

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 12 (132)
декабрь
2015

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

д.т.н., проф., заслуженный
деятели 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.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:

И.Н. МЫМРИНА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Гурьянов Г.Н. Оценка характера влияния формы кривой деформационного упрочнения на напряженное состояние круглого сплошного профиля при волочении с противонапряжением3



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Абдуллин И.Ш., Хубатхузин А.А., Христоролюбова В.И. Улучшение физико-механических свойств поверхности металлических изделий сложной конфигурации вследствие обработки высокочастотными разрядами пониженного давления13

Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 1)18

Ильинкова Т.А., Гурьев А.Н. Поведение теплозащитных покрытий при воздействии лазерного излучения31

Кочергин С.А., Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П. Особенности формирования единичной лунки при воздействии импульса лазерного излучения на материал37

Кузнецов И.С. Расчетная оценка массопереноса при электроискровой обработке41



ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Михальченков А.М., Комогорцев В.Ф., Филин Ю.И., Михальченкова М.А. Влияние величины частиц наполнителя в эпоксидно-песчаной композиции на прочность ее сцепления с металлической подложкой45

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 12 (132)
December
2015

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. BEZYAZHCHNYI

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.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
N.K. KRIONI
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.A. SHULOV
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:

I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Guryanov G.N. Evaluation of harker effect of the curve of the strain hardening on the stress state round solid profile while drawing with the tensioning system.....3



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Abdullin I.Sh., Khubatkhuzin A.A., Khristolubova V.I. Improvement of physical and mechanical properties of the surface of metal products of complex configuration due to the treatment of radio-frequency discharge of low pressure 13

Balanovsky A.E. The main problems in the theory of plasma surface hardening of metals (Review. Part 1)..... 18

Ilinkova T.A., Gurev A.N. Behavior of thermal barrier coatings under laser process.....31

Kochergin S.A., Morgunov Yu.A., Saushkin B.P. Some peculiarities of the single hollow forming under the influence of the pulse laser radiation on material.....37

Kuznetsov I.S. Settlement estimation mass transfer at electrospark processing.....41



POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Michalchenkov A.M., Komogortsev V.F., Filin Yu.I., Mikhailchenkova M.A. The effect size of the filler particles in epoxy-sand composition on the strength of its adhesion with the metal substrate.....45

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" 85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta Rossii" 60252) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

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



Оценка характера влияния формы кривой деформационного упрочнения на напряженное состояние круглого сплошного профиля при волочении с противонатяжением

Предложен критерий для оценки степени влияния модели упрочнения на прирост осевого напряжения от действия противонатяжения. При 14 моделях упрочнения выполнены расчеты осевого напряжения и запаса прочности в рабочем конусе волокна. Определены интервалы значений для коэффициентов вытяжки и трения, при которых обеспечен отрицательный прирост осевого напряжения от приложения противонатяжения при положительном запасе прочности материала на выходе из очага пластической деформации. Показано существенное влияние интенсивности деформационного упрочнения на значения осевого напряжения, запас прочности и характер распределения давления в рабочем конусе волокна.

Ключевые слова: волочение, проволока, методика расчетов, деформационное упрочнение, противонатяжение, осевое напряжение, запас прочности, давление, экономия энергии.

The criterion for assessing the degree of influence of hardening models on the increment of axial stress from the action of tensioning system. When 14 hardening models the calculations of the axial stresses and factor of safety in the working cone of portage. Defines the range of values for the coefficients of the extrusion and friction, which is provided with a negative increment of axial stress from the application of tensioning system with a positive margin of safety at the output of the hearth plastic deformation. The significant effect of the intensity of strain hardening on the values of axial stress, factor of safety and the nature of the pressure distribution in the working cone of portage.

Keywords: drawing, wire, method of calculation, strain hardening, tensioning system, axial stress, factor of safety, pressure, saving energy.

Введение

Производство проволоки и прутков показывает эффективность применения противонатяжения для снижения радиальной силы, действующей на волокно, и температуры деформирования. При этом, как правило, отмечается отрицательная сторона волочения с противонатяжением — повышение напряжения (силы) волочения. Однако данные экспериментов, проведенных отечественными и зарубежными исследователями, показали возможность снижения силы волочения при приложении противонатяжения [1, 2].

Наиболее часто для оценки прироста осевого напряжения от действия противонатяжения используют формулу [1, 2]

$$\sigma_{Zq} = \sigma_q / \mu^{f/\operatorname{tg}\alpha}, \quad (1)$$

где σ_q — напряжение противонатяжения; μ — коэффи-

циент вытяжки, $\mu = (r_0/r_k)^2$; r_0, r_k — радиусы заготовки до и после деформации соответственно; f — коэффициент трения; α — угол наклона образующей рабочего конуса к оси волочения.

Известны и другие выражения [1—4], дающие близкие значения прироста осевого напряжения от действия противонатяжения, как формула (1). Формула (1) не включает коэффициенты, учитывающие особенность кривой деформационного упрочнения. Из нее следует, что отсутствие прироста осевого напряжения от приложения противонатяжения ($\sigma_{Zq} = 0$) возможно только в предельном случае, когда величина $\alpha = 0$. Формула (1) не предусматривает возможность снижения осевого напряжения от приложения противонатяжения, так как при разных значениях коэффициентов вытяжки и трения и угла α величина прироста σ_{Zq} всегда положительна.

В работе [4] рассмотрена модель упрочнения протягиваемого материала (2) и получена формула для рас-

чета прироста осевого напряжения в рабочем конусе (3):

$$\sigma_r = \sigma_{r0} \mu^k, \quad (2)$$

$$\sigma_{z1} = \sigma_{r0} (\mu^k - 1) (1 + f/\operatorname{tg}\alpha) k, \quad (3)$$

где σ_{r0} — исходный, до волочения, предел текучести заготовки; k — коэффициент упрочнения. При модели упрочнения (2) прирост осевого напряжения от приложения напряжения противонапряжения σ_q определяется как [5, 6]

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[1 - \frac{f(\mu^k - 1)}{k \operatorname{tg}\alpha} \right]. \quad (4)$$

Расчеты с применением формулы (4) показали возможность снижения напряжения волочения от действия противонапряжения [5, 6].

В работе [7] при модели упрочнения

$$\sigma_r = \sigma_{r0} + m \varepsilon^n = \sigma_{r0} + m (\ln \mu)^n \quad (5)$$

предложены формулы для расчета составляющих напряжения волочения

$$\sigma_{z1} = \left[\sigma_{r0} \ln \mu + \frac{m}{n+1} (\ln \mu)^{n+1} \right] \left(1 + \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha} \right), \quad (6)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[1 - \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha} \left(\ln \mu + \frac{m (\ln \mu)^{n+1}}{\sigma_{r0} (n+1)} \right) \right], \quad (7)$$

где m, n — эмпирические коэффициенты; $\ln \mu = \varepsilon$ — степень деформации.

Зависимость (5) позволяет представлять более сложные формы кривых упрочнения, чем степенная функция (2), так как включает три постоянных коэффициента, а эмпирическая формула (2) — два.

Из анализа данных практики и теории волочения с противонапряжением [1—4, 8—10] следует, что факт снижения радиальной силы, действующей на волоку, от приложения противонапряжения не вызывает сомнения, но возможность снижения силы волочения от приложения противонапряжения требует проведения дополнительных исследований.

Цель работы — при разных моделях упрочнения материала круглого сплошного профиля (2) и (5) с использованием формул (3) и (4), (6) и (7) показать диапазоны значений основных параметров деформации, при которых наблюдается отрицательный прирост напряжения σ_{zq} от действия противонапряжения.

Методика и исходные данные для расчета

Осевое напряжение на выходе конуса с учетом напряжений σ_{z1} и σ_{zq} равно их сумме:

$$\sigma_z = \sigma_{z1} + \sigma_{zq}. \quad (8)$$

При отсутствии упрочнения ($k = 0$) формула (8) в развернутом виде запишется как [6]

$$\sigma_z = \sigma_{r0} \ln \mu (1 + f/\operatorname{tg}\alpha) + \sigma_q (1 - f \ln \mu / \operatorname{tg}\alpha). \quad (9)$$

Первое слагаемое в правой части уравнения (9) совпадает с известной формулой Зибеля. Если в модели упрочнения (5) $n = 1$, то имеем

$$\sigma_r = \sigma_{r0} + m \ln \mu, \quad (10)$$

$$\begin{aligned} \sigma_z = & \left[\sigma_{r0} \ln \mu + \frac{m}{2} (\ln \mu)^2 \right] \left(1 + \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha} \right) + \\ & + \sigma_q \left[1 - \frac{f}{\operatorname{tg}\alpha} \left(\ln \mu + \frac{m (\ln \mu)^2}{2 \sigma_{r0}} \right) \right]. \end{aligned} \quad (11)$$

Абсолютный запас прочности Z_a при коэффициенте вытяжки μ определяется как

$$Z_a = \sigma_{rk} - \sigma_z, \quad (12)$$

где σ_{rk} — предел текучести при текущем значении коэффициента вытяжки μ .

При принятом упрощенном уравнении пластичности для осесимметричного волочения запас прочности равен модулю радиального напряжения σ_r .

Из формул (4) и (7) можно выразить коэффициент трения f_0 , при котором прирост напряжения σ_{zq} нулевой, при моделях упрочнения (2) и (5) соответственно:

$$f_0 = \frac{k \operatorname{tg}\alpha}{\mu^k - 1}, \quad (13)$$

$$f_0 = \frac{\operatorname{tg}\alpha}{\ln \mu + m \ln \mu^{n+1} / (\sigma_{r0} (n+1))}. \quad (14)$$

Для компактности записи математических выражений и удобства анализа расчетных данных введены следующие обозначения:

$$\bar{\sigma}_q = \sigma_q / \sigma_{r0}, \quad (15)$$

$$\bar{f}_0 = \frac{f \ln \mu}{\operatorname{tg}\alpha}, \quad (16)$$

$$\bar{f}_1 = \frac{f(\mu^k - 1)}{k \operatorname{tg} \alpha}, \quad (17)$$

$$\bar{f}_2 = \frac{f}{\operatorname{tg} \alpha} \left[\ln \mu + \frac{m(\ln \mu)^{n+1}}{\sigma_{\tau 0}(n+1)} \right], \quad (18)$$

где $\bar{\sigma}_q$ — относительная величина напряжения противонапряжения. Безразмерные показатели \bar{f}_0 , \bar{f}_1 и \bar{f}_2 определяют долю от напряжения противонапряжения σ_q , которая идет не на прирост осевого напряжения, а на изменение напряженного состояния в очаге пластической деформации, снижение действия напряжений контактного трения соответственно при отсутствии упрочнения, модели упрочнения (2) и модели упрочнения (5). Это "полезное" напряжение определяется выражением

$$\bar{\sigma}_c = \bar{f} \bar{\sigma}_q. \quad (19)$$

Если безразмерные показатели \bar{f}_0 , \bar{f}_1 и \bar{f}_2 равны единице, то отсутствует прирост напряжения волочения от противонапряжения. Значения показателей \bar{f} (16)...(18) зависят от коэффициента трения f , в отличие от значений f_0 коэффициента трения (13) и (14), при которых прирост $\sigma_{zq} = 0$. И между ними имеется связь в виде $\bar{f} = f/f_0$. Степень влияния интенсивности упрочнения при его конкретной модели на прирост напряжения σ_{zq} можно оценить соотношением

$$v = \bar{f} / \bar{f}_0. \quad (20)$$

Чем больше величина v при фиксированных значениях угла α и коэффициентов вытяжки и трения, тем более благоприятно влияет модель упрочнения на снижение прироста осевого напряжения от действия противонапряжения. Относительная величина напряжения волочения с противонапряжением при отсутствии упрочнения, модели упрочнения (2) и модели упрочнения (5) равна соответственно:

$$\bar{\sigma}_z = \ln \mu + \bar{f}_0(1 - \bar{\sigma}_q) + \bar{\sigma}_q, \quad (21)$$

$$\bar{\sigma}_z = (\mu^k - 1) / k + \bar{f}_1(1 - \bar{\sigma}_q) + \bar{\sigma}_q, \quad (22)$$

$$\bar{\sigma}_z = \ln \mu + m(\ln \mu)^{n+1} / (\sigma_{\tau 0}(n+1)) + \bar{f}_2(1 - \bar{\sigma}_q) + \bar{\sigma}_q. \quad (23)$$

Формулы (21)...(23) в зависимости от целей расчетов можно представить в другом виде. Например, формула (23) в развернутой форме запишется как

$$\sigma_z = \sigma_{\tau 0} \ln \mu + m(\ln \mu)^{n+1} / (n+1) + \sigma_{\tau 0} \bar{f}_2 + \sigma_q(1 - \bar{f}_2). \quad (24)$$

Первое слагаемое в правой части выражения (24) определяет прирост осевого напряжения при исходном пределе текучести $\sigma_{\tau 0}$ (отсутствии упрочнения), второе слагаемое — прирост осевого напряжения от упрочнения материала, третье и четвертое слагаемые — соответственно от контактного трения и действия противонапряжения с учетом коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения и угла α . Необходимо отметить, что с ростом показателя \bar{f}_2 увеличивается третье слагаемое, но при этом снижается четвертая составляющая напряжения волочения. Таким образом, характер влияния на осевое напряжение контактного трения и противонапряжения зависит не только от степени деформации и угла α , но и от значений коэффициентов упрочнения. При $\bar{f}_2 = 1$ формула (24) упрощается:

$$\sigma_z = \sigma_{\tau 0} \ln \mu + m(\ln \mu)^{n+1} / (n+1) + \sigma_{\tau 0}.$$

Для расчета использованы 14 кривых упрочнения (рис. 1). Семь кривых упрочнения (1...7) имеют один и тот же исходный предел текучести $\sigma_{\tau 0} = 1000$ МПа (рис. 1, а). Кривые упрочнения 1...3 имеют коэффициент $n = 1$ и значения коэффициента m соответственно 500; 1500 и 3000 МПа. Кривые 4 и 5 построены при $n = 0,25$ и значениях m , равных 500 и 1500 МПа. Кривые 6 и 7 построены для модели (2) при коэффициенте упрочнения k соответственно 0,25 и 2,5. Величина 0,25 коэффициента k характерна для упрочнения углеродистой стали после термической обработки, называемой патентированием [4].

Кривые упрочнения 8...10 даны для стали

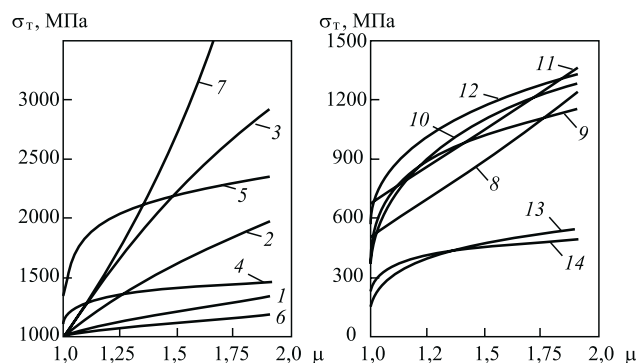


Рис. 1. Кривые упрочнения проволочной заготовки:

1 — $m = 500$ МПа; $n = 1,0$; 2 — $m = 1500$ МПа; $n = 1,0$; 3 — $m = 3000$ МПа; $n = 1,0$; 4 — $m = 500$ МПа; $n = 0,25$; 5 — $m = 1500$ МПа; $n = 0,25$; 6 — $k = 0,25$; 7 — $k = 2,5$; 8 — сталь 12X18H10T после закалки, кривая упрочнения (25); 9 — сталь 12X18H10T после закалки, (26); 10 — 12X18H10T после отжига, (27); 11 — сплав ХН40МДТЮ, (28); 12 — сплав ХН40МДТЮ, (29); 13 — Л63, (30); 14 — Д16, (31)

12Х18Н10Т и определены следующими эмпирическими зависимостями, МПа:

$$\sigma_{T0} = 511\mu^{1,37}, \quad (25)$$

$$\sigma_{T0} = 340 + 950(\ln\mu)^{0,37}, \quad (26)$$

$$\sigma_{T0} = 282 + 1218(\ln\mu)^{0,447}. \quad (27)$$

При кривых упрочнения (25) и (26) термическая обработка проволоочной заготовки проводилась по общепринятому заводскому режиму, используемому при производстве проволоки из коррозионно-стойких сталей: охлаждение в воде после выдержки при температуре 1050 °С. Кривая упрочнения 8 при модели (25) использована при расчете энергосиловых параметров многопроходного маршрута волочения [4]. При первых двух-трех проходах волочения, когда наблюдается интенсивное упрочнение, более точно описывает изменение предела текучести эмпирическая формула (26). Таким образом, зависимости 8 и 9 построены для одного и того же материала при моделях упрочнения (2) и (5), т. е. при разной степени точности представления фактических данных о пределе текучести при ограниченной степени деформации проволоочной заготовки ($\mu < 1,75$). Для построения кривой 10 использована эмпирическая зависимость (27) для коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после отжига при температуре 900 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе [11]. Кривые 11 и 12 даны для дисперсионно-твердеющего сплава на никелевой основе ХН40МДТЮ [4] при моделях упрочнения, МПа

$$\sigma_{T0} = 676\mu^{1,09}, \quad (28)$$

$$\sigma_{T0} = 520 + 1000(\ln\mu)^{0,47}. \quad (29)$$

Кривые упрочнения сплава построены после той же термической обработки, которая использована для коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т (закалка в воде с температуры 1050 °С). Формула (29) более адекватно представляет опытные данные о пределе текучести сплава при коэффициенте вытяжки не более 1,75 [4]. Кривые упрочнения, МПа, для латуни Л63 и алюминиевого сплава Д16 взяты из работы [11]:

$$\sigma_{T0} = 112 + 521(\ln\mu)^{0,415}, \quad (30)$$

$$\sigma_{T0} = 123 + 403(\ln\mu)^{0,229}. \quad (31)$$

У латуни Л63 меньше исходный предел текучести: $\sigma_{T0} = 112$ МПа, но коэффициенты упрочнения m и n больше, чем у сплава Д16 (см. формулу (31)). Предел текучести латуни Л63 и сплава Д16 значительно меньше, чем у остальных материалов при разной степени деформации.

