композитных покрытий [2, 4, 12], поэтому важно иметь ясное представление о характеристиках тех субмикро- и наночастиц MoS_x, которые образуются при лазерной абляции MoS_2-мишени, а также иметь возможность получения слоев, в которых структурно-фазовое состояние регулируется иными факторами, чем при лазерной абляции синтезированных мишеней. Представляет интерес разработка методики, в которой физическое осаждение плазменного потока из молибденовой мишени дополняется химическим осаждением серы из газовой фазы.

Цель работы — получение и исследование на микро- и наноуровнях слоев MoS_x, которые формируются при абляции MoS_2-мишени в вакууме или инертном газе лазерными импульсами с длиной волны 1064 нм, а также слоев, формирующихся при осаждении лазерного факела из молибденовой мишени в среде сероводорода при комнатной температуре. При реализации этого метода (метода реактивного ИЛО) варьировали давление сероводорода, а также изменяли условия падения лазерного факела из Мо-мишени на подложку.

Методики формирования покрытий и их исследования

Мишени из MoS_2 и Мо в виде пластинок толщиной 4 мм устанавливали в камере для нанесения покрытий. Мишени могли облучаться лазерными импульсами наносекундной длительности с длиной волны 1064 нм (ИК-излучение). Частота следования импульсов составляла 20 Гц, энергия импульса — 40 мДж. Лазерный флюенс выбирали таким образом, чтобы минимизировать формирование искровой фракции факела. Лазерный луч падал под углом 45° к поверхности мишени и перемещался по ней с помощью системы автоматического сканирования. При облучении мишени из MoS_2 подложку устанавливали параллельно мишени на расстоянии 4 см. Камеру откачивали до давления 10^{-4} Па. В ряде случаев в камеру напускали буферный газ — аргон до заданного давления.

При облучении мишени из Мо в камеру после откачки напускали химически активный газ — сероводород (H_2S). Его давление варьировали в диапазоне 2...60 Па. Подложку устанавливали параллельно мишени, что обеспечивало режим реактивного импульсного лазерного осаждения (РИЛО) по нормали к поверхности (режим РИЛО-Н). В ряде случаев подложку разворачивали на угол 90° таким образом, чтобы лазерный факел из Мо-мишени скользил вдоль поверхности подложки (режим РИЛО-С). Покрытия формировались в основном результате физического осаждения потока атомов Мо, рассеянных на молекулах сероводорода, и их взаимодействия с активированными молекулами, образующимися при взаимодействии лазерного факела с сероводородом. Длительность процесса нанесения покрытий измерялась в минутах, что отражено при описании условий формирования различных по толщине слоев. В качестве подложек для осаждения использовали полированные стальные диски, пластины кремния, стеклоуглерода и поваренной соли.

Для исследования пленок методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и ми-

кродифракции (МД) их наносили на кристаллы поваренной соли и затем высаживали в воде на металлические сетки. ПЭМ- и МД-исследования проводили с помощью микроскопа Carl Zeiss Libra 120, оборудованного приставкой для измерения химического состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭРС) X-MAX 80T (Oxford Instruments). Морфологию поверхности и состав покрытий исследовали на сканирующих электронных микроскопах (СЭМ, Tescan LYRA 3 and MIRA 3) с применением методики ЭРС. Для исследований методом комбинационного рассеяния света (КРС) использовали излучение He-Ne-лазера с длиной волны 632,8 нм. Диаметр анализирующего лазерного пучка не превышал 1 мкм.

Для измерения скорости роста покрытий проводили их осаждение на полированные кристаллы кремния. Перед осаждением к подложке прижимали другую пластину кремния, закрывающую часть области осаждения. Вторую пластину удаляли после получения пленки и проводили профилирование граничной области для измерения высоты "ступеньки".

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование морфологии покрытий MoS_x, полученных методом ИЛО, показали (рис. 1), что абляция мишени из MoS_2 лазерными импульсами из ИК-диапазона излучения вызывает образование сферических частиц. Размер частиц изменяется от ~ 10 нм до ~ 1 мкм. Морфология покрытий и их химический состав (x = S/Mo ~ 1,5), измеренный на относительно большой площади подложки, практически не изменялись при повышении давления буферного газа (Ar) до 20 Па. При этом