Результаты расчета и их анализ

На рис. 2 приведены зависимости коэффициента трения f_0 , полученные по формулам (13) и (14), от коэффициента вытяжки при моделях упрочнения, приведенных на рис. 1, и значениях угла α , равных 6° (а, б) и 9° (в, г).

Значения коэффициента трения f_0 значительно снижаются с ростом степени деформации в проходе волочения и уменьшением угла α при разных кривых упрочнения. Значение коэффициента f_0 больше при кривых упрочнения 1 и 6 (см. рис. 2) по причине меньшей степени интенсивности упрочнения (см. рис. 1). Кривая упрочнения 4 в сравнении с кривой 2 показывает интенсивное упрочнение при коэффициенте вытяжки $\mu < 1,15$ (см. рис. 1). Однако при $\mu > 1,25$ интенсивность упрочнения при кривой 4 значительно ниже. Поэтому кривая 4 для коэффициента трения f_0 сначала ниже кривой 2,

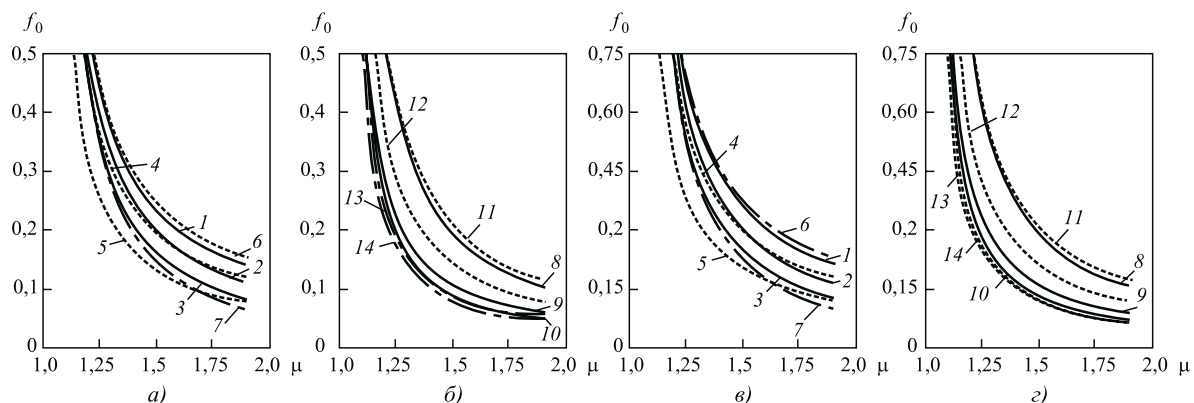


Рис. 2. Зависимости значений коэффициента трения f_0 , полученных по формулам (13) и (14), от коэффициента вытяжки: а, б — $\alpha = 6^\circ$; в, г — $\alpha = 9^\circ$; 1...14 — соответствуют номерам кривых упрочнения на рис. 1

а затем, при $\mu > 1,5$, выше нее (см. рис. 2, а, в). Меньшие значения коэффициента f_0 показывают кривые 13 и 14 для латуни Л63 и сплава Д16. Величина f_0 для стали 12Х18Н10Т после отжига, кривая упрочнения которой определяется формулой (27), несколько больше (кривая 10), чем для латуни и сплава Д16. Данные рис. 2 показывают, что нулевой прирост осевого напряжения от действия противонапряжения возможен при малых углах волочения (см. рис. 2, а, б) и повышенных значениях коэффициентов вытяжки и трения.

На рис. 3 приведены результаты расчетов исследуемых параметров в зависимости от коэффициента вытяжки в интервале его изменения от 1 до 1,5. Коэффициент трения равен 0,10, угол $\alpha = 6^\circ$, напряжение противонапряжения составляет 0,25 от исходного предела текучести: $\sigma_q = 0,25\sigma_{т0}$.

Во всем интервале изменения коэффициента вытяжки осевое напряжение больше для материала с кривой упрочнения 5 (см. рис. 1) при отсутствии и действии противонапряжения (рис. 3, а). Необходимо обратить внимание, что при коэффициенте вытяжки 1,5 предел текучести при кривых упрочнения 3 и 5 примерно равный. А предел текучести при $\mu = 1,5$ и кривой упрочнения 7 больше, чем при кривой 5. Но осевое напряже-

ние при кривой упрочнения 5 существенно больше, чем при кривых 3 и 7. Если расчет осевого напряжения был бы выполнен по формулам, содержащим усредненную величину предела текучести, то значения напряжения при кривых упрочнения 3 и 5 были бы примерно равные, а напряжения при кривой упрочнения 7 были бы больше, чем при кривой 5. Осевое напряжение для стали 12Х18Н10Т после отжига (кривая 10) меньше, чем для этой стали после закалки (кривая 8) при малых степенях деформации, так как меньше исходный предел текучести. Но поскольку интенсивность упрочнения у отожженной стали выше, то при росте степени деформации напряжения сближаются при обоих видах термической обработки. Значения для осевого напряжения при разных кривых упрочнения закаленной стали 12Х18Н10Т (кривые 8 и 9) различаются менее существенно, чем для запаса прочности. Это видно, например, из сравнения графиков б и г на рис. 3.

Осевое напряжение и запас прочности заметно меньше у латуни Л63 и сплава Д16, что показывают кривые 13 и 14 (рис. 3, б, г). Если принять, что в процессе волочения коэффициент вытяжки равен 1,5, то кривые для запаса прочности показывают характер распределения давления (модуля радиального напря-

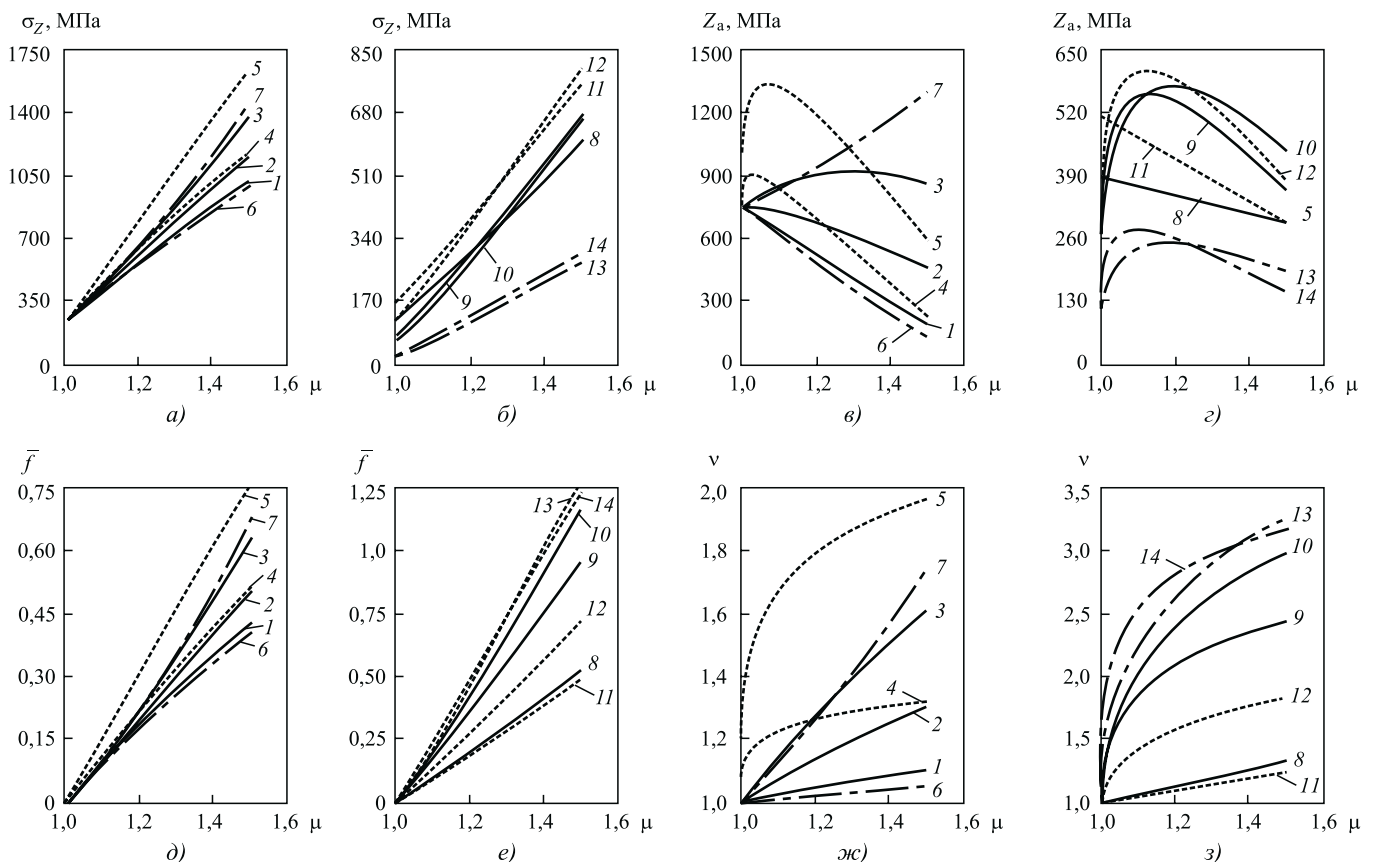


Рис. 3. Осевое напряжение (а, б), запас прочности (в, г), безразмерные параметры \bar{f} (д, е) и v (ж, з) в зависимости от коэффициента вытяжки при коэффициенте трения 0,10 и напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_{т0}$: 1...14 — соответствуют номерам кривых упрочнения на рис. 1

жения) вдоль очага пластической деформации. При кривых упрочнения 4 и 5 (см. рис. 1) наблюдается максимум давления, который располагается ближе к началу очага деформации. Более интенсивное упрочнение у латуни (кривая 13 на рис. 1), что также показывает кривая 13 для безразмерного показателя \bar{v} (рис. 3, з). Максимум давления для латуни находится дальше от входа рабочего конуса волокна. У стали 12Х18Н10Т после отжига (кривая 10) интенсивность упрочнения выше, чем у той же стали после закалки (кривая 9). Максимум давления при кривой упрочнения 10 (см. рис. 1) находится правее максимума при кривой упрочнения 9. Таким образом, проявляется закономерность: чем выше интенсивность упрочнения, тем дальше от входа очага деформации пик давления. Это согласуется с результатами исследований, приведенными в работах [1, 3, 8].

Безразмерный показатель $\bar{f} > 1$ только для стали 12Х18Н10Т после отжига, латуни и алюминиевого сплава (соответственно линии 10, 13 и 14 на рис. 3, е). То есть для этих материалов возможен процесс волочения с отрицательным приростом осевого напряжения при коэффициенте вытяжки $\mu > 1,4$. Показатель \bar{v} существенно зависит от материала заготовки и увеличивается с ростом степени деформации. Его значение меньше при кривых упрочнения 1, 6 и 11

(рис. 3, ж, з). Для латуни Л63 и сплава Д16 при коэффициенте вытяжки 1,5 величина $\bar{v} > 3$, что указывает на возможность существенного влияния интенсивности упрочнения этих материалов на энергосиловые показатели процесса волочения с противонапряжением.

Зависимости осевого напряжения и запаса прочности (см. формулу (12)) от коэффициента вытяжки при разном уровне напряжения противонапряжения показаны на рис. 4. При расчете использована кривая упрочнения для стали 12Х18Н10Т (26). Коэффициент трения: 0,05, 0,15 и 0,35, напряжение противонапряжения 0; величина σ_q равна $0,25\sigma_{T0}$ и $0,50\sigma_{T0}$. Угол α равен 6 и 9°. Для пояснения расположения кривых для осевого напряжения и запаса прочности построены зависимости показателя \bar{f} при разных значениях коэффициента трения (рис. 4, а, б).

При коэффициенте трения 0,05 (линии 1 графиков на рис. 4, а и б) величина показателя $\bar{f} < 1$ при заданных значениях угла α и коэффициента вытяжки. То есть при $f = 0,05$ прирост σ_{Zq} от действия противонапряжения только положительный. При $f = 0,15$ (линии 2) показатель $\bar{f} < 1$ при $\alpha = 9^\circ$ и величина $\bar{f} > 1$ при $\alpha = 6^\circ$ (рис. 4, а), когда коэффициент вытяжки больше 1,3. При значительном коэффициенте трения: 0,35 (линии 3) возможен отрицательный прирост σ_{Zq} при обоих значениях угла α .

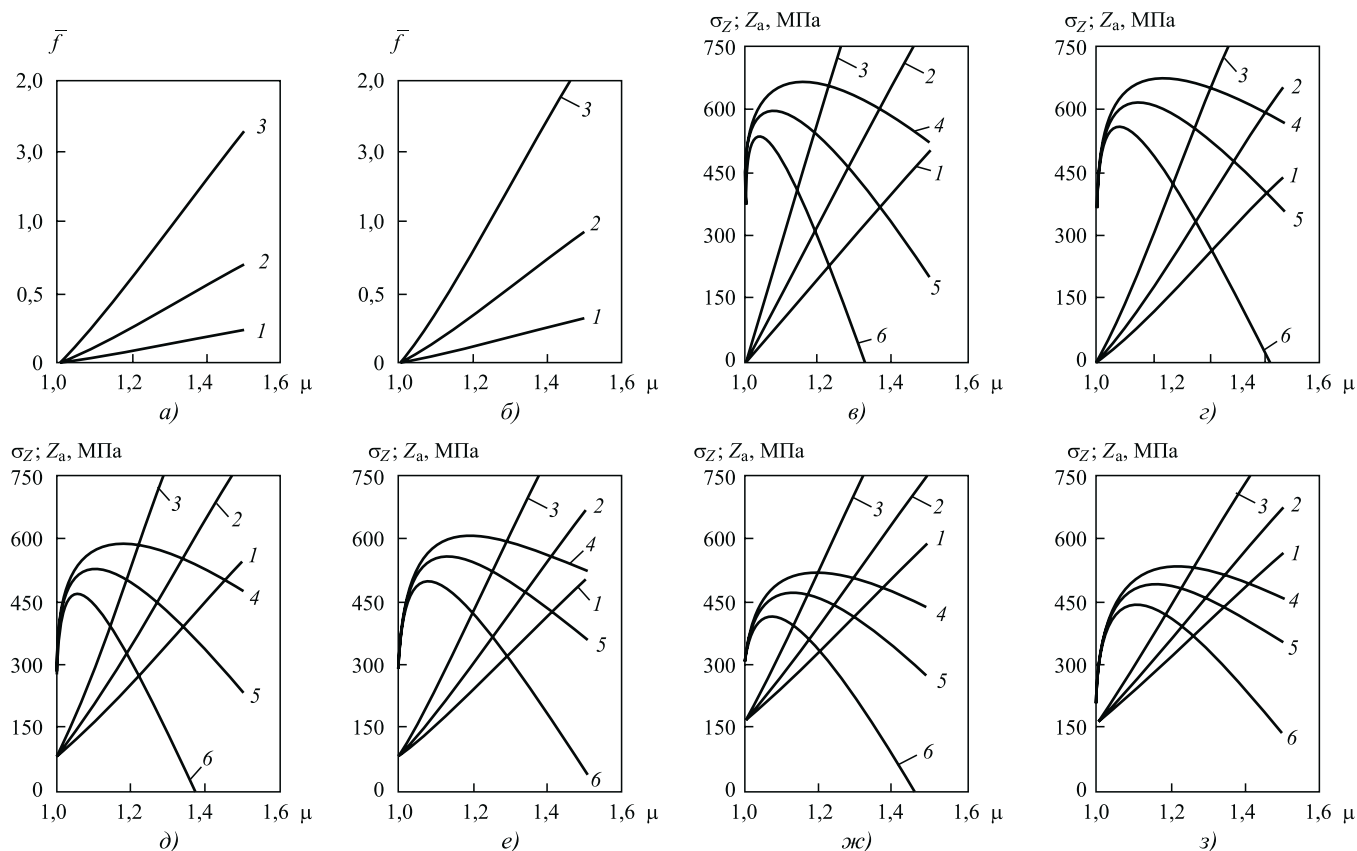


Рис. 4. Зависимости показателя \bar{f} (а, б), осевого напряжения и запаса прочности (в...з) от коэффициента вытяжки: в, г — $\sigma_q = 0$; д, е — $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$; ж, з — $\sigma_q = 0,50\sigma_{T0}$; а, в, д, ж — $\alpha = 6^\circ$; б, г, з, з — $\alpha = 9^\circ$; 1, 4 — $f = 0,05$; 2, 5 — $f = 0,15$; 3, 6 — $f = 0,35$

На кривых 4...6 для запаса прочности (модуля радиального напряжения или просто давления) наблюдаются максимумы при различных значениях угла α , коэффициента трения и напряжения противонапряжения (рис. 4, в...з). Пик давления смещается в сторону входа очага деформации с ростом коэффициента трения и уменьшением угла α и напряжения противонапряжения. При отсутствии и действии противонапряжения увеличение угла α привело к заметному снижению осевого напряжения и увеличению запаса прочности при $\mu > 1,3$. В большей степени это проявилось при коэффициенте трения 0,35 (кривые 3 и 6). Линии для осевого напряжения 1...3 и запаса прочности 4...6 при повышении напряжения противонапряжения и угла α сближаются. То есть в этом случае (при росте σ_q и α) снижается влияние коэффициента трения на исследуемые показатели процесса волочения. При отсутствии противонапряжения и $f = 0,35$ запас прочности меньше нуля при $\mu > 1,3$ и $\alpha = 6^\circ$ (рис. 4, в), $\mu > 1,47$ и $\alpha = 9^\circ$ (рис. 4, з). Поскольку показатель $\bar{f} > 1$ при $f = 0,35$ и $\mu > 1,3$ и при обоих значениях угла α (рис. 4, а, б), то повысился запас прочности при действии противонапряжения и коэффициенте $\mu > 1,3$. В результате при $\alpha = 9^\circ$ (рис. 4, е, з) отсутствует отрицательный запас прочности, а при $\alpha = 6^\circ$ запас $Z_a < 0$ при более высоких значениях коэффициента μ (рис. 4, д, ж), чем при отсутствии противонапряжения (рис. 4, в). При коэффициенте $f = 0,35$ также заметно снижение осевого напряжения при $\mu > 1,3$ от увеличения напряжения противонапряжения.

Отрицательный прирост σ_{Za} осевого напряжения от приложения противонапряжения возможен, если показатель $\bar{f} > 1$. А чтобы это реализовалось на практике, необходим положительный запас прочности Z_a протягиваемой заготовки на выходе очага пластической

деформации. При поиске диапазонов значений для основных параметров деформации, при которых прирост σ_{Za} отрицательный, удобно иметь на одном графике зависимости для запаса прочности и показателя \bar{f} . На рис. 5 приведены зависимости абсолютного запаса прочности Z_a и показателя \bar{f} при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_{10}$ от коэффициента вытяжки μ при его изменении от 1 до 2,2. Интервал изменения запаса прочности Z_a и показателя \bar{f} ограничен нулем и единицей. Выбор такого интервала на оси ординат обусловлен двумя условиями для наступления отрицательного прироста осевого напряжения от действия противонапряжения. Расчеты выполнены при использовании кривой упрочнения для стали 12Х18Н10Т (26). Коэффициент трения равен 0,05, 0,15 и 0,35.

Показатель \bar{f} непрерывно возрастает от нуля с повышением коэффициента вытяжки (линии 1...3). Из точек пересечения линий 2 и 3 с единичной ординатой перпендикулярно оси абсцисс проведены линии n_2 и n_3 для фиксирования на ней значения коэффициента вытяжки, при которых $\bar{f} = 1$. Линии 5 и 6 — это нисходящие ветви кривых для запаса прочности при значениях коэффициента трения 0,15 и 0,35 соответственно. Они являются прямыми, так как задан узкий интервал представления запаса прочности: от нуля до 1 МПа. При $f = 0,05$ кривая для запаса прочности проходит выше ординаты, равной 1, и ее части, которая пересекает абсциссу, соответствует коэффициент вытяжки $\mu > 2,2$. Прямые n_2 и n_3 вместе с соответствующими линиями 5 и 6 определяют интервалы значений i_2 и i_3 коэффициента вытяжки, при которых $\bar{f} > 1$ и запас прочности больше нуля. Необходимо отметить, что при $\alpha = 6^\circ$ (рис. 5, а) прямая n_2 находится несколько левее конца линии 6 для запаса прочности, а при $\alpha = 9^\circ$ (рис. 5, б) линии n_2 и 6 на графике слились. Интервал i_3 при $f = 0,35$ соответствует меньшим значениям коэффициента μ при обоих значениях угла волочения, и он уже, чем интервал i_2 при $f = 0,15$. Интервалы значений коэффициента вытяжки i_2 и i_3 при $\alpha = 9^\circ$ шире и находятся правее, при более высоких значениях коэффициента μ , чем при $\alpha = 6^\circ$ (рис. 5).

На рис. 6 при разных моделях упрочнения определены интервалы значений коэффициента вытяжки, а на рис. 7 — коэффициента трения, при которых прирост σ_{Za} отрицательный. В отличие от графиков рис. 5 искомым интервал фиксируется точками пересечения линий показателя \bar{f} и запаса Z_a на единичной ординате графиков рис. 6 и 7, так как не проведены дополнительные прямые n из точек пересечения линий для показателя \bar{f} и единичной ординаты. Зависимости рис. 6 построены при α , равном 6° и 9° , коэффициенте трения 0,15 и 0,35 и напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_{10}$. Поиск значений коэффициента трения (см. рис. 7), при которых наблюдается отрицательный прирост σ_{Za} , выполнен при коэффициенте вытяжки 1,25 и 1,50 и тех

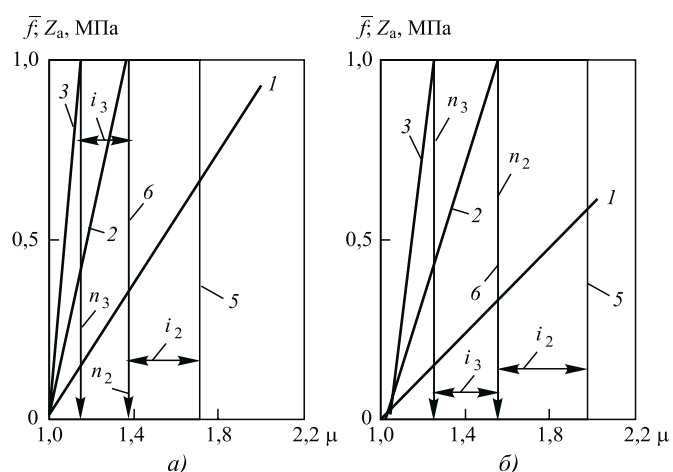


Рис. 5. Зависимости показателя \bar{f} (1...3) и запаса прочности Z_a (5, 6) от коэффициента вытяжки при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_{10}$: а — $\alpha = 6^\circ$; б — $\alpha = 9^\circ$; 1, 4 — $f = 0,05$; 2, 5 — $f = 0,15$; 3, 6 — $f = 0,35$

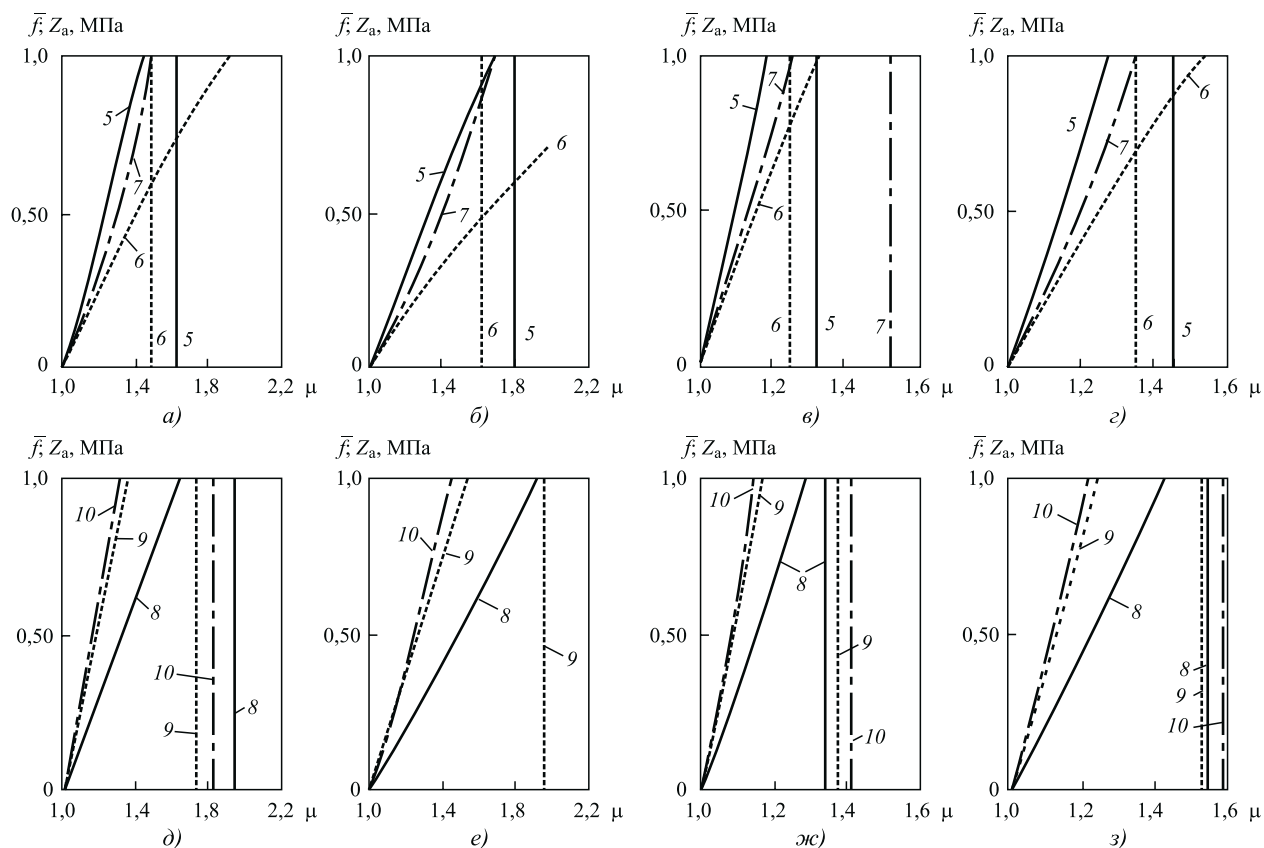


Рис. 6. Зависимости показателя \bar{f} и запаса прочности Z_a (вертикальные линии) при разных моделях упрочнения от коэффициента вытяжки при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_{q0}$:

$a...г$ — при кривых упрочнения 5...7 (см. рис. 1); $д...з$ — при кривых упрочнения 8—10; $а, в, д, ж$ — $\alpha = 6^\circ$; $б, з, е, з$ — $\alpha = 9^\circ$; $а, б, д, е$ — $f = 0,15$; $в, з, ж, з$ — $f = 0,35$; цифры у кривых соответствуют номерам кривых упрочнения на рис. 1

же значениях угла α и напряжения противонапряжения σ_q .

На рис. 6, $a...г$ приведены зависимости при кривых упрочнения 5...7 (см. рис. 1). Кривые 6 и 7 определяются эмпирической формулой (2) при коэффициенте упрочнения k 0,25 и 2,5 соответственно. Интенсивность упрочнения при кривой упрочнения 5 выше, чем при кривых упрочнения 6 и 7 при коэффициенте $\mu < 1,25$. Поэтому угол наклона к оси абсцисс линии 5 для показателя \bar{f} больше. При модели упрочнения 6, характеризуемой малой интенсивностью упрочнения, запас прочности равен нулю при коэффициенте вытяжки, при котором невозможен отрицательный прирост σ_{Zq} ($\bar{f} < 1$). В этом случае пересекаются линии 6 для показателя \bar{f} и запаса прочности. Это проявляется при разных значениях угла α и коэффициента трения. Линия 7 для запаса прочности отсутствует в заданном интервале значений коэффициента μ при $f = 0,15$ (см. рис. 6, $a, б$), а также при коэффициенте $f = 0,35$ и $\alpha = 9^\circ$ (см. рис. 6, $з$).

Результаты расчетов при моделях упрочнения (25)... (27) для стали 12X18H10T представлены на рис. 6, $д...з$. При модели упрочнения (25) наблюдается более узкий интервал значений коэффициента μ (линии 8). Линии 10 для этой стали после отжига (модель упрочнения (27)) опреде-

ляют более широкий интервал значений коэффициента вытяжки, при которых наблюдается отрицательный прирост осевого напряжения σ_{Zq} . Зависимости, приведенные на рис. 6, позволяют сделать вывод, что с увеличением коэффициента трения при равных значениях прочих других параметров деформации интервал значений коэффициента вытяжки сужается и смещается влево, в сторону уменьшения коэффициента μ .

При кривой упрочнения 1 отсутствует интервал значений коэффициента трения для наступления отрицательного прироста σ_{Zq} , что показывают графики на рис. 7, $a, б$. Линии 1 для показателя \bar{f} и запаса прочности пересекаются. То есть нулевой запас прочности наступает при меньшем значении коэффициента трения, чем при выполнении равенства $\sigma_{Zq} = 0$. При кривой упрочнения 2 коэффициент упрочнения больше, чем при кривой 1. Поэтому наблюдается некоторый интервал значений коэффициента f для выполнения неравенства $\sigma_{Zq} < 0$. Линии 3 показывают расширение границ искомого интервала значений коэффициента f по причине значительного коэффициента упрочнения: $m = 2500$ МПа (при кривой упрочнения 2 коэффициент $m = 1500$ МПа).