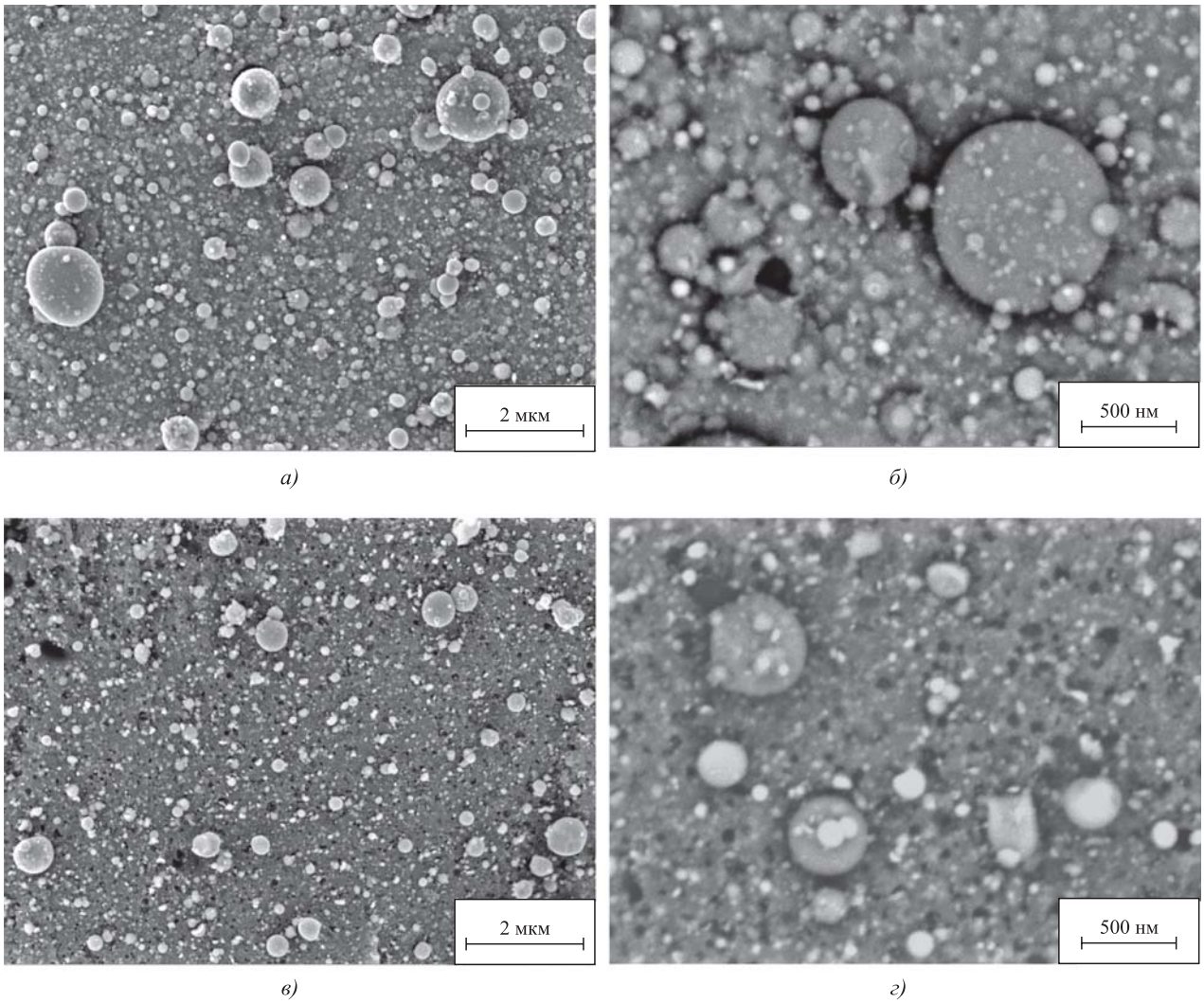


Рис. 1. СЭМ-изображения во вторичных (*а*, *в*) и обратно рассеянных (*б*, *г*) электронах для пленок MoS_x, полученных на стали методом ИЛО за 3 мин осаждения в вакууме (*а*, *б*) и в буферном газе при давлении 20 Па (*в*, *г*)

скорость осаждения пленки в аргоне при 20 Па снижалась практически в 3 раза. Исследования в обратно рассеянных электронах (режим *Z* контраста) показали, что контраст частиц практически не зависел от их размера, а число частиц с ярким контрастом, который указывает на высокую локальную концентрацию молибдена, было невелико.

Структурные исследования методами ПЭМ и МД показали, что при осаждении плазменно-паровой фракции лазерного факела из MoS_2-мишени формируется двухфазная структура пленок, состоящая из аморфной матрицы и нанокристаллов с гексагональной решеткой 2H-MoS_2-фазы (рис. 2). В результате ПЭМ-изображение имело заметный неоднородный контраст, а на картине микродифракции кроме сильной засветки от диффузного гало, соответствующего аморфной фазе, присутствовали достаточно узкие кольцевые рефлексы от кристаллической 2H-MoS_2-фазы. Следует отметить, что картина импульсной лазерной абляции мишени из MoS_2 сильно отличалась от картины абляции мишени из $MoSe_2$ [13]. Во втором случае при осаждении лазерного факела в основном образовывалась аморфная фаза $MoSe_x$, содержащая включения наночастиц молибдена размером 1...60 нм. При осаждении MoS_x заметное количество включений наношаров молибдена не обнаружено.

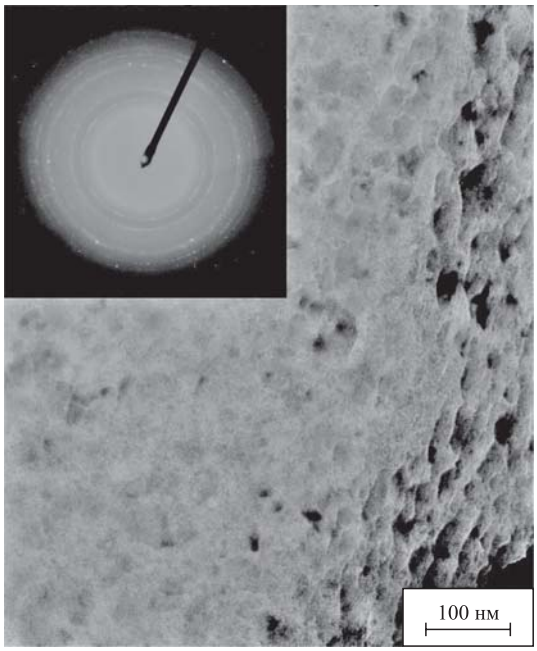


Рис. 2. МД- и ПЭМ-изображения пленки MoS_x, полученной методом ИЛО за 0,3 мин осаждения в аргоне при давлении 10 Па

Результаты исследования методом КРС MoS_x-пленок, полученных за 3 мин осаждения методом ИЛО, представлены на рис. 3. Спектры пленок, полученных осаждением в вакуумных условиях и в буферном газе, состоят из нескольких широких полос, расположенных вблизи значений *k* 210, 320, 430 и 540 см$^{-1}$. Положение полос совпадает с их положением в КРС-спектрах пленок MoS_x, полученных методом УФ ИЛО из MoS_2-мишени в работе [14]. Авторы [14] объяснили форму КРС-спектра образованием двухфазной структуры, состоящей из наночастиц MoS_2 очень малых размеров и аморфных кластеров серы. В работе [15] примерно такой же по форме спектр обнаружен у аморфного соединения MoS_3. Сопоставление спектров КРС, приведенных на рис. 3, и данных ПЭМ- и МД-анализа (см. рис. 2) указывает на то, что аморфная фаза является доминирующей в структуре пленок, полученных традиционным ИЛО. Слабый вклад нанокристаллов с решеткой 2H-MoS_2 в резонансное отражение может быть обусловлен их малой концентрацией, очень малыми размерами и/или высокой степенью дефектности их решетки.

Интенсивная эмиссия частиц различных размеров при ИК ИЛО вызывает формирование пористых покрытий MoS_x (рис. 4), при использовании которых в узлах трения требуется проведение приработки для инициирования трибоиндуцированных изменений и уплотнения структуры.

При реализации метода РИЛО химический состав формирующихся покрытий зависел су-

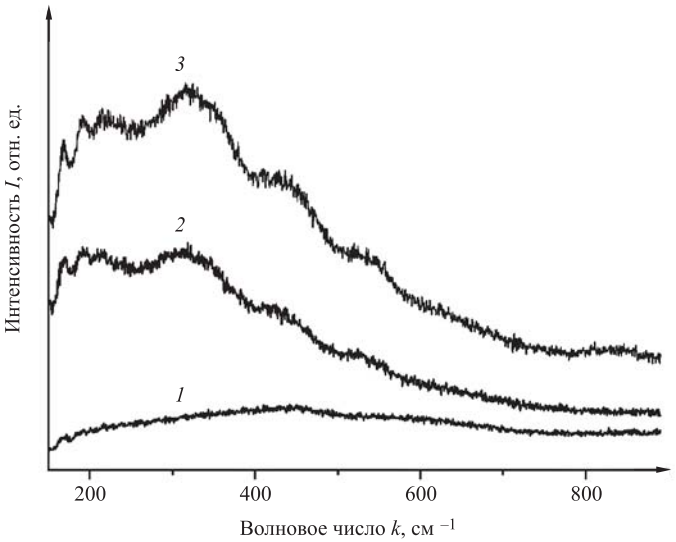


Рис. 3. Спектры КРС для чистого стеклоуглерода (*1*) и стеклоуглерода с покрытием MoS_x, полученным методом ИЛО в вакууме (*2*) и аргоне при давлении 20 Па (*3*) за 3 мин. СЭМ-изображения этих покрытий приведены на рис. 1