Для стали 12X18H10T с кривой упрочнения 8 иско-

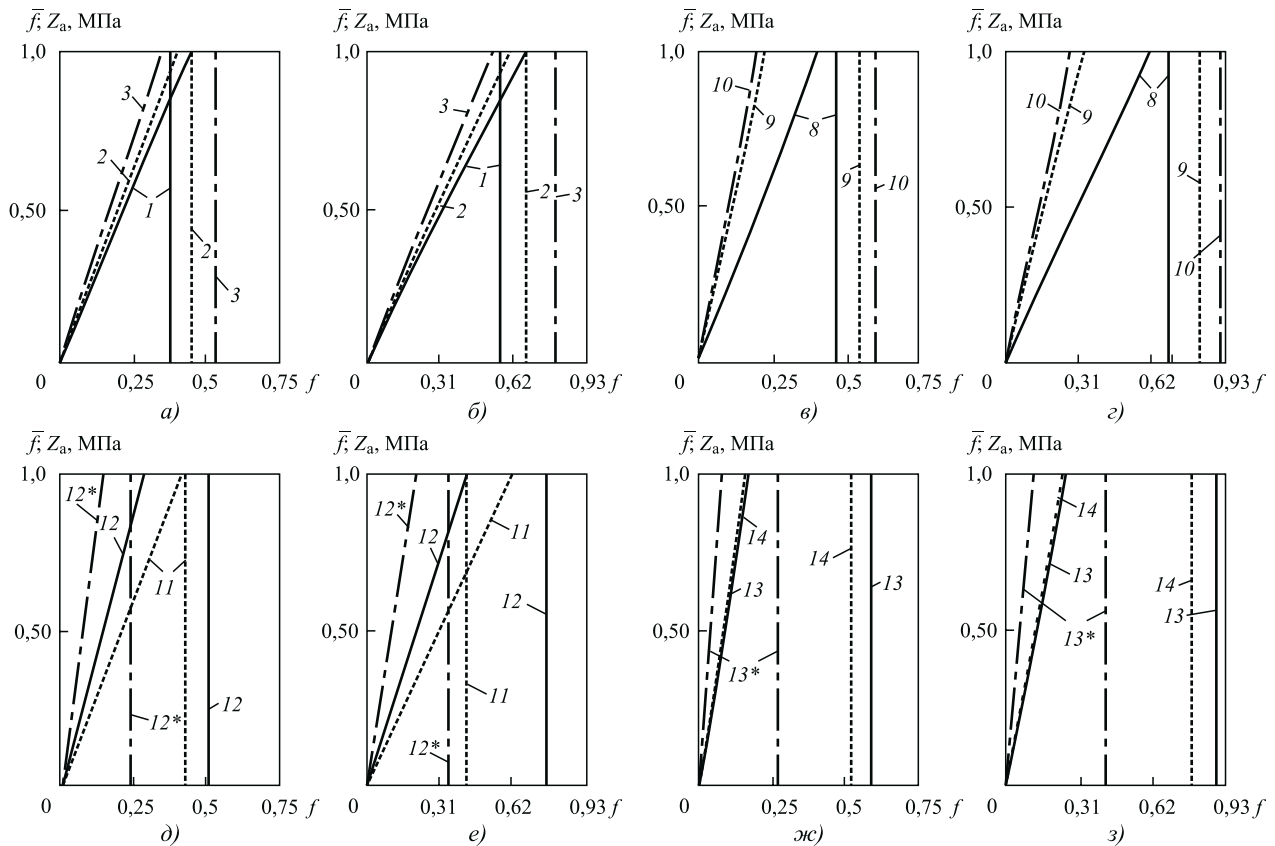


Рис. 7. Зависимости показателя \bar{f} и запаса прочности Z_a (вертикальные линии) при разных моделях упрочнения от коэффициента трения при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0,25\sigma_0$ и коэффициенте вытяжки $\mu = 1,25$: а, б — при кривых упрочнения 1...3 (см. рис. 1); в, г — при кривых упрочнения 8...10; д, е — при кривых упрочнения 11, 12; ж, з — при кривых упрочнения 13, 14; а, в, д, ж — $\alpha = 6^\circ$; б, г, е, з — $\alpha = 9^\circ$; цифра со звездочкой — $\mu = 1,50$

мый интервал значений коэффициента f значительно уже, чем при кривых упрочнения 9 и 10 (см. рис. 7, в, г). Интервалы для кривых 9 и 10 расширились в сравнении с интервалом для кривой упрочнения 8 по причине смещения левой границы в сторону уменьшения коэффициента f и сдвига правой границы в направлении увеличения коэффициента f . Зависимости 11 на рис. 7, д, е получены для сплава ХН40МДТЮ с моделью упрочнения (28) при коэффициенте вытяжки 1,25. Для этого же сплава, но с моделью упрочнения (29) определены искомые интервалы при значениях коэффициента вытяжки 1,25 и 1,50. Их границы фиксируют соответственно линии 12 и 12*. При модели упрочнения 11 и $\alpha = 6^\circ$ (см. рис. 7, д) диапазон значений коэффициента f , при которых выполняется неравенство $\sigma_{Zq} < 0$, узкий. А при $\alpha = 9^\circ$ (см. рис. 7, е) и той же модели 11 отсутствует положительный запас прочности при показателе $\bar{f} > 1$. Таким образом, при этом значении угла α и модели сплава (28) не может реализоваться отрицательный прирост осевого напряжения σ_{Zq} .

Для сплава ХН40МДТЮ с кривой упрочнения (29) искомый интервал значений при коэффициенте вытяжки 1,5 (линии 12*) уже, чем при $\mu = 1,25$ (линии 12) и

смещен в сторону уменьшения коэффициента трения. Такую же закономерность влияния степени деформации на расположение искомого интервала показывают линии 13 и 13* для латуни Л63 при коэффициенте вытяжки 1,25 и 1,50 соответственно (см. рис. 7, ж, з). Интервал значений коэффициента f для латуни (см. формулу (30)) несколько шире, чем для алюминиевого сплава Д16 (см. формулу (31)), что показывает сравнение расположения линий 13 и 14 при коэффициенте вытяжки 1,25. Сравнение данных, приведенных на рис. 6 и рис. 7, показывает более широкий интервал значений коэффициента вытяжки и трения при кривых упрочнения латуни Л63, сплава Д16 и стали 12Х18Н10Т после отжига (27).

Анализ зависимостей, приведенных на рис. 6 и 7, показывает следующее. Если линия для запаса прочности пересекает абсциссу графика, то имеем при заданных параметрах деформации два значения коэффициента вытяжки или трения, которые ограничивают интервал значений этих коэффициентов, обеспечивающих выполнение двух условий для волочения с отрицательным приростом осевого напряжения от действия противонапряжения. То есть левая граница этого интервала определяется равенством $\bar{f} = 1$ при по-

ложительном запасе прочности, а правая — нулевым запасом прочности при $\bar{f} > 1$. А так как показатель \bar{f} и запас прочности зависят также и от значений угла α и коэффициентов кривой упрочнения, то при фиксированных значениях коэффициентов вытяжки и трения существуют диапазоны и для значений угла α и коэффициентов кривых упрочнения при волочении с отрицательным приростом σ_{zq} .

Сопоставим приведенные результаты расчета с известными аналогичными данными о процессе волочения с противонапряжением. А.Л. Тарнавским предложена аналитическая формула для расчета прироста силы волочения от приложения силы противонапряжения [8]. Автор этой формулы пришел к выводу, что *"противонапряжение по-разному влияет на напряжение волочения в зависимости от значений f , μ и α . При высоких f и низких α противонапряжение снижает напряжение волочения. Влияние вытяжки в сторону уменьшения силы волочения усиливается с повышением коэффициента трения и уменьшением угла волокна. Эти результаты получены при опытах по волочению с противонапряжением проволоки из сталей с 0,62 и 0,82 % С"*. С этими выводами согласуются результаты расчетов прироста осевого напряжения от действия противонапряжения по формулам (4) и (7). В работе [3] отмечено, что *"использование противонапряжения особенно полезно при волочении с большими обжатиями, но вероятность обрыва проволоки при этом велика"*. Расчеты показали, что неравенство $\bar{f} > 1$ выполняется при повышенных значениях коэффициентов вытяжки и трения, угле волочения не более 12°. В этом случае при низкой интенсивности деформационного упрочнения мал запас прочности, что может вызвать нестабильность процесса волочения по причине частых обрывов проволоки на выходе волокна. Из формул (4) и (7) следует, что прирост осевого напряжения от приложения противонапряжения прежде всего зависит не от значения напряжения противонапряжения σ_q , а от значений параметров, входящих в формулы (17) и (18), используемые для определения показателя \bar{f} . На основе результатов экспериментальных и теоретических исследований сделан следующий вывод [3]: *"рост напряжения волочения с увеличением противонапряжения в большинстве случаев описывается прямой линией"*. Линеиную зависимость напряжения волочения от напряжения противонапряжения предусматривают формулы (4) и (7). Но если показатель $\bar{f} > 1$, то из формул (4) и (7) следует линейное снижение напряжения волочения с ростом напряжения противонапряжения.

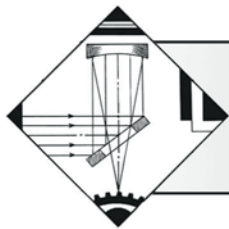
Выводы

Предложены аналитические зависимости (21)...(24) для расчета осевого напряжения при разных моделях

упрочнения, включающие безразмерный показатель \bar{f} — критерий эффективности применения противонапряжения для снижения напряжения (силы) волочения. Предложен критерий ν (20) для оценки степени влияния модели упрочнения на прирост осевого напряжения от действия противонапряжения. Приведены результаты расчетов осевого напряжения и запаса прочности при 14 моделях упрочнения круглого сплошного профиля. Показано существенное влияние моделей упрочнения на осевое напряжение, запас прочности и характер распределения давления в рабочем конусе волокна. Впервые в теории волочения при разных моделях упрочнения определены интервалы значений для коэффициентов вытяжки и трения, при которых наблюдается отрицательный прирост осевого напряжения от приложения противонапряжения при положительном запасе прочности материала на выходе очага пластической деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тарнавский А.Л. Эффективность волочения с противонапряжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.
2. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. 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. Гурьянов Г.Н. Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск, ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.
5. Гурьянов Г.Н. К оценке эффективности применения противонапряжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30—38.
6. Гурьянов Г.Н. К разработке эффективного процесса волочения с противонапряжением круглой сплошной заготовки через волокна с различной формой профиля рабочего канала // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2013. № 1. С. 66—74.
7. Гурьянов Г.Н. Оценка параметров волочения при разных моделях упрочнения проволоочной заготовки // Сталь. 2014. № 7. С. 71—77.
8. Производство метизов / Х.С. Шахпазов, И.Н. Недовицкий, В.И. Ориничев и др. М.: Металлургия, 1977. 392 с.
9. Гурьянов Г.Н. Радиальная сила на волокно в зависимости от способа учета упрочнения металла и основных параметров деформации проволоки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 11. С. 7—11.
10. Гурьянов Г.Н. Радиальная сила на волокно и запас прочности при волочении проволоки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 2. С. 19—22.
11. Богатов А.А., Мижирецкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности при обработке давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.



Улучшение физико-механических свойств поверхности металлических изделий сложной конфигурации вследствие обработки высокочастотными разрядами пониженного давления

Рассмотрены методы упрочнения металлов. Проведены анализ и сопоставление рассмотренных методов. В результате формирования покрытия вследствие обработки ВЧ-разрядами пониженного давления получены улучшения физико-механических свойств металлов и повышение твердости. Изучен и освоен комплексный подход к изучению покрытий с применением методов измерения рельефа, шероховатости, твердости, износостойкости, модуля упругости, коэффициента упругого восстановления и толщины модифицированного слоя в рамках одного измерительного прибора.

Ключевые слова: ВЧ-плазма, металлорежущий инструмент, спиральный насос, пониженное давление, твердость, шероховатость.

Methods of hardening of metals are considered. The analysis and comparison of the considered methods is carried out. The covering on a surface by means of RF plasma of lowered pressure is received. As a result of covering formation on a surface improvement of physical and mechanical properties of metals and hardness increase is received. Approach to the study of coatings using measurement methods of relief, roughness, hardness, wear resistance, modulus of elasticity, elastic recovery ratio and the thickness of the modified layer in a single instrument was worked out.

Keywords: RF plasma, metal cutting, spiral pump, low pressure, hardness, roughness.

Одним из важнейших показателей качества детали, обеспечивающих выполнение ею служебного назначения, является качество поверхностного слоя. Достижение его необходимого уровня связано с существенными затратами при изготовлении деталей.

В зависимости от назначения изделия и условий его работы детали могут подвергаться коррозионному воздействию, воспринимать большие нагрузки, испытывать контактное взаимодействие с другими деталями и т. д. Поэтому детали должны обладать достаточными контактной жесткостью, сопротивлением усталости, коррозионной стойкостью, износостойкостью и другими свойствами, во многом зависящими от качества поверхностного слоя. Например:

скорость и характер изнашивания детали в значительной степени зависят от высоты неровностей поверхности, их направления, твердости поверхностного слоя;

прочность неподвижных посадок сопрягаемых деталей непосредственно связана с шероховатостью сопрягаемых поверхностей;

сопротивление усталости деталей зависит от шерохо-

ватости их поверхностей, наличия отдельных повреждений, способствующих концентрации напряжений.

Под поверхностным слоем детали понимается как сама поверхность, полученная в результате обработки, так и слой материала, непосредственно прилегающий к ней [1—3]. Качество поверхности оказывает существенное влияние на эксплуатационные свойства деталей машин: износостойкость, сопротивление усталости, стабильность посадок, коррозионную стойкость и др. Проблема работоспособности машин и механизмов может быть решена технологическим обеспечением качества поверхностного слоя. Это обусловлено тем, что сопряжение деталей машин происходит по рабочим поверхностям. По этой причине и их разрушение обычно начинается с поверхности. Наружный слой детали, как правило, по своим физико-химическим свойствам отличается от основного материала детали. Он формируется при изготовлении и эксплуатации детали, а по глубине может составлять от десятых долей микрометра до нескольких миллиметров. Поверхностный слой характеризуется геометрическими характеристиками и физико-химическими свойствами.

Для повышения эксплуатационных характеристик изделия целесообразно улучшить свойства поверхностного слоя рабочей поверхности детали. Эффективным способом увеличения срока службы изделий машиностроения является модификация свойств рабочих поверхностей, подвергающихся износу в процессе эксплуатации. Результаты исследований процессов износа и разрушения различных изделий при их эксплуатации показали, что надежность изделия и срок службы зависят, а нередко и полностью определяются состоянием поверхностного слоя.

Качество поверхности металлорежущего инструмента — важнейший показатель при решении проблем инструментального обеспечения производства. Рассматривая рынок режущего инструмента как товара промышленного назначения, можно отметить следующие характеристики, отличающие его от рынка товаров широкого потребления: на рынке режущего инструмента меньше покупателей, но эти немногочисленные покупатели крупнее. Они сконцентрированы географически — в основном в крупных промышленных центрах: Москве, Санкт-Петербурге, Нижнем Новгороде, Волгограде и др.

Спрос на режущий инструмент не эластичен. Изменение цены не влечет за собой сильных колебаний общего спроса. Если цена на инструмент поднимется, то предприятия вряд ли станут закупать его меньше, чем им необходимо. Если цена упадет, то нет смысла закупать больше, так как это приведет к возрастанию объемов складов и т. д. В то же время потребители будут исходить из цены, решая у какого именно поставщика закупать необходимый им инструмент.

Мировая практика показала, что качество инструментального обеспечения: полная номенклатура и наличие требуемого инструмента в требуемое время на каждой рабочей позиции — главный залог успеха предприятия. Исключение составляют наиболее развитые предприятия оборонной промышленности, имеющие государственные или зарубежные заказы, но и они в настоящее время испытывают проблемы в организации инструментального обеспечения.

В современной металлообрабатывающей промышленности используются тысячи видов и типоразмеров инструментов. Номенклатура составляет свыше тысячи наименований начиная со стандартного инструмента общего назначения (резцов, сверл, зенкеров, разверток, фрез) и заканчивая сложными сборными конструкциями, такими как торцевые кассетные фрезерные головки, зуборезный инструмент, комбинированный инструмент и т. д.

Было проведено анкетирование 30 руководителей инструментальных служб (начальников бюро инструментального хозяйства, инструментальных отделов, главных технологов по инструменту) предприятий, среди которых ООО ПФС "Баррикады", ООО МНТК

"Авионика", ФГУП Брянский электромеханический завод, ОАО ГЗПТО "Элеватормельмаш", Калужский радиоламповый завод и др. На просьбу разместить по приоритету наиболее часто применяемые на предприятии виды инструмента 98 % ответили: токарные резцы, фрезы, сверла. Эти результаты позволяют предположить согласие структуры рынка инструмента России и структуры мирового рынка, где, как известно, токарные инструменты составляют 22,7 %, фрезы 16,9 %, сверла 12,4 % от общего объема.

Вопрос качества инструмента, реализуемого на рынке России, сегодня стоит особенно остро. На рынке появляется все больше инструмента стран дальнего зарубежья. Растет предложение не только инструмента низкого и среднего качества из стран Юго-Восточной Азии и Китая, но и высококачественного режущего, слесарного, абразивного и электроинструмента из Германии, Франции, Швеции и других стран.

В настоящее время в машиностроении основным вопросом при производстве металлорежущего и обрабатывающего инструмента является увеличение срока его эксплуатации. В частности, повышение таких параметров, как твердость, модуль упругости, коэффициент упругого восстановления, коэффициент трения, износостойкость, шероховатость.

Проведена научно-исследовательская работа в рамках опытно-конструкторской работы (Федеральная целевая программа, госконтракт № 13411.140009916.005) по исследованию влияния низкотемпературной плазмы пониженного давления на изменение физико-механических свойств материалов, ликвидации трещиноватого и рельефного слоев поверхности, перераспределению сжимающих остаточных напряжений в приповерхностном слое образца. Разработана технология формирования нанодиффузионных структурированных покрытий на поверхности материалов различной природы, определены оптимальные режимы воздействия плазмы на материал.

В качестве изделий для модифицирования поверхности использовались профильные угловые (фасонные) фрезы для машины безогневой резки труб (МРТ), а также фрезы, применяемые в установках (УХВ) для вырезки отверстий в трубопроводах.

Использован метод, основанный на создании плазмы в специальных устройствах — плазматронах, на выходе из которых ионы обладают энергией 10...100 эВ. Ионы внедряются в поверхность обрабатываемого изделия на глубину примерно 40...60 нм [4, 5]. Исследования показали, что следствием формирования на поверхности материалов нанослоев является изменение структуры и свойств материала в глубинных слоях толщиной до 200 мкм. Преимущество ионной имплантации перед другими методами введения примеси в твердые тела состоит в универсальности процесса, позволяющего ввести любой элемент в

любой материал в строго контролируемом количестве, а также задавать его распределение по глубине. Ионы с одинаковой энергией, имплантируемые в твердое тело, останавливаются в некотором интервале глубин, что обусловлено статистическим разбросом энергетических потерь. В результате высокочастотной (ВЧ) плазменной обработки металлов и их сплавов на поверхности образуется нанодиффузионное покрытие. С помощью низкоэнергетической ионной имплантации можно существенно изменить приповерхностные механические свойства материала.

Опытная высокочастотная емкостная (ВЧЕ) плазменная установка, предназначенная для модификации материалов, представлена на рисунке. Обработка образцов производится следующим образом: образцы подвешиваются на рамку 1 и устанавливаются между ВЧ-электродами 2 в вакуумной камере 5. При закрытии дверцы вакуумной камеры, висящей на консоли 4, электроды устанавливаются в рабочее положение. Далее производится откачка вакуумной камеры при помощи откачной системы 8, построенной на базе вакуумного агрегата АВР-50. Затем в разрядную камеру напускается плазмообразующий газ через систему подачи 6 РРГ-10. Устанавливается заданный расход газа, подается напряжение от ВЧ-генератора 7. Под действием электромагнитного поля от электродов происходит частичная ионизация газа в камере, т. е. образование плазмы.

ВЧ-генератор. Использование в исследованиях ВЧ-разрядов различных типов потребовало создания ВЧ-генераторов, собранных по одноконтурной схеме и настроенных на емкостную нагрузку на разрешенной частоте 13,56 МГц. Потребляемая мощность генераторов варьировалась в диапазоне от 0,5 до 3 кВт.

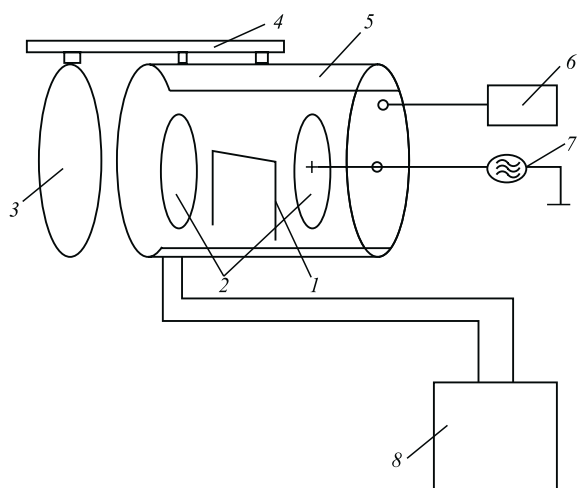


Схема опытной ВЧЕ-установки:

1 — рамка для установки образца; 2 — ВЧ-электроды; 3 — дверца вакуумной камеры; 4 — консоль для открытия дверцы вакуумной камеры; 5 — вакуумная камера; 6 — система подачи и регулировки плазмообразующего газа; 7 — ВЧ-генератор; 8 — вакуумный откачной пост

ВЧ-плазматроны. Плазматрон для получения потока плазмы ВЧЕ-типа с плоскими электродами представляет собой две водоохлаждаемые медные пластины. Электроды размещены в вакуумном блоке. Между электродами находится приспособление для закрепления образцов.

Механическая откачная система состоит из двух насосов: форвакуумного насоса АВЗ-20Д и двухроторного насоса ДВН-150 со скоростями откачки соответственно 50 и 150 л/с. Давление в вакуумной камере контролируется с помощью мембранного емкостного датчика MKS 627В.

Система питания рабочим газом состоит из баллона со сжатым газом, редуктора для понижения давления, образцового манометра, регулятора массового расхода MKS 1179А и игольчатого натекателя для регулирования расхода и устройства для получения смеси газов.

Система водоснабжения установки ВМТ-20 служит для обеспечения заданного теплового режима деталей и узлов, наиболее нагруженных в тепловом отношении. Подвод к установке и отвод из нее воды осуществляются при помощи резиновых шлангов.

Аппаратура контроля применяется для контроля входных параметров установки: ВЧ-напряжения, частоты генератора при проведении всех экспериментов по обработке материалов.

При подготовке изделий к модификации наружную поверхность обезжировали и обезвоживали. В качестве инертного газа использовали технически чистый аргон, плазмообразующего — смесь аргона с метаном.

Параметры обработки и результаты экспериментов представлены в табл. 1 и 2 соответственно.

Таблица 1

Параметры обработки

N , Вт	Q_1 , $\frac{\text{см}^3}{\text{мин}} \left(\frac{\text{МГ}}{\text{с}} \right)$	Q_2 , $\frac{\text{см}^3}{\text{мин}} \left(\frac{\text{МГ}}{\text{с}} \right)$	P , Па	Время обработки в каждом газе, мин
900	1500 (44,4)	—	22	20
900	1500 (44,4)	150 (1,8)	21	20

Обозначения: N — мощность; Q_1 — расход инертного газа (Ar); Q_2 — расход плазмохимического газа; P — давление.

Таблица 2

Результаты экспериментов

Изделие (материал)	Твердость образцов, ГПа	
	необработанных	обработанных
Дисковая фреза (P18)	13,19±1,93	15,08±0,9
	12,10±2,32	17,39±2,84
Торцевая фреза (P18)	14,90±1,02	15,82±1,26
	20,38±1,02	21,75±,23
Сверло (P6M5)	22,5±1,07	30,62±18,53
	17,21±1,91	19,07±0,98

Для определения физико-механических свойств измерялись микротвердость, шероховатость, модуль

упругости и коэффициент упругого восстановления, исследовались рельеф и структура поверхности в субмикронном и нанометровом масштабах с помощью сканирующего зондового микроскопа "НаноСкан-3D" [6]. На базе "НаноСкан-3D" реализован метод измерения твердости, основанный на измерении и анализе зависимости нагрузки при вдавлении индентора (пирамиды Берковича с углом при вершине около 142°) в поверхность материала от глубины внедрения индентора.

Особенностью данного устройства является наличие пьезорезонансного кантилевера камертонной конструкции с высокой изгибной жесткостью консоли (~ 2·10⁴ Н/м). Заданные параметры при измерении: амплитуда колебаний кантилевера зонда при поиске поверхности 10 нм, скорость нагружения при внедрении в поверхность образца 1000 нм/с, время выстаивания зонда в нагруженном состоянии после внедрения в поверхность образца (выдержка при максимальной нагрузке) 10 000 мс, продолжительность измерения термодрейфа в процессе индентирования 60 000 мс. Термодрейф измеряется на кривой разгрузки при индентировании. В данном случае термодрейф измерялся на уровне 15 % от полной разгрузки зонда.

В целях расширения круга исследуемых материалов и рассмотрения области влияния воздействия ВЧ-плазмы на свойства поверхности изделий сложной конфигурации была проведена обработка различных металлов и их сплавов, широко применяемых в промышленности.

В качестве дополнительного объекта исследования выбрали образцы из дюралюминия. Для сопоставления и анализа воздействия ВЧ-плазмы пониженного давления на поверхность дюралюминиевого образца проводили обработку альтернативными способами: анодированием и эпиламинированием.

Эпиламинирование — это процесс нанесения защитной многофункциональной пленки на трущиеся или покрашенные, а о нанесении на изделие специальным образом фторсодержащих поверхностно-активных веществ (ПАВ), эпиламов, после чего образуется тончайшая пленка. Обработку проводили согласно ИСО ГОСТ Р 3001:2008. В качестве эпилама использовали фторсодержащую многофункциональную композицию "ЭПИЛАМ СФК-05". Нанесение покрытия осуществляли горячим методом в течение 1 ч [7, 8].

При анодировании алюминиевого сплава деталь погружали в кислый электролит (водный раствор H₂SO₄) и соединяли с положительным полюсом источника тока. Процесс протекал при плотностях тока 10...50 мА/см² детали (требуемое напряжение источника до 50...100 В) [5, 6]. Образование оксидного покрытия на поверхности сплава отмечено по изменению цвета от привычного стального блеска до матового зеленого.

Во всех случаях во избежание побочных эффектов детали обезжиривали и обезвоживали. Исходные характеристики образца: твердость 0,82 ГПа, модуль упругости 32 ГПа.

Таблица 3

Физико-механические свойства образцов до и после обработки

Свойства	Дюралюминий		Коррозионно-стойкая сталь		Бронза	
	До обработки	После обработки	До обработки	После обработки	До обработки	После обработки
Твердость H, ГПа	3,05	6,30	7,17	10,39	3,16	6,4
Модуль упругости E, ГПа	74,16	124,07	173,32	272,93	75,27	131,39
Коэффициент упругого восстановления r, %	17,94	29,89	19,79	38,45	21,38	23,52
Параметр шероховатости Ra, нм	302,37	76,65	36,17	90,64	47,40	23
<i>Режимы обработки</i>						
Расход газов G, г/с: Ar Ar + CH ₄	—	0,06 0,06 + 0,004	—	0,058 0,058 + 0,002	—	0,06 0,06 + 0,002
Время обработки t, мин: в аргоне в плазмообразующем газе	—	20 20	—	20 20	—	20 20
Давление P, Па	—	24...26	—	24...26	—	21...26
Потенциал U, В	—	-20	—	-60	—	-60
Характеристики ВЧ-генератора: потребляемая мощность N, кВт частота υ, МГц ток анода I _a , А напряжение анода U _a , кВ	—	0,5...10 13,56 0,6...0,75 7	—	0,5...10 13,56 0,6...0,75 6	—	0,5...10 13,56 0,5 6

После анодирования установлено, что твердость материала возросла до 0,98 ГПа, однако упругие свойства (модуль упругости, коэффициент упругого восстановления) упали в два раза [9, 10]. Это может быть связано со структурой анодного оксида, который получается пористым. Соответственно, очень сильно возросла шероховатость — в 3,5 раза. Поэтому после анодирования следует принимать дополнительные меры, чтобы закупорить поры. Обычно деталь длительно обрабатывают паром или кипятят в воде.

Проведенные исследования по влиянию эпилама показали, что твердость увеличилась аналогичным образом — до 0,98 ГПа. Модуль упругости в сравнении с предыдущим методом обработки увеличился на 40 % — до 45 ГПа, коэффициент упругого восстановления, однако, как и при анодировании, остался равным 12 %. Шероховатость после данного вида обработки не изменилась.

Для исследования влияния взаимодействия ВЧ-плазмы пониженного давления с поверхностью материала проведен третий эксперимент в плазме инертного газа с расходом аргона 0,058...0,06 г/с и смеси плазмообразующего газа метан + аргон с расходами 0,002...0,004 и 0,06 г/с соответственно. Рабочее давление в камере 24...26 Па.

В результате воздействия емкостного ВЧ-разряда на поверхность изделия удалось повысить твердость с $3,05 \pm 0,17$ до $3,30 \pm 0,29$ ГПа. При этом увеличился как модуль упругости — с $74,16 \pm 10,66$ до $124,07 \pm 17,95$ ГПа, так и коэффициент упругого восстановления — с $17,94 \pm 0,78$ до $29,89 \pm 5,61$ %. Шероховатость понизилась с 302,37 до 76,65 нм.

Результаты серии проведенных экспериментов для образцов из дюралюминия, коррозионно-стойкой стали и бронзы представлены в табл. 3 (обработка проводилась при варьировании параметров установки).

Результаты измерений показывают, что опытные образцы имеют примерно в 1,1...1,7 раза более высокую стойкость к упругой деформации разрушения (критерий H/E), в 1,2...2,0 раза более высокое сопротивление пластической деформации (параметр H^3/E^2) по сравнению с контрольными.

Выводы

Установлено, что металлорежущий и обрабатывающий инструменты, детали спирального насоса, обработанные в плазме емкостного ВЧ-разряда, обладают более высокими технологическими и физико-механическими характеристиками в сравнении с обработкой анодированием и эпиламированием. Происходит газонасыщение (карбидирование) поверхностных слоев металлов и сплавов на глубину до 1 мкм за время обработки до 40 мин, результатом чего является повышение прочностных свойств, долговечности и срока службы

изделий. Преимуществом ионной имплантации перед другими методами введения примеси в твердые тела является универсальность процесса, позволяющего вводить любой элемент в любой материал в строго контролируемом количестве, а также задавать его распределение по глубине. Образование диффузионных нанослоев приводит к повышению износостойкости конечных изделий, повышению эксплуатационных характеристик оборудования.

Разработан и применен комплексный подход к изучению покрытий с применением методов измерения рельефа, шероховатости, твердости, износостойкости, модуля упругости, коэффициента упругого восстановления и толщины модифицированного слоя при использовании одного измерительного прибора.

Исследования показали, что использование в качестве инструмента обработки потока ионизированного газа (плазмы) позволяет проводить модификацию поверхности металлорежущего инструмента, деталей спирального насоса сложной конфигурации, а также проводить обработку внутренней полости изделий.

Исследования износостойкости инструмента проводились экспериментальным путем — на натуральных испытаниях в ОАО "Северо-Западные магистральные нефтепроводы". Они показали, что у всех обработанных фрез увеличился срок службы на 140...230 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Анализ физико-механических свойств спиральных насосов при обработке методами анодирования, эпиламирования, ВЧ-плазмой пониженного давления / А.А. Хубатхузин, И.Ш. Абдуллин, В.И. Христолюбова, А.А. Гумиров // Вестник Казанского технологического университета. Т. 17. № 10. 2014. С. 177—178.
2. Христолюбова В.И., Хубатхузин А.А., Абдуллин И.Ш. Применение высокочастотной плазмы для модификации внутренних поверхностей материалов / Вестник Казанского технологического университета. Т. 17. № 7. 2014. С. 187—189.
3. Электрофизические методы обработки углеродистой инструментальной стали У8 / А.А. Хубатхузин, И.Ш. Абдуллин, В.И. Христолюбова, Н.Р. Христолюбов // Вестник Казанского технологического университета. Т. 17. № 12. С. 30—33.
4. Анализ физико-механических свойств металлорежущего и обрабатывающего инструмента при обработке ВЧ-плазмой пониженного давления / В.И. Христолюбова, А.А. Хубатхузин, И.Ш. Абдуллин, Н.Р. Христолюбов // Вестник Казанского технологического университета. Т. 17. № 11. 2014. С. 185—187.
5. Increase of hardness and physical mechanical properties of metals and tungsten cobalt alloys with the low pressure RF-plasma / Khristolioybova V., Abdullin I., Khubatkhuzin A. // Вестник Казанского технологического университета. Т. 18. № 8. 2014. С. 191—193.

6. **Особенности** измерения физико-механических свойств нанопокровов / А.А. Хубатхузин, И.Ш. Абдуллин, В.И. Христолюбова, С.В. Прокудин // Вестник Казанского технологического университета. Т. 17. № 2. 2013. С. 39—42.

7. **Хубатхузин А.А., Абдуллин И.Ш., Христолюбова В.И.** Высокочастотная плазма пониженного давления в энергосберегающих технологиях обработки поверхности металлов // Энергосбережение и водоподготовка. 2015. № 1 (93). С. 37—41.

8. **Анализ** физико-механических свойств деталей спиральных насосов при обработке анодированием, эпиламинированием, ВЧ-плазмой пониженного давления / В.И. Христолюбо-

ва, А.А. Хубатхузин, И.Ш. Абдуллин, Я.О. Желонкин // Техника и технологии: Сб. материалов Междунар. науч.-практ. конф., Брянск, 23—25 июня 2014 г. С. 77—81.

9. **Равновесие** жидкость—жидкость в тройной системе "метил—изобутилкетон—вода" / А.В. Раков, В.И. Христолюбова, А.В. Малыгин, А.В. Клинов // Вестник Казанского технологического университета. Т. 15. № 8. 2012. С. 281—283.