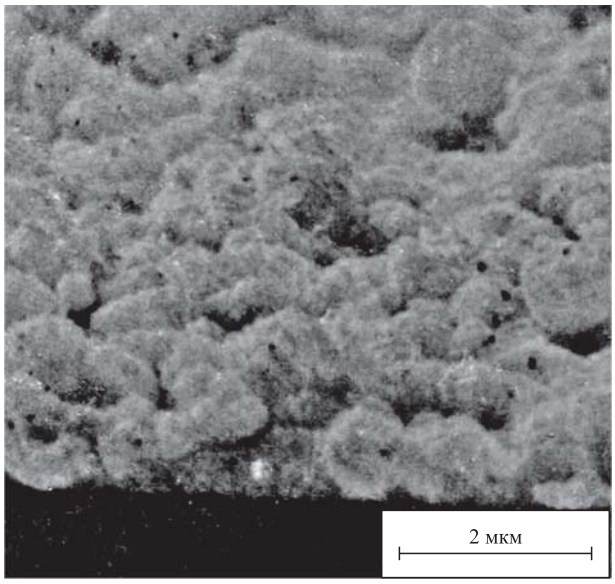


Рис. 4. Морфология поверхности покрытия MoS_x, полученного методом ИЛО на кремнии за 15 мин осаждения

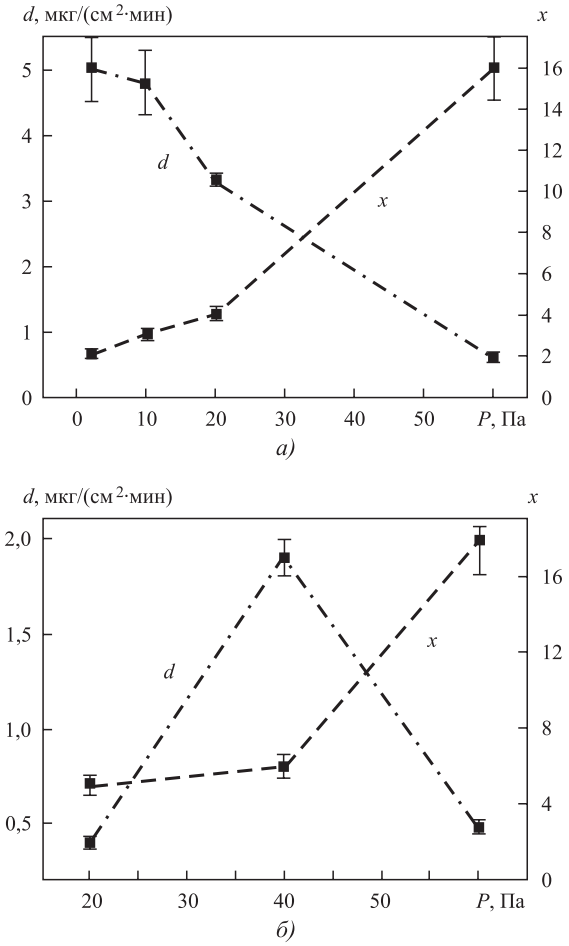


Рис. 5. Зависимости скорости осаждения молибдена *d* и отношения *x* атомной концентрации внедряющейся из газовой фазы серы к атомной концентрации осаждаемого молибдена от давления сероводорода *P* при получении покрытий MoS_x методами РИЛО-Н (*а*) и РИЛО-С (*б*)

щественным образом от давления сероводорода. На рис. 5 представлены результаты исследования скорости осаждения молибдена и относительного содержания компонентов покрытия от давления сероводорода при получении покрытий MoS_x в различных геометриях РИЛО. В случае проведения РИЛО-Н скорость осаждения атомов Mo максимальна при малых давлениях сероводорода. При этом насыщение пленки серой происходит недостаточно эффективно ($x < 2$). При повышении давления сероводорода сульфидирование покрытия протекало более интенсивно, хотя скорость осаждения молибдена снижалась примерно в 1,6 раза. Для получения пленок MoS_x с составом, близким к стехиометрическому, следовало проводить осаждение в диапазоне давлений 10...20 Па. Получаемые пленки обладали достаточно гладкой поверхностью и высокой плотностью, что следует из результатов СЭМ-исследований (рис. 6, *а*, *б*). СЭМ-исследования обратно рассеянными электронами пленок MoS_2 толщиной около 0,5 мкм показали (рис. 6, *а*), что при лазерной абляции молибдена формировался в основном атомарный поток, а микро- или наночастицы молибдена практически не оказывали влияния на структуру и морфологию покрытия. На наноуровне топография поверхности обусловливалась формированием округлых выступов с латеральным размером 50...100 нм (рис. 6, *б*).

При осаждении покрытий MoS_x методом РИЛО-С осаждение микро- и наноразмерных частиц молибдена исключалось самой геометрией распространения и осаждения эрозионного факела из молибденовой мишени. Эффективное осаждение атомов молибдена было зафиксировано только при относительно высоком давлении сероводорода, когда процессы рассеяния оказывали реальное влияние на траектории атомов Mo. Рис. 5, *б* показывает, что скорость осаждения имеет максимум при давлениях сероводорода около 40 Па. При бóльших давлениях лазерный факел из мишени Mo эффективно рассеивается газом уже вблизи мишени. Специфическая особенность метода РИЛО-С заключается в том, что эффективное сульфидирование покрытий ($x \sim 3...4$) начинается уже при относительно низких давлениях при малых скоростях роста покрытий. Увеличение скорости осаждения не оказывает существенного влияния на состав покрытий MoS_x, обусловливая повышенное содержание серы. Однако данный факт может быть использован для получения покрытий MoS_x методом РИЛО-С при повышенной температуре, которая, как правило, заметно активирует процессы десорбции серы с поверхности формируемых покрытий MoS_x.