10. **Христолюбова В.И., Хубатхузин А.А., Абдуллин И.Ш.** ВЧ плазменная обработка поверхности металлов и их сплавов // Эволюция научной мысли: Сб. статей Междунар. науч.-практ. конф. Уфа, 21 февраля 2014 г.; отв. ред.: А.А. Сукиасян. С. 69—72.

УДК 621.791.927.55

А.Е. Балановский (*Иркутский национальный исследовательский технический университет*)
E-mail: fuco.64@mail.ru

Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 1)

Рассмотрены теоретические и прикладные вопросы нагрева стали и чугуна плазменной дугой в целях термической и химико-термической обработки. Приведены концептуальные положения процесса нагрева металлов источниками концентрированных потоков энергии. Представлены результаты исследований стадий нагрева и охлаждения структур поверхностного слоя металлов, эксплуатационные свойства после закалки с нагревом плазменной дугой во взаимосвязи с физическими процессами, протекающими при нагреве.

Ключевые слова: плазменное поверхностное упрочнение сталей и чугунов, образование аустенита, скорости нагрева и охлаждения, анодные пятна, синхротронное излучение, фуллерены, дислокации в металлах.

Theoretical and applied questions of heating of steel and cast iron by a plasma arch for thermal and chemical heat treatment are considered. Conceptual provisions of process of heating of metals by sources of the concentrated streams of energy are provided. Results of researches of stages of heating and cooling of structures of a blanket of metals, operational properties after training with heating by a plasma arch are presented to interrelations with the physical processes proceeding at heating.

Keyword: plasma surface hardening of steel and cast iron, formation of austenite, speeds of heating and cooling, anode spots, synchrotron radiation, Fullerenes, fullirity, dislocations in metals.

Введение

Современные технологии поверхностного упрочнения металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии (КПЭ) характеризуются высокими скоростями нагрева и охлаждения, кратковременностью воздействия на металл [1—14]. На первых этапах, в работах [1—4], особенности нагрева и охлаждения металлов и сплавов только констатировались, но дальнейших исследования и объяснения не следовало [2, 4—7, 13, 14], так как принципиально новых структур и фаз в металлах при экстремальных скоростях нагрева и охлаждения (по сравнению с печной термообработкой, закалкой токами высокой частоты (ТВЧ), сваркой) обнаружено не было — получаемые структуры (с помощью оптического и электронного микроскопа) в зоне воздействия внешне практически ни чем не отличались от традиционных

структур, а следовательно, по мнению авторов этих работ, в целом все подчиняется классической теории фазовых и структурных превращений. В то же время отмечались высокие твердость и степень дисперсности образующихся структур, неоднородность их распределения по ширине и глубине поверхностного слоя [1—7]. Был выполнен ряд работ [14—37], где предложены новые гипотезы фазовых превращений с позиции неравновесной термодинамики и приведены экспериментальные исследования в этом направлении. Применительно к плазменному нагреву [38—73] была предпринята попытка построения физической основы теории и практики плазменного поверхностного упрочнения, где авторы работы [38—41, 44, 45] ограничились лишь повторением общей схемы описания структур поверхностного слоя, принятой для лазерного поверхностного упрочнения.

В задачу данной статьи не входит подробный крити-

ческий анализ отдельных работ по плазменному упрочнению [38—73], так как в большинстве случаев они направлены на решение узкой технологической задачи упрочнения (повышения твердости) стали конкретной марки [42, 43, 46—69], из которой изготовлена та или иная деталь. Кроме того, большая часть работ в области плазменного упрочнения металлов выполнена на различном оборудовании [38—40, 41—44, 46, 49, 51, 55—57, 62, 70—76], имеющем принципиальные конструктивные и технологические особенности (плазматроны с межэлектродными вставками, с пористым анодом, с различными плазмообразующими газами и средами), в различных технологических режимах (струя или дуга (прямой или обратной полярности) трехфазная дуга, вакуумная дуга и т. д.), техниках исполнения (с магнитным или механическим расширением струи (дуги), стелющаяся или отраженная плазменная струя и т. д.).

Важно отметить, что большая часть оборудования для плазменного упрочнения — это переделанное авторами той или иной технологии [39, 41, 42, 44, 51, 70, 73, 76] оборудование, изначально предназначенное для других целей (плазменной резки, наплавки, напыления, сварки и т. д.). В рамках самого направления плазменного поверхностного упрочнения металлов можно выделить специфику оборудования по типу используемого источника нагрева (струя или дуга), в зависимости от которой результаты упрочнения металлов будут отличаться по конечным показателям. Так, например, простая смена полярности при упрочнении в режиме дуги при постоянстве других параметров обработки позволяет увеличить твердость упрочненной зоны и глубину упрочнения [60, 76]. Все эти особенности плазменного оборудования обуславливают разрозненность и противоречивость информации о процессах структурообразования в поверхностном слое металла. В то же время у оппонентов и критиков [77—80] практических технологий поверхностного упрочнения металлов, как лазерного, так и плазменного, всегда есть обоснованные (с точки зрения классической термообработки) опасения низкой трещиностойкости упрочненных поверхностных слоев ввиду неоднородности процесса структурообразования по ширине и глубине упрочненного слоя, непрогнозируемого распределения остаточных напряжений в поверхностном слое и т. д. [2, 8, 9, 39—43, 45, 81—86], которые разработчики технологии поверхностного упрочнения не всегда могут аргументированно опровергнуть, так как большая часть теоретических вопросов, связанных именно с этими вполне разумными и объективными опасениями, осталась без внимания исследователей.

В связи с изложенным систематизация и формализация научных основ фазовых и структурных состояний при плазменном упрочнении (модификации) металлов как с оплавлением поверхностного слоя, так и без оплавления будут актуальны не только для исследователей в области поверхностной обработки металлов КПЭ, но и для

специалистов сварочного производства применительно к структурообразованию в зоне термического влияния.

Цель работы — на основе анализа и систематизации экспериментальных и теоретических данных, полученных различными авторами и автором статьи лично, сформулировать основные *концепты* (лат. conceptus — понятие) положений теории плазменного поверхностного упрочнения металлов, что позволит структурировать разрозненные и бессистемные в настоящее время исследования, выделить основные направления исследований и в дальнейшем разрабатывать эффективные технологические процессы плазменной термообработки металлов и сплавов.

Общие замечания и положения

Важное положение, которое может показаться тривиальным, но, тем не менее, его необходимо сформулировать и отметить, заключается в том, что поверхностное упрочнение КПЭ металлов — это не классическая объемная термообработка в чистом виде со стабильными критическими точками A_{c1} и A_{c3} , стадией гомогенизации, критическими скоростями охлаждения, термокинетическими диаграммами и т. д. Теоретические концепции, принятые для классической термообработки металлов, используются для анализа процессов структурообразования в поверхностном слое металла только в качестве ориентира, для исследования и дальнейшей интерпретации результатов. И это — не процесс сварки с расплавленной ванной металла и зоной термического влияния, несмотря на то, что используются подобные источники нагрева и, на первый взгляд, прослеживается близость физико-химических процессов в зоне термического влияния (ЗТВ). *Поверхностное упрочнение металлов КПЭ — это междисциплинарная отрасль научных исследований*, имеющая, с одной стороны, много общего с основными процессами, отмеченными выше, а с другой — принципиальные отличия и закономерности (рис. 1), например, плавающие (смещающиеся) критические точки A_{c1} и A_{c3} (зависят от скорости нагрева), отсутствие выдержки при максимальной температуре нагрева, плотность теплового потока $10^3 \dots 10^9$ Вт/см² на поверхности и время воздействия $10^{-6} \dots 10^{-1}$ с, отсутствие понятия критической скорости охлаждения, так как скорости охлаждения поверхностного слоя металла составляют $10^3 \dots 10^7$ °С/с. Значительный объем информации теоретического и экспериментального характера для углеродистых, легированных, инструментальных сталей, чугунов и других сплавов содержится в работах [1—37]. На первый взгляд, можно по аналогии применить полученные зависимости и закономерности структурообразования в поверхностном слое металла при упрочнении лазером, электронным лучом и для случая плазменного источника нагрева. Такое упрощение, по мнению автора, является не совсем корректным и верным, так как известно, что аналогия

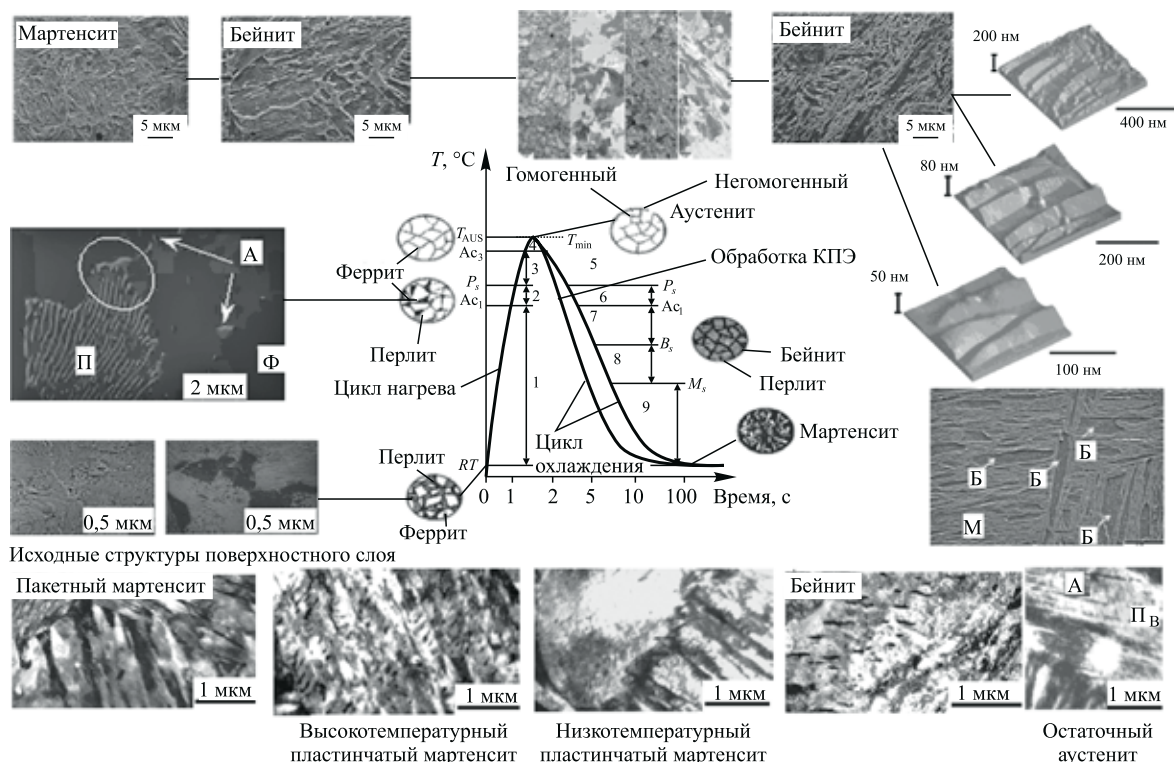


Рис. 1. Общая схематизация процессов структурообразования поверхностного упрочнения КПЭ на примере плазменного упрочнения

не является доказательством. Принимая общую методологию исследований, хорошо разработанную для лазерного поверхностного упрочнения [3–8], в описании процессов структурообразования в поверхностном слое металлов, большинство авторов в области плазменного упрочнения [38–45] стремится найти общие признаки и закономерности структурообразования, характерные для всех способов поверхностного упрочнения. В то же время очевидно, что эти признаки (плотность теплового потока, локальность обработки) и общие закономерности поверхностного упрочнения металлов (высокие скорости нагрева и охлаждения) хорошо известны и понятны из самого термина "поверхностное упрочнение".

С учетом изложенного необходимо, во-первых, сосредоточиться на отличиях и особенностях, что в свою очередь, позволит уточнить и дополнить новыми знаниями наши представления в вопросах структурообразования в поверхностном слое металла.

Во-вторых, в основе поверхностного упрочнения металлов с использованием в качестве источников нагрева токов высокой частоты, лазерного и электронного луча, плазменной дуги или струи лежат разные физико-химические механизмы взаимодействия с веществом [1–8, 10–12, 32, 38–46].

В-третьих, высокая температура плазменной струи (дуги), где газ частично диссоциирован и ионизирован, вызывает отставание релаксационных процессов от скорости снижения температуры газа у поверхности

металла. Следствием этого является взаимодействие с металлом газа (плазмы) в неравновесном относительно его температуры состоянии [38–40, 87].

В-четвертых, в научной литературе по сварке и наплавке анодное пятно электрической дуги принимается как единое целое (неделимое, однородное по топологии). Такое допущение при расчетах и моделировании тепловых процессов, когда анодное пятно рассматривается как сосредоточенный источник теплоты, имеющий "однородное строение", не соответствует физической реальности (рис. 2..4). Наблюдения следа (рис. 2), который оставляет электрическая дуга на поверхности металла, показывают значительную неоднородность следа пятна нагрева [88, 89]. Причиной этого является неоднородная структура сварочной дуги в зоне анодного пятна контакта (рис. 2)

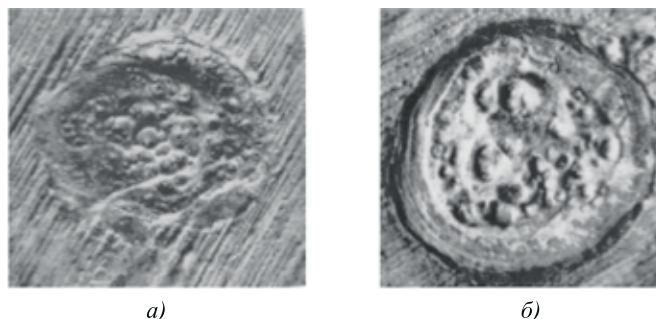


Рис. 2. Отпечатки анодного (а) и катодного (б) пятен сварочной дуги на поверхности металла [89]

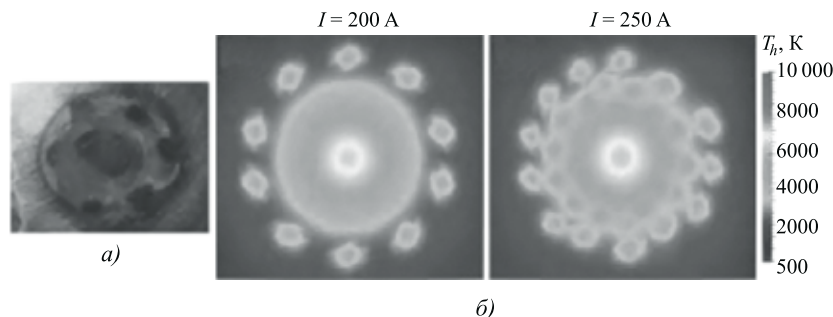


Рис. 3. Самоорганизация анодного пятна при аргоно-дуговой сварке [87, 88]:
a — отпечаток на медном аноде; *б* — компьютерное моделирование распределения температур в анодном пятне при силе тока I , равной 200 и 250 А

[89]. Для исследования интегрального термического воздействия анодных пятен на поверхность расплавленного металла при сварке возможно в первом приближении для инженерных расчетов и пренебречь их сложной микроструктурой и микропроцессами на их поверхности, так как основной нагрев ЗТВ осуществляется ванной расплавленного металла. Что и делается при оценке тепловых процессов при сварке — используется упрощенное представление дугового пятна как эквивалентного поверхностного источника круговой формы с равномерной плотностью теплового потока на поверхности ванны, равной среднеинтегральному значению q_0 . В условиях плазменного нагрева в режиме дуги без оплавления по-

верхности такое упрощение невозможно, так как анодное пятно является основным источником нагрева до температур Ac_1 и Ac_3 и выше, а его однородность имеет принципиальное значение, так как от этого зависят параметры процессов структурообразования в поверхностном слое металла на макро-, мезо-, микроуровнях. Анодное пятно сварочной и плазменной дуги имеет свойство самоорганизовываться в упорядоченные диссипативные "тепловые" структуры [87, 88, 90] (рис. 3, 4). Пространственная организация и фазы существования анодного пятна на поверхности металла, переходы от одной формы пятна к другой вызывают разные режимы обработки поверхности (упрочнения и модификации): интенсивного оплавления поверхности, микрооплавления поверхности и нагрева поверхности до температур Ac_1 и Ac_3 и выше (рис. 5) [39, 40]. Режимы обработки поверхности плазменной дугой как раз напрямую связаны со сложной микроструктурой и микропроцессами в анодной и катодной областях плазменной дуги [60]. Известно, что класс систем, способных к самоорганизации, — это неравновесные, открытые и нелинейные, диссипативные системы [90]. С учетом этого положения, важно понимать, что процессы плазменной обработки поверхностного слоя металлов мож-