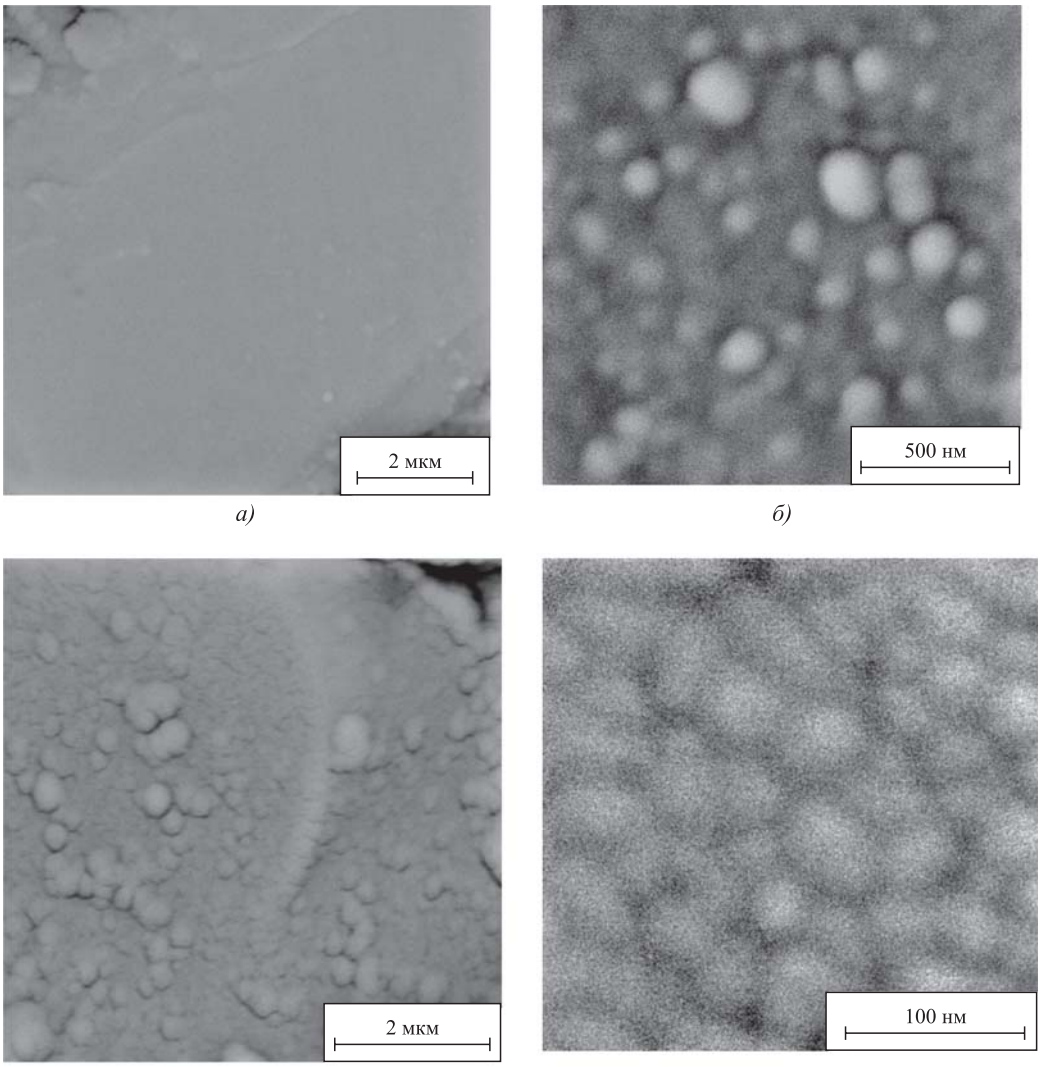


Рис. 6. СЭМ-изображения в обратно рассеянных (*а*, *в*) и вторичных (*б*, *г*) электронах для пленок MoS_x, полученных методом РИЛО за 40 мин при нормальном падении лазерного факела на стальную подложку (*а*, *б*) и при осаждении из скользящего вдоль подложки лазерного факела (*в*, *г*)

В результате можно ожидать рост покрытий с кристаллической структурой и составом, близким к стехиометрическому. Также осажденные слои MoS_x с избытком серы можно подвергать отжигу в вакуумных условиях для регулирования состава и структуры твердосмазочных покрытий.

На рис. 6, *в*, *г* представлены СЭМ-изображения поверхности покрытий MoS_x толщиной примерно 0,4 мкм, полученных методом РИЛО-С при давлении сероводорода около 40 Па. Результаты СЭМ в режиме Z-контраста указывают на достаточно однородное осаждение молибдена по поверхности подложки. Взаимодействие с серой обусловливает формирование округлых выступов субмикронных размеров. Исследования с высоким увеличением показали, что поверхность структурирована и на наноуровне, так как она покрыта округлыми выступами с латеральными размерами ~ 20 нм.

Результаты анализа методом КРС структурного состояния покрытий MoS_x, полученных методами РИЛО-Н и РИЛО-С, представлены на рис. 7. Покрытия, полученные методом РИЛО-Н при давлениях до 20 Па, не вызывали заметного резонансного рассеяния лазерного луча, что могло быть обусловлено сильно разупорядоченным характером атомной упаковки. При более высоких давлениях появлялся сигнал, аналогичный сигналу от покрытий, полученных традиционным методом ИЛО (см. рис. 3). Спектр КРС для покрытий MoS_x, полученных методом РИЛО-С, имел явное отличие от спектров покрытий, полученных при нормальном падении лазерного факе-

ла. На спектре появились относительно узкие линии, положение которых указывает на формирование аморфной структуры, состоящей из кластеров Mo_3—S. В этих кластерах три атома молибдена окружены примерно 13 атомами серы,

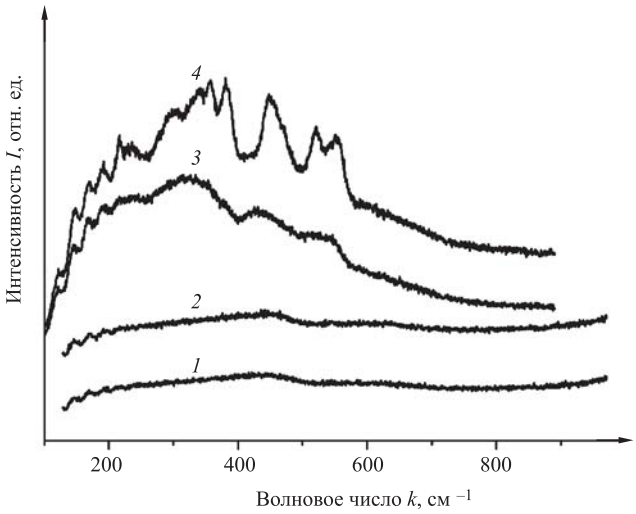


Рис. 7. Спектры КРС для покрытий MoS_x, нанесенных на стеклоуглерод методом РИЛО-Н при давлениях сероводорода, примерно равных 2 (*1*), 10 (*2*) и 20 Па (*3*), а также методом РИЛО-С при давлении 40 Па (*4*)