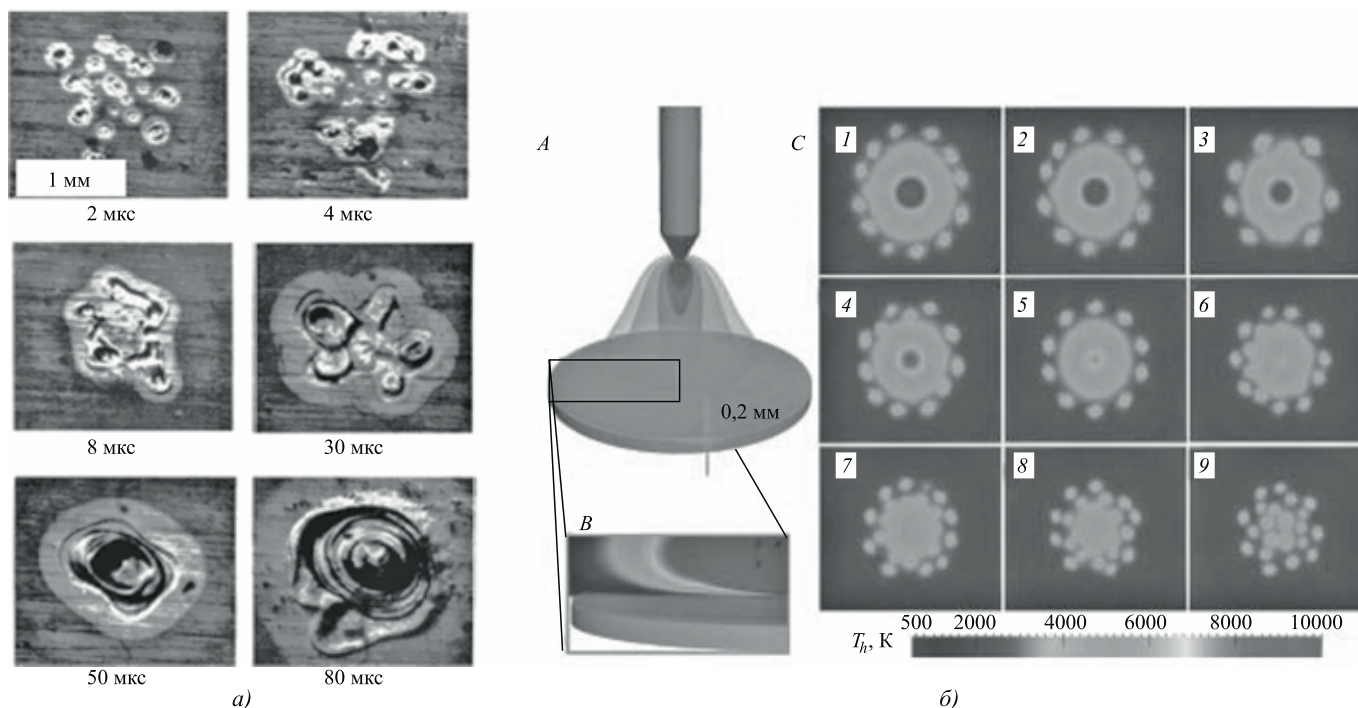


Рис. 4. Самоорганизация анодного пятна:
a — при плазменной обработке [38]; *б* — при аргоно-дуговой сварке [90] (*A* — расчетная схема катод—анод дугового разряда, с выделением области моделирования на поверхности; *B* — распределение температур столба дуги у поверхности; *C* — локализация температуры в пятне нагрева металла в зависимости от изменения силы тока, скан 1—300 А, и далее каждый скан — снижение на 25 А)

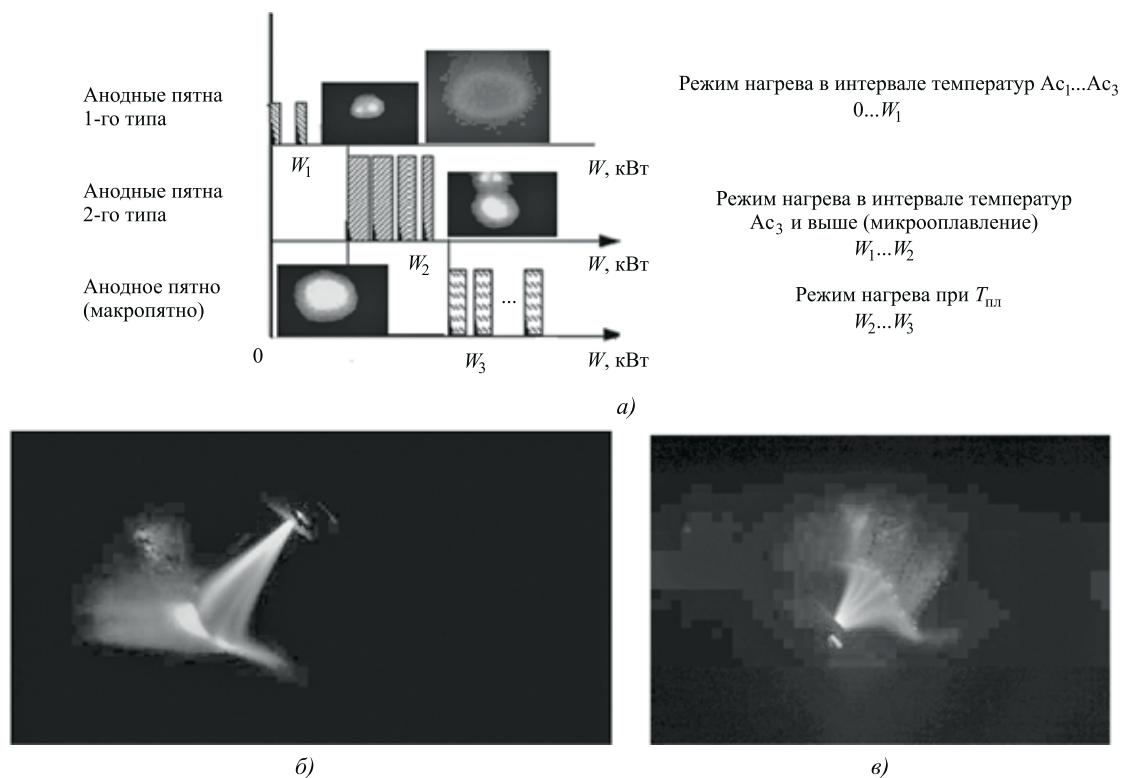


Рис. 5. Общая схема формирования анодных пятен в зависимости от электрической мощности плазменной дуги (а), анодные пятна 2-го типа (б) и 1-го типа (в)

но отнести к диссипативной неравновесной системе, где источник теплоты способен к самоорганизации. Такая особенность — существенное отличие плазменного поверхностного упрочнения от других способов.

В-пятых, на модельных образцах в лаборатории с использованием КПЭ можно получить скорости нагрева $10^3...10^6$ °C/с и выше тонкого поверхностного слоя — 1...150 мкм [2—8]. Однако в большинстве случаев для промышленных технологий поверхностного упрочнения деталей машин и инструментов требуются упрочненные слои глубиной 1,5...4,5 мм [10, 11, 38—42], а это сопряжено с увеличением эффективной тепловой мощности, плотности теплового потока либо с уменьшением скорости обработки. Следствие — несопоставимость результатов (лабораторных и промышленных) в вопросе структурообразования. Это обусловлено тем, что внешне на макроуровне, например, структуры мартенсита будут совпадать по степени дисперсности, но на микроуровне по значениям плотности дислокаций и их распределению в объеме упрочненного слоя, наличию или отсутствию специальных границ и т. д. это будут упрочненные слои, имеющие разные конечные эксплуатационные показатели [40]. В техническом плане при разработке реальных технологий упрочнения для получения больших глубин закалки на металлах необходимо использовать более мощные источники энергии (10...250 кВт), что приводит к удорожанию

оборудования и технологии упрочнения, либо при имеющейся мощности теплового источника увеличивать время воздействия. Так, например, для лазерной закалки упрочненный слой глубиной 3 мм можно получить на газоразрядном лазере мощностью не менее 8...10 кВт (В.А. Катулин, В.М. Андрияхин, А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафронов, А.А. Соколов, В.С. Коваленко, В.С. Майоров). Для электронно-лучевой закалки с целью получить слой глубиной 10 мкм необходимо ускоряющее напряжение 60 кВ, слоя глубиной 57 мкм — уже 200 кВ, глубиной 2,8 мм — 5 МВ, глубиной 5,7 мм — 10 МВ (А.Ф. Вайсман, О.Б. Вассерман). При плазменном упрочнении в режиме струи для получения слоя закалки глубиной 2...3 мм необходима тепловая мощность источника не ниже 45 кВт (С.С. Сомотугин, Э.Х. Исаков, В.П. Петров), а в режиме плазменной дуги — всего в пределах 3...20 кВт (Ю.М. Домбровский, А.Е. Балановский, В.А. Коротков).

В-шестых, в работах [1...8] проведен анализ физической сути понятия удельной мощности как энергии, подводимой к единице площади в единицу времени, и получено предельное значение удельной мощности источника нагрева $q_2 = 3,8 \cdot 10^7$ Вт/м², которую способно поглощать стальное тело за счет теплопроводности без оплавления поверхности. Возможность материала поглощать энергию и транспортировать ее за счет теплопроводности от пятна нагрева является одним из

факторов, лимитирующих мощность источника КПЭ. Превышение темпом подвода энергии возможности ее поглощения материалом вызывает тепловое пересыщение поверхностных слоев с последующим поэтапным изменением агрегатного состояния (плавлением, испарением, кипением). С точки зрения практических целей известно [2–8], что для процессов поверхностного упрочнения металлов *вполне достаточно плотности теплового потока* $10^3...10^4 \text{ Вт/см}^2$ на поверхности металла и *времени воздействия* $10^{-2}–10^{-1} \text{ с}$. С учетом изложенного и анализа конкретных технологических процессов (ТВЧ-закалки, лазерной и плазменной закалки) можно констатировать, что на практике реальные скорости нагрева металлов при поверхностном упрочнении КПЭ находятся в диапазоне $0,5 \cdot 10^2...9 \cdot 10^3 \text{ }^\circ\text{C/с}$ [5, 6, 8, 38–44].

В табл. 1...3 представлены основные параметры применяемых в промышленности способов поверхностного упрочнения с использованием КПЭ. С одной стороны, *видны аналогии в общем плане основных этапов процессов поверхностного упрочнения КПЭ и прак-*

тическое совпадение конечных показателей упрочнения (рис. 6), а с другой — процесс плазменной поверхностной обработки металлов имеет свою специфику и надо, в частности, выдвигать физическую сущность теплового источника и условий нагрева металла, механизм структурообразования, что в конечном итоге будет использовано при разработке оборудования, и определять эксплуатационные свойства обработанных деталей машин и инструментов.

Таблица 1

Сравнение твердости сталей 40 и 45 для различных способов поверхностного упрочнения КПЭ

Способ упрочнения	Микротвердость упрочненного слоя, МПа	
	Исходная	После закалки
Плазменная дуга [39, 46, 51, 61]	3500...3800	7200...7800
Лазерная закалка [2–8, 13, 14]	3500...3800	7250...7900
Электронный луч [4, 32]	3500...3800	7300...8000
ТВЧ-закалка [10, 11]	3500...3800	6500...7100

Таблица 2

Основные энергетические параметры КПЭ для способов упрочнения

Источник нагрева	Мощность, Вт		Плотность мощности энергии, Вт/см ²		Минимальная площадь нагрева, см ²	Эффективный КПД нагрева
	Минимальная	Максимальная	Минимальная	Максимальная		
Плазменная дуга [39, 46–48]	10	10 ⁵	5·10 ²	4·10 ⁶	10 ⁻⁴	0,65...0,75
Плазменная струя [41, 42]	10 ²	10 ⁴	10 ²	10 ³	10 ⁻²	0,35...0,45
Лазерный луч [1–8]	10	10 ⁶	10 ²	10 ¹⁰	10 ⁻⁸	0,15...0,35
Электронный луч [4]	10	10 ⁶	5·10 ²	10 ¹⁷	10 ⁻⁸	0,85...0,90

Примечание. В импульсном режиме плотность мощности достигает 10¹²...10¹⁶, мощность — 10¹²...10¹³ Вт.

Таблица 3

Технико-экономические параметры способов упрочнения КПЭ среднеуглеродистых сталей (сталей 40, 45, 55)

Параметр	Плазменная дуга	Луч	
		Лазерный	Электронный
Структура упрочненного слоя	М–Т–С–Ф–П–Ост. А	М–Т–С–Ф–П–Ост. А	М–Т–С–Ф–П–Ост. А
Глубина упрочнения, мм	1,5...4 [38]	1,5...1,8 [5, 6]	1,5...5 [4, 32]
Твердость упрочненного слоя, МПа [1–8, 39, 41, 42]	7200	7400	7400
Стабильность твердости по ширине и глубине [1–8, 39, 41]	Высокая	Высокая	Высокая
Эффективный КПД нагрева [1–8, 41, 42]	0,65...0,75	0,15...0,35	0,85...0,90
Капитальные затраты на оборудование, млн дол. США [5, 6, 45]	0,05...0,1	0,8...1,9	1,3...2,8
Текущие затраты на 1 пог. м, дол. США [5, 6, 45]	1...3	5...8	7...10
Квалификация рабочих	Средняя	Высокая	Высокая
Биологическая и радиационная безопасность	Нет	Да	Да
Культура производства в местах внедрения	Средняя	Высокая	Высокая

Обозначения: М — мартенсит; Т — троостит; С — сорбит; Ф — феррит; П — перлит; Ост. А — остаточный аустенит.

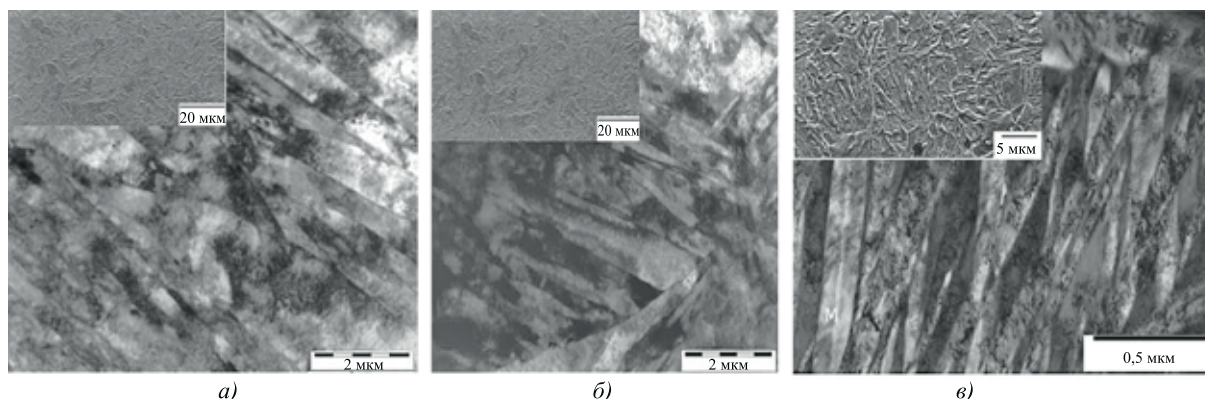


Рис. 6. Сравнение микроструктур мартенсита в упрочненном слое стали 65Г при электронной (а), лазерной (б) и плазменной закалке в режиме дуги (в) [38, 40] (вверху слева — РЭМ, общий снимок — ПЭМ)

Дискуссионные вопросы теории фазовых превращений в металлах

Важным положением, основанным на анализе литературы, посвященной теории фазовых превращений в металлах при термообработке и сварке [1—46, 91—120], которое необходимо зафиксировать, является то, что в настоящий момент при медленном нагреве сталей в диапазоне $0,01...1$ °C/с доминируют диффузионные процессы при структурообразовании. По мере увеличения скорости нагрева свыше 2 °C/с процессы структурообразования становятся все сложнее [10—12, 94, 100—103, 105], и их уже невозможно однозначно объяснить с позиции термофлуктуации состава и диффузионных процессов [96, 101, 104, 105, 109—112], так как начинают проявляться различные физико-химические механизмы на макро-, мезо- и микроуровне структурообразования.