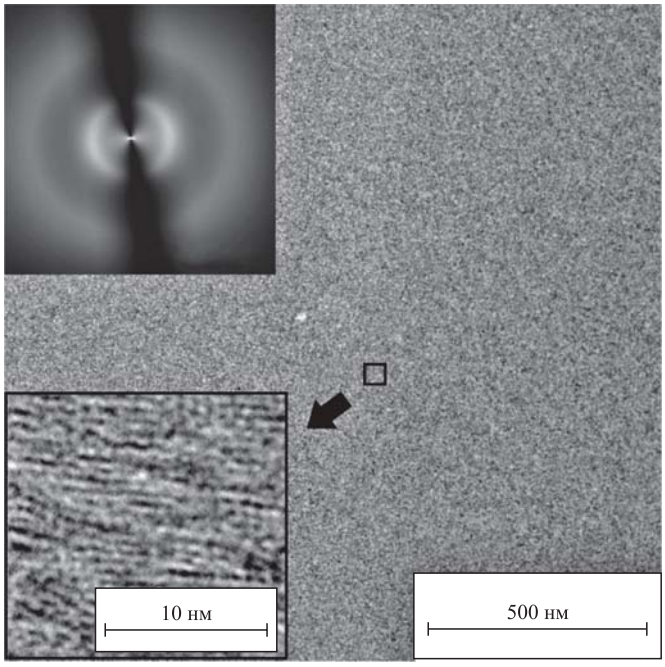


Рис. 8. Изображение ПЭМ и микродифракция для пленки MoS_x, полученной методом РИЛО-Н при давлении 10 Па за 2 мин. На вставке показано ПЭМ-изображение высокого разрешения для локальной области пленки

образующими с молибденом несколько специфических химических связей (мостиковые S_2^{-2}, апикальные (выступающие из плоскости) S^{2-}, терминальные S_2^{-2} и ненасыщенные S^{2-}) [16].

Следует отметить, что при исследованиях методом КРС всех полученных покрытий MoS_x не было обнаружено сигналов, характерных для слоистой молекулярной упаковки, образующей гексагональную фазу 2H-MoS_2. Именно эта фаза обусловливает качественные твердосмазочные свойства покрытий из ДПМ-материалов. Эта фаза дает две линии с волновыми числами 380 и 408 см$^{-1}$. Однако ПЭМ- и МД-исследования пленок, полученных методами РИЛО-Н и РИЛО-С, показали, что даже в случае осаждения при комнатной температуре происходит локальное упорядочение атомной структуры и формируются нанокластеры с ламинарной молекулярной упаковкой. Характерные результаты электронно-микроскопических исследований тонких пленок MoS_x представлены на рис. 8. При низком увеличении видно, что пленка обладает ровным контрастом без присутствия каких-либо частиц субмикронных и нанометровых размеров. На ПЭМ-изображении высокого разрешения видны чередующиеся светлые и темные полосы, расстояние между которыми составляет примерно 0,65 нм. На картине микродифракции присутствует достаточно интенсивный уширенный кольцевой рефлекс, соответствующий такому межплоскостному расстоянию. В целом на картине микродифракции присутствуют только диффузно уширенные кольцевые рефлексы, характерные для аморфной фазы. Размер области упорядочения, т. е. размер кристаллита, не превышает 5 нм. Очевидно, что упорядочение сводилось лишь к формированию атомных Mo- и S-плоскостей, а взаимная ориентация между плоскостями вокруг базисной оси отсутствовала. Малый размер квазикристаллов с ламинарной упаковкой и высокая степень их дефектности исключали формирование заметного резонансного отражения при КРС-исследованиях. Результаты ПЭМ- и МД-исследований тонких пленок, полученных методом РИЛО-С, во многом совпадали с результатами ПЭМ- и МД-исследований пленок, полученных методом РИЛО-Н.

Выводы

Применение традиционного метода ИЛО из синтезированной MoS_2-мишени для получения покрытий MoS_x сопровождается формированием пористой структуры, состоящей из сферических частиц субмикронных и нанометровых размеров.

Частицы образуются при лазерной абляции мишени независимо от длины волны используемого лазерного излучения. В структуре пленки доминирует аморфная фаза с включениями нанокристаллов MoS_2 с дефектной кристаллической решеткой. Метастабильное состояние таких покрытий, вероятно, может легко трансформироваться в более плотное и функциональное при приработке пары трения. Химический состав таких покрытий ($x \sim 1{,}5$) вполне удовлетворяет требованию к составу покрытий, способных проявлять антифрикционные свойства.

Характер структурообразования покрытий MoS_x принципиально изменяется при реализации метода реактивного ИЛО в сероводороде. И при нормальном, и при скользящем падении лазерного факела из Mo-мишени относительно крупных частиц, образование которых при лазерной абляции мишени Mo нельзя исключить, практически не оказывают заметного влияния на структуру покрытия. В результате химического воздействия сероводорода с осаждаемым молибденом удается сформировать достаточно гладкие и плотные слои MoS_x, химический состав которых зависит от давления реактивного газа. Возможность варьирования химического состава ($1{,}5 < x < 10$) может оказаться удобным фактором при получении покрытий в условиях нагрева подложки, который способен вызвать десорбцию избыточной серы. Покрытия MoS_x, получаемые методом РИЛО, обладают аморфной структурой, в которой присутствуют области локального упорядочения и образования ламинарной упаковки атомов, характерной для фазы 2H-MoS_2.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Highly** oriented MoS_2 coatings: tribology and environmental stability / J.F. Curry, N. Argibay, T. Babuska et al. // Tribol. Lett. 2016. Vol. 64, art. no. 11.

2. **Polcar T., Cavaleiro A.** Self-adaptive low friction coatings based on transition metal dichalcogenides // Thin Solid Films. 2011. Vol. 519. P. 4037—4044.

3. **A high-resolution** TEM/EELS study of the effect of doping elements on the sliding mechanisms of sputtered WS_2 coatings / F. Gustavsson, M. Bugnet, T. Polcar et al. // Tribol. Transactions. 2015. Vol. 58, art. no. 1. P. 113—118.

4. **Tribological** properties of gradient Mo—Se—Ni—C thin films obtained by pulsed laser deposition in standard and shadow mask configurations / S.N. Grigoriev, V.Yu. Fominski, R.I. Romanov, A.G. Gnedovets //Thin Solid Films. 2014. Vol. 556. P. 35—43.

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

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

7. **Deposition** and properties of MoS_2 thin films grown by pulsed laser evaporation / M.S. Donley, P.T. Murray, S.A. Barber, T.W. Haas // Surf. Coat. Technol. 1988. Vol. 36. P. 329—340.

8. **Fominskii V.Yu., Markeev A.V., Nevolin V.N.** Pulsed ion beams for modification of metal surface properties // Vacuum. 1991. Vol. 42. P. 73—74.

9. **Evolution** of surface topography in pulsed-laser-deposited thin films of MoS_2 / S.D. Walck, J.S. Zabinski, M.S. Donley, J.E. Bultman // Surf. Coat. Technol. 1993. Vol. 62. P. 412—416.

10. **McDevitt N.T., Bultman J.E., Zabinski J.S.** Study of amorphous MoS_2 films grown by pulsed laser deposition // Appl. Spectrosc. 1998. Vol. 52. P. 1160—1164.

11. **Pulsed** laser deposition of MoS_x films in a buffer gas atmosphere / V.Yu. Fominski, A.M. Markeev, V.N. Nevolin et al. // Thin Solid Films. 1994. Vol. 248. P. 240—246.

12. **Жукова Е.А., Романов Р.И., Фоминский В.Ю.** Химические связи и трибологические свойства тонких WSe_x пленок, нанесенных на твердые C- и B-содержащие слои // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 8. С. 29—36.

13. **О влиянии** наночастиц на морфологию твердосмазочных-$MoSe_x$ покрытий, наносимых импульсным лазерным осаждением / И.С. Еремин, Д.В. Фоминский, А.А. Соловьев, С.П. Посеренин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5. С. 41—47.

14. **McDevitt N.T., Bultman J.E., Zabinski J.S.** Study of amorphous MoS_2 films grown by pulsed laser deposition // Appl. Spectrosc. 1998. Vol. 52. P. 1160—1164.

15. **Chang C.H., Chan S.S.** Infrared and Raman studies of amorphous MoS_3 and poorly crystalline MoS_2 // J. Catal. 1981. Vol. 72. P. 139—148.

16. **Kibsgaard J., Jaramillo T.F., Besenbacher F.** Building an appropriate active-site motif into a hydrogen-evolution catalyst with thiomolybdate $[Mo_3S_{13}]^{2-}$ clusters // Nature Chem. 2014. Vol. 6. P. 248—253.

УДК 621.9.011

С.Н. Бардинова
(ПАО "Научно-производственное объединение "Сатурн", г. Рыбинск),
А.В. Смирнов
(Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьёва)
E-mail: bardinova.sn@gmail.com

Исследование технологических возможностей метода удаления покрытий с поверхности деталей ГТД водой под высоким давлением

Рассмотрены проблемы, связанные с удалением различных покрытий при ремонте деталей газотурбинных двигателей (ГТД). Предложен новый метод удаления покрытий с описанием его технологических возможностей, преимуществ и недостатков.

Ключевые слова: *удаление покрытий, ремонт деталей ГТД, эксплуатационные дефекты.*

The problems connected with removal of various coatings at repair of GTE details are considereded. Presented the new method of coatings removal along with description of technological possibilities, advantages and disadvantages.

Keywords: *removal of coatings, GTE details repair, customer induced damages.*

В процессе эксплуатации газотурбинных двигателей (ГТД) техническое состояние их деталей, узлов (сборочных единиц) и агрегатов изменяется в результате необратимых процессов, связанных с воздействием повреждающих факторов (высоких температур, нагрузок, вибраций, агрессивной газовой среды и др.). В результате этого в деталях возникают эксплуатационные дефекты, которые не только снижают ресурс деталей, но и могут привести к их разрушению, что может вызвать аварийный останов двигателя.

Для обеспечения требуемого ресурса деталей ГТД, работающих в условиях высоких температур, а также повышения КПД газотурбинного двигателя на его детали наносят различные функциональные покрытия.

По данным анализа появления дефектов можно построить соответствующую математическую модель износа и с определенной вероятностью рассчитать, с какой толщиной покрытия деталь поступит в следующий ремонт. Если эта толщина покрытия заведомо не будет ниже минимально допустимой, при текущем ремонте можно покрытие не восстанавливать и использовать в дальнейшей эксплуатации деталь без восстановления покрытия. Если с большой долей вероятности толщина покрытия значительно сократится до истечения срока очередного межремонтного ресурса, необходимо уже при данном текущем ремонте это покрытие восстановить до первоначального состояния. Кроме уменьшения толщины покрытий в процессе эксплуатации деталей их покрытия постепенно теряют свои свойства вследствие растрескивания или повреждения поверхностного слоя и не могут выполнять требуемые функции (рис. 1, 2).

При ремонте технология восстановления должна обеспечивать полное удаление дефектного покрытия и не оказывать отрицательного влияния на состав, структуру и свойства основного материала деталей ГТД. Для удаления покрытий на практике применяют различные методы: механический, химический, электрохимический, биологический, с применением концентрированных

Рис. 1. Повреждение покрытия гребешков лабиринта кольца турбины низкого давления (покрытие — плазменно напыленный диоксид алюминия-титана совместно с никельалюминиевым покрытием с 5%-ным содержанием алюминия)

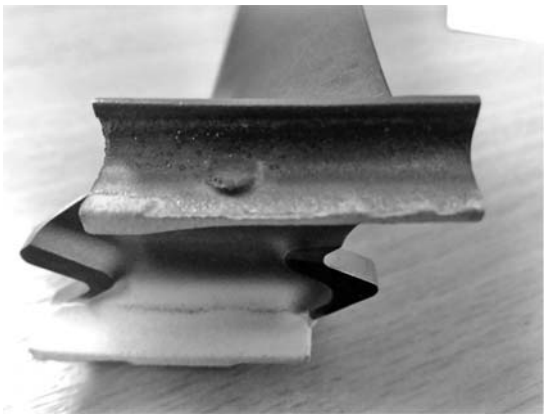


Рис. 2. Повреждение покрытия гребешков лопатки турбины низкого давления (покрытие — двуокись циркония)

потоков энергии. Каждый метод имеет преимущества и недостатки.

Самым распространенным является химический метод удаления покрытий, основанный на взаимодействии компонентов травильного раствора с поверхностью ремонтируемых деталей. Данный метод требует использования сложного гальванического оборудования, однако может быть применен для одновременной обработки партии деталей, деталей различной формы, имеющих внутренние полости. Правильно подобранные режимы травления обеспечивают достаточно полное удаление покрытия при сохранении заданного качества поверхности детали после травления. Тем не менее данный метод имеет ряд существенных недостатков, среди которых возможное растравливание основного материала, так как химически активные вещества с высокой концентрацией взаимодействуют не только с самим покрытием, но и с материалом основы.

Электрохимический метод основан на протекании окислительно-восстановительных процессов в ванне с электролитом при пропускании через систему электрического тока. Данных о применении этого метода на практике немного, кроме того, для его реализации требуется сложное оборудование. Как и при химическом методе, при электрохимическом методе требуются хорошая вентиляция, а также очистка и утилизация сточных вод.

Струйная пневмо- и гидроабразивная обработка позволяет обрабатывать поверхности сложного контура из любого материала независимо от его физико-химических свойств, характеризуется простотой регулирования степени воздействия на обрабатываемую поверхность, стабильностью процесса обработки, высокой производительностью. В сравнении с пескоструйным методом обработки гидроабразивная обработка обеспечивает более бережное удаление покрытий. Однако при применении более интенсивных режимов обработки возможны ухудшение качества поверхностного слоя и нарушение исходной геометрии деталей ГТД, увеличивается риск абразивного износа оборудования.

При использовании рассмотренных выше методов удаления покрытий требуются проектирование и применение сложной износостойкой защиты зон, не подвергающихся обработке.

При ремонте ГТД необходимо обеспечивать максимальный резерв прочности каждой детали с учетом условий эксплуатации и конструктивных особенностей. Необходимо постоянно совершенствовать технологические процессы изготовления и ремонта деталей, внедрять качественно новые методы и средства обработки, обеспечивающие постоянно растущие требования по качеству и эксплуатационной надежности ГТД.

В качестве альтернативы кислотному травлению и пескоструйному/гидроабразивному методу удаления покрытий с деталей ГТД авторами предлагается метод очистки покрытий водой под высоким давлением. Данный процесс не наносит повреждений поверхности деталей при удалении покрытий. Он позволяет эффективно удалять различные покрытия, не нарушая целостности базового поверхностного слоя изделия (рис. 3).

Обработка детали происходит сверхтонкой струей воды, подаваемой под высоким давлением (до 4000 атм) через распылительные сопла, вращающиеся со скоростью до 3000 мин$^{-1}$ (рис. 4).

При твердых покрытиях их удаление происходит за счет эффекта эрозии капель жидкости, подаваемых под высоким давлением. При хрупких покрытиях удаление происходит за счет разрушения под ударным действием струи жидкости.

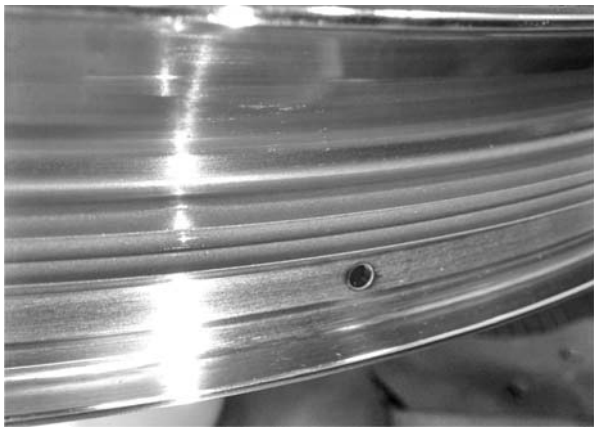


Рис. 3. Внешний вид поверхности гребешков лабиринта кольца турбины низкого давления после удаления покрытия водой под высоким давлением

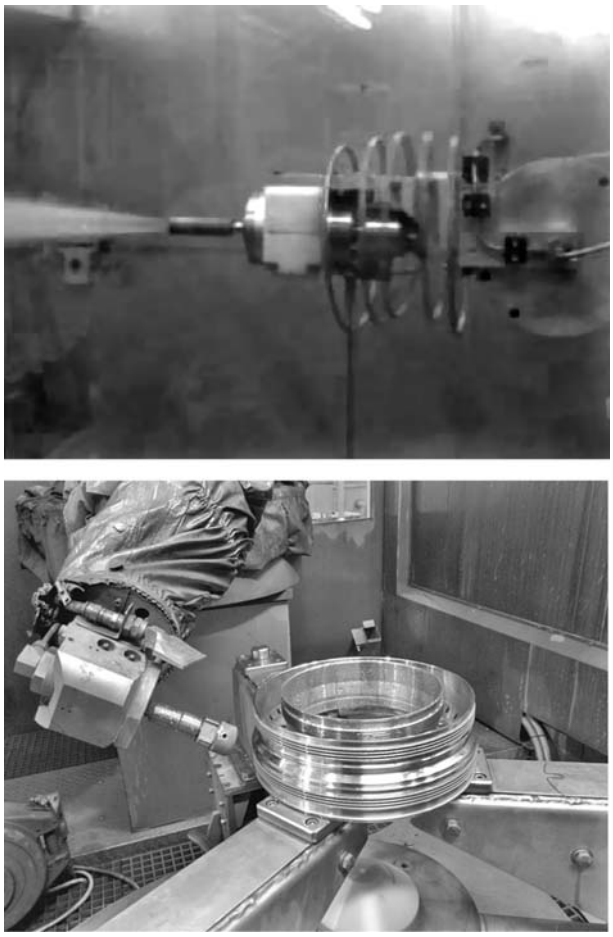
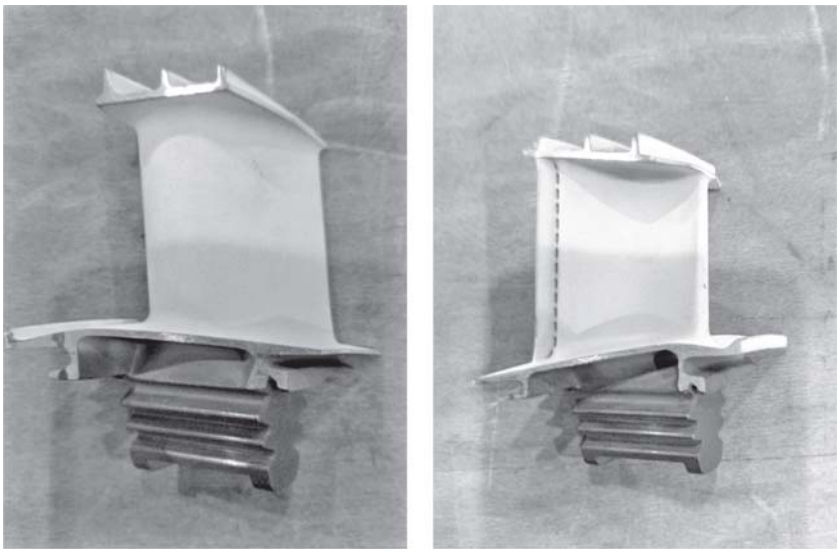


Рис. 4. Оборудование для удаления покрытий водой под высоким давлением

Объектом исследования являлись лопатки турбины высокого давления, относящиеся к наиболее напряженным элементам двигателя. Условия работы лопаток турбины характеризуются не только очень высоким уровнем рабочих температур, но и перепадом их значений. Это приводит к потере прочности материала лопаток и разрушению защитных покрытий на поверхности лопаток, что, в свою очередь, приводит к снижению их эксплуатационных характеристик. Чтобы сохранить высокие рабочие характеристики и надежность лопаток, необходимо проводить их ремонт путем снятия наружного покрытия, исчерпавшего свой ресурс, и повторного нанесения покрытия.

Вначале проводили удаление термобарьерного керамического покрытия КДП-1 с лопаток турбины высокого давления из материала ЖС6У (рис. 5). При этом ставилась задача сохранить имеющийся нижний слой — диффузионное жаростойкое покрытие СДП-6. Традиционным способом удаления покрытия КДП-1 является пескоструйная обдувка, имеющая ряд недостатков, в том числе повреждение слоя СДП-6. В нашем случае удаление покрытия КДП-1 проводили водой под высоким давлением при следующем режиме: давление воды 1500 бар, расстояние от сопла до поверхности детали 50 мм, частота вращения стола 5 мин$^{-1}$.

Качество удаления покрытия КДП-1 исследовали на поперечных



а) *б)*

Рис. 5. Внешний вид лопатки турбины высокого давления до удаления покрытия:
а — со стороны спинки; *б* — со стороны корыта

а) *б)*

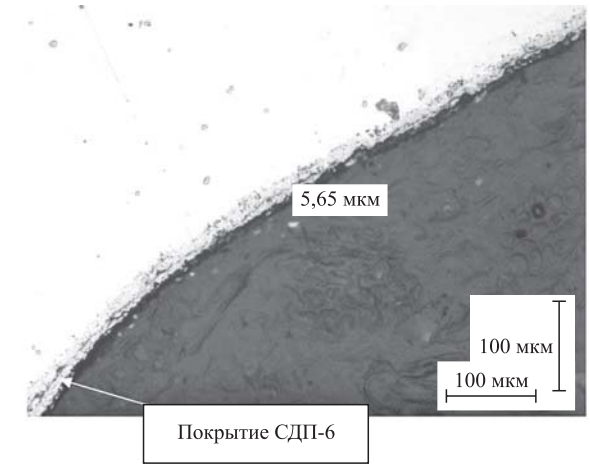
Рис. 6. Внешний вид лопатки турбины высокого давления после удаления покрытия:
а — со стороны спинки; *б* — со стороны корыта

микрошлифах, изготовленных из материала центральной части пера, полок и радиуса перехода пера в полку. После удаления слоя КДП-1 рабочие лопатки турбины высокого давления имеют равномерный матовый серый цвет без следов керамического покрытия (рис. 6). Повреждений основного материала лопаток не выявлено. На поверхности лопатки наблюдается жаростойкое покрытие СДП-6. Качество покрытия СДП-6 на поверхности пера и в радиусе перехода к бандажной полке лопатки находится в пределах технических требований. Микроструктура поверхности лопатки после удаления КДП-1 представлена на рис. 7. На нем также указаны значения толщины покрытия СДП-6 в центральной части пера лопатки.

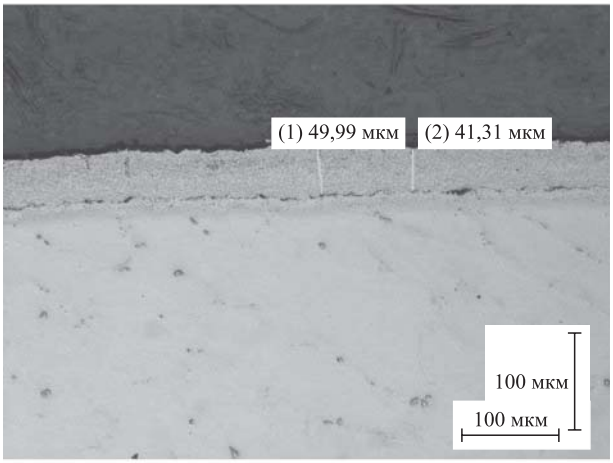
На технологию ремонта также влияют технические требования, предусматривающие ограничения различных параметров, среди которых можно выделить обеспечение радиальных зазоров между корпусом турбины и рабочими лопатками, в лабиринтных уплотнениях. В процессе производства на гребешки лабиринтов наносят методом плазменного напыления покрытие на основе диоксида циркония. В процессе эксплуатации данные покрытия также изнашиваются, появляются сколы и повреждения покрытий (см. рис. 1, 2).

Удаление покрытия с гребешков лопаток турбины низкого давления из материала NTa8CKWA водой под высоким давлением проводили при следующем режиме: давление воды 2000 бар, расстояние от сопла до поверхности детали 50 мм, частота вращения стола 5 мин$^{-1}$.

При исследовании качества удаления покрытия (двуокиси циркония) с гребешков лопаток турбины низкого давления проводили внешний осмотр обработанной поверхности (рис. 8), а также

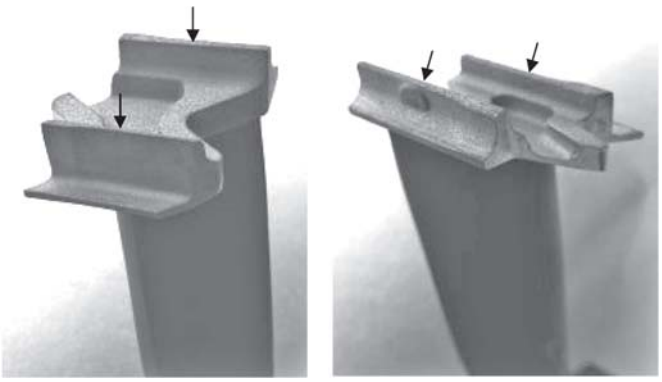


а)



б)

Рис. 7. Микроструктура покрытия СДП-6 после удаления покрытия КДП-1:
а — на бандажной полке лопатки; *б* — на пере лопатки



а) *б)*

Рис. 8. Внешний вид лопатки турбины низкого давления после удаления покрытия:
а — со стороны спинки; *б* — со стороны корыта; стрелками указаны зоны, с которых удалено покрытие

Рис. 9. Микроструктура гребешков лопаток турбины низкого давления после удаления покрытия

металлографический анализ поверхностного слоя деталей. Микроструктура гребешков в исследуемых сечениях приведена на рис. 9.

Результаты проведенных исследований показывают, что технология удаления покрытий водой под высоким давлением при ремонте деталей ГТД позволяет повысить качество проводимого ремонта, однако необходимо ее дальнейшее, более тщательное изучение.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технологии** удаления алюминидных покрытий с лопаток газовых турбин / А.А. Быбин, Р.Р. Невьянцева, Е.В. Парфенов, О.Г. Смольникова. М.: Машиностроение, 2015. 241 с.

2. **Технология** производства авиационных газотурбинных двигателей / Ю.С. Елисеев, А.Г. Бойцов, В.В. Крымов, Л.А. Хворостухин. М.: Машиностроение, 2003. 512 с.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

За наличный и безналичный расчет
Слюбого номера и на любой срок
Без почтовых наценок

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

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

ООО "Издательство **"Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru
Web-site: www.mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Конова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 02.08.2017 г. Подписано в печать 02.10.17 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**