Принципиальным вопросом для всех способов поверхностного нагрева металлов с использованием КПЭ остается механизм образования аустенита, что в конечном итоге определяет после охлаждения неоднородные структуры и фазы поверхностного слоя. Этот вопрос не нашел должного исследования практически во всех работах, связанных с поверхностным упрочнением КПЭ [1—8, 41—44]. Имеются отдельные работы, где указывается на важность изучения вопроса структурообразования на стадии нагрева [10—31], но в основном все усилия ученых были сосредоточены на описании получаемых в процессе упрочнения продуктов распада аустенита и их распределении в поверхностном слое металла. Известно, что в классической теории фазовых превращений при медленном нагреве [91—94] рассматривается образование аустенита из ферритокарбидной матрицы при нагреве как типично неупорядочное диффузионное фазовое превращение. Основная гипотеза фазовых превращений в металлах постулирует [92, 96, 97, 104], что зарождению аустенита предшествует появление термофлуктуаций состава, которые наиболее вероятны на межфазных границах феррит/цементит или ферритных зерен (субзерен). Вместе с тем нет ни одного экс-

периментального факта, доказывающего зарождение первых порций флуктуационного состава в вероятных местах зарождения и, как следствие этого, — "основы" будущего зерна γ -фазы аустенита. Приводимые в литературе данные о первых зернах аустенита, например [105, с. 31—36, 48], при медленном нагреве до A_{c1} и выдержке 10 мин (и меньше — до 3 с [111]) относятся уже к зернам аустенита, но никак не к флуктуационным зародышам новой фазы. Подобные результаты приводятся во многих других работах [30, 111—112], что не является прямым доказательством механизма образования аустенита, а больше фиксирует разные места возникновения аустенита при тех или иных температурных условиях. При этом мы "ждем" зарождения аустенита согласно теории в одних местах, а он образуется в других [111, 112]. Более того, уже никто даже не обращает внимания на следующее бездоказательное утверждение: "Зародыши аустенита возникают при нагреве не в любом участке, а лишь в тех, которые в исходном состоянии были более подготовлены к такому процессу" [10, с. 87]. На вопрос: кем подготовлены, и в чем заключалась эта подготовка, аргументированного ответа нет до сих пор. Несмотря на отсутствие доказательств флуктуационного зарождения аустенита есть общее понимание, основанное на термодинамических представлениях теории нуклеации [91—107], которое с течением времени ввиду отсутствия прямых доказательств или опровержения просто превратилось в веру, переходящую на практике в догму, что так должно быть [91, 95, 98]. При этом, по мнению одних исследователей [2—8, 12, 26—28, 91—93], скорость нагрева не играет никакой роли, а по мнению других [10, 11, 13, 14, 38—40, 105], наоборот, напрямую влияет на кинетику процесса и механизм образования аустенита. Для сторонников диффузионной теории образования аустенита скорости нагрева в интервале от $0,1$ до $1\ 000\ 000\ 000$ °C/с не имеют принципиального значения, так как согласно теоретическим концепциям [91—93, 96, 97, 104] в момент фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения образовавшийся зародыш аустенита уже сразу имеет равновесную концентрацию углерода. При таком утверждении не учитывается важное обстоя-

тельство, что равновесная диаграмма системы железо—углерод с позиции термодинамики, во-первых, показывает содержание углерода *в уже сосуществующих фазах*, во-вторых, из диаграммы однозначно не следует доминирование какого-либо механизма образования аустенита, указывается только направление процесса превращения. Для решения вопроса о механизме α — γ -превращения необходимо прямое определение состава первых порций аустенита, возникших вблизи A_{c1} . Если справедлив диффузионный механизм, то независимо от содержания углерода в стали его количество в первых порциях γ -фазы должно быть близким к 0,8 %. В то же время с кинетической точки зрения двухстадийный механизм α — γ -превращения, реализующийся через образование на первом этапе малоуглеродистого метастабильного аустенита путем сдвига, более выгоден, поскольку не требует значительного диффузионного перераспределения углерода [105].

В работе [94] показано, что флуктуационный процесс в кристаллических телах относится к реакциям высшего порядка и вероятность его возникновения очень низкая, что подтверждается многочисленными работами, не обнаружившими ни одного процесса с таким высоким порядком реакции. В работе [105] предлагается говорить не о флуктуационных изменениях состава, а о сегрегации атомов углерода на дефектах кристаллической решетки, границ зерен и субзерен. В развитие этой идеи предлагается [105] пересмотреть места возникновения первоначального зародыша аустенита и роль легирующих элементов. Несмотря на большое число работ до настоящего времени не решен принципиально вопрос, где преимущественно происходит зарождение аустенита: либо на границах феррита и цементита в перлитной колонии, либо на границах блоков и зерен феррита или в теле зерна феррита, на поверхности зерна феррита. Для объяснения диффузионного механизма теоретически логично, что пластины цементита в перлитной колонии являются источником углерода, но работа [111] показывает, что при нагреве со скоростью 20 °C/с до A_{c1} и выдержке 3 с, α — γ -превращения в ферритной прослойке между двумя цементитными пластинами протекают без явного участия граничных областей цементита либо образуется аустенит с участием граничных областей. Такая неопределенность, существующая при относительно медленном нагреве и малом времени выдержки, не позволяет однозначно переносить по аналогии традиционную теорию фазовых превращений на режимы скоростей нагрева $10^3 \dots 10^7$ °C/с и времени выдержки $10^{-5} \dots 10^{-1}$ с.

Дискуссионным вопросом остается оценка влияния исходной структуры перлита и феррита на скорость зарождения аустенита в межкритическом интервале температур. Нет ясности о формировании γ -фазы аустенита вблизи критической точки A_{c1} и при перегреве. В работе [105] зафиксирован факт снижения критической точки A_{c1} при изотермическом нагреве при определенной плотности

дислокаций, но до конца не выявлено, с чем это связано и как влияет на это скорость нагрева. Остается дискуссионным определение истинных положений критических точек A_{c1} и A_{c3} при скоростном нагреве от исходного состояния стали. Применительно к способам поверхностного упрочнения КПЭ, а именно к лазерному нагреву, исследованию вопроса образования аустенита посвящены работы [13—30, 109—112], но положения критических точек A_{c1} и A_{c3} при скоростном нагреве не рассмотрены. В литературе, посвященной сварке и фазовым превращениям в ЗТВ металлов, данный аспект исследования влияния скорости нагрева на процесс и механизм образования аустенита упоминается вскользь [95, 98]. В основном все усилия сосредоточены на исследовании продуктов распада аустенита в ЗТВ и разработке мероприятий по регулированию процесса структурообразования на стадии охлаждения.

С учетом изложенного был проведен анализ работ [10—31, 109—112] для постановки задач исследования механизма образования аустенита при плазменном поверхностном упрочнении, который показал непроработанность большинства вопросов фазовых превращений в металлах при поверхностном упрочнении. Необходимо провести фундаментальные исследования в области плазменного поверхностного упрочнения металлов для объяснения нескольких важных моментов:

зарождения и роста зерна аустенита;

скорости растворения цементита и превращения феррита в аустенит;

скорости выравнивания концентрации углерода в аустените из-за кратковременности стадии гомогенизации.

В связи с этим надо понимать, что процесс перестройки решетки первоначального многофазного твердого раствора в одну "единственную" решетку γ -фазы при скоростном нагреве и отсутствии выдержки при максимальной температуре усложняется накладывающимися на него различными процессами диффузии, деформации. Мы должны внести свой вклад с позиции физических процессов, протекающих при плазменном нагреве металлов, в дискуссию, которая происходит вокруг вопроса о том, что осуществляется раньше в критических точках A_{c1} и A_{c3} : аллотропическое превращение ОЦК в ГЦК и затем диффузионное перераспределение углерода или же увеличение концентрации углерода в α -фазе, близкой к эвтектоидной (0,8 %), а потом перестройка кристаллической решетки, приводящая сразу к образованию равновесных по концентрации аустенитных участков [105]. Известно несколько гипотез механизма аустенитизации, которые подробно проанализированы в работе [105], но важнейшие экспериментальные аспекты этого фазового превращения все еще остаются неясными, а самое главное, нет убедительного экспериментального подтверждения различных гипотез, так как сам момент зарождения аустенита пока невозможно зафиксировать. В связи с этим большинство авторов, работающих в области поверхностного упрочнения метал-

лов КПЭ, важные заключения и утверждения о механизме образования аустенита делают на основе анализа конечных структур распада аустенита, экспериментальных данных с использованием дилатометров, которые показывают только стадийность (начало и конец) фазовых преобразований при критических точках A_{c1} и A_{c3} , но не раскрывают сам механизм трансформации феррита и перлита в аустенит на макро-, мезо-, микроуровне. Кроме того, традиционные представления о полиморфных превращениях [91–93], основанные на термодинамических аргументах, оставляют в стороне вопрос о динамике зарождения новой фазы. В работе В.Д. Садовского [99] было обращено внимание на возможную смену механизма образования аустенита в зависимости от скорости нагрева по аналогии со стадией охлаждения (распада) аустенита: диффузионный неупорядоченный, промежуточный, бездиффузионный сдвиговый. Идея вызвала много споров и дискуссий [10–12, 105], но самое главное, не была подтверждена экспериментально.

Основная проблема конкурирующих гипотез образования аустенита заключается в следующем: что считать зародышем аустенита и с какого момента и где он зарождается (на границе зерен, в объеме зерна), ориентационное совпадение исходного состояния стали и высокотемпературной γ -фазы. Для решения этой проблемы надо проводить прямые эксперименты, а не заниматься реконструкцией событий по конечным структурам распада аустенита. В то же время следует отойти от ортодоксальности и попытаться создавать общую теорию фазовых превращений при различных скоростях нагрева и изменения температуры, которая описывала бы как частный (промежуточный) случай бездиффузионного превращения и смешанный диффузионно-бездиффузионный процесс $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при реально достижимых на практике скоростях нагрева конкретных изделий. Именно такая теория имеет большую практическую ценность. При этом необходимо понимать [111, 112], что бездиффузионное превращение может осуществляться путем не только сдвигового мартенситного превращения, но массивного концентрационного (отсутствие заметного растворения цементита), когда межфазная граница перемещается непрерывным фронтом. Такой тип превращения был зафиксирован в работах [30, 109, 110]. В работах М.Л. Бернштейна, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина непосредственно изучалось $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в колонне электронного микроскопа при скорости нагрева 0,5 К/с. Сам процесс зарождения аустенита зафиксировать не удалось, но отмечается, что при температуре ниже A_{c1} происходят коагуляция и сфероидизация карбидов перед началом фазового процесса, что свидетельствует, по мнению авторов, о диффузионном перераспределении углерода при температурах ниже критической. Отмечается, что при фазовом превращении полигоны α -фазы превращаются в полигоны γ -фазы, а зерно феррита — в зерно аустенита. Между первичными зернами феррита и образовавшимися на их месте зернами аустени-

та соблюдается ориентационное соотношение Курдюмова—Закса, что дало авторам право сделать утверждение о бездиффузионном механизме превращения. Авторы работы [111] не согласны с такой трактовкой результатов экспериментов, так как, по их мнению, главными признаками сдвигового (мартенситоподобного) образования аустенита являются бездиффузионность превращения, сдвиговый характер перестройки кристаллической решетки и ориентационная связь между первоначальной и конечной фазами. Именно последний признак, по мнению авторов [111], и был зафиксирован в работах М.Л. Бернштейна, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, что говорит о массивном механизме превращения. В работах [10–12] теоретически показано, что смена диффузионного механизма при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении на бездиффузионный возможна только при скорости нагрева более 30 000 °С/с. Имеются работы [38–40], где утверждается, что $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения по бездиффузионному механизму могут происходить при скорости нагрева 300...1 000 °С/с. В связи с этим необходимо отметить еще одну важную особенность большинства работ по скоростному нагреву КПЭ, заключающуюся в некорректном (бездоказательном) использовании скоростных диапазонов нагрева и охлаждения $10^3, 10^4, 10^5, 10^6, 10^7$ °С/с [1–8, 13–37, 42–44, 46–75, 111, 112]. Максимальная скорость нагрева углеродистой стали 10^8 °С/с приводится в работах Е.П. Большакова, О.Л. Комарова, А.В. Лазаренко [24] по электронно-лучевому упрочнению среднеуглеродистой стали. "Жонглирование" степенями в значениях нагрева (охлаждения) уже никого не настораживает (их просто не замечают), и никто не задает вполне логичного вопроса: а в принципе вообще возможно получить в настоящий момент такие скорости нагрева и охлаждения применительно к реальному изделию? Ни в одной работе по поверхностному упрочнению (лазерному, электронно-лучевому, плазменному) в разделе методика эксперимента не приводится конкретной методологии определения минимальных и максимальных скоростей нагрева и охлаждения поверхностного слоя металла. Обычно приводится стандартная фраза типа "скорость лазерного нагрева составляла $10^3...10^4$ °С/с [112]", из которой не совсем ясно, какая же скорость в действительности была в процессе упрочнения конкретного образца, так как указанный диапазон скоростей отличается не на проценты и в разы, а на порядок.

В этом плане работы в области сварочного производства являются примером тщательной детализации и аргументации основных параметров термического цикла нагрева и охлаждения. В работах И.Н. Кидина по ТВЧ-закалке [10, 11] подробно рассмотрены экспериментальные кривые нагрева и охлаждения различных сталей в интервале скоростей нагрева 10...8000 °С/с. Показано, что при скоростном нагреве сталей различного состава (со скоростью 10^3 °С/с) температуры критических точек A_{c1} и A_{c3} на равновесной диаграмме могут отличаться на

40...100 °С. В работах [2—8] расчетным путем получены зависимости температур критических точек от скорости нагрева при лазерном упрочнении в интервале 10...10⁵ °С/с для различных исходных структур сплавов, сдвиг точек Ас₁ и Ас₃ достигает значений 130...170 °С. В то же время последние расчетные данные (Shakeel Safdar, Lin Li, M.A. Sheikh and M.J. Schmidt (Engineering, University of Manchester, 2010) для сталей с 0,40...0,60 % С показывают, что критическая температура Ас₃ при лазерном нагреве со скоростью 100 °С/с составляет 914 °С, при скорости нагрева 1000 °С/с — уже 1195 °С, при 1200 °С/с достигает 1269 °С, при 1400 °С/с — 1347 °С, при 1500 °С/с — 1387 °С, при 1700 °С/с — 1472 °С и в дальнейшем увеличение скорости нагрева ограничено температурой плавления. Вопрос о проверке расчетов и экспериментальной оценке действительного влияния реальной скорости нагрева на смещения критических температур Ас₁ и Ас₃ при плазменном упрочнении сталей вообще не рассматривался ни в одной работе [38—75], а принимался на веру согласно работам [1—14] и требует изучения, так как от этого зависят вопросы фазовой рекристаллизации и перекристаллизации аустенита.

В работах В.Д. Садовского с соавторами при относительно невысоких скоростях нагрева были изучены закономерности перекристаллизации, однако причины проявления или исключения структурной наследственности не были выяснены [99]. По мнению авторов работы [112], быстрый нагрев поверхностного слоя металла "должен" подавлять диффузионные процессы и стимулировать сдвиговый механизм образования γ -фазы. Поэтому эффекты структурной наследственности в условиях нагрева КПЭ могут проявляться особенно ярко. В то же время в работе [105] был сформулирован принцип кристаллогеометрического соответствия, который, по мнению автора, при нагреве стали сохраняется всегда независимо от скорости нагрева и исходной структуры. Неизбежным следствием ориентированного образования зародышей γ -фазы, по мнению автора работы [105], является восстановление исходного аустенитного зерна, и само фазовое превращение не может влиять на структурную перекристаллизацию с изменением формы и размера зерна. В связи с этим остается открытым вопрос, за счет каких процессов при скоростном нагреве с использованием КПЭ происходит структурная перекристаллизация [8, 13, 17, 18, 28, 29, 31, 103, 111, 112]. Анализ работ [1—8, 13, 17, 18, 28, 29, 31, 103, 111, 112] показывает, что применительно к процессу плазменного упрочнения необходимо учитывать и рассматривать два аспекта *в механизме образования аустенита*: концентрационные изменения и кристалла и геометрическую связь продуктов превращения при нагреве. Особую роль в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при плазменной поверхностной обработке будет играть напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя как в исходном состоя-

нии, так и в процессе скоростного нагрева [18, 20, 27—29, 33—37]. Многочисленные эксперименты, обобщенные в работе [105], свидетельствуют о большом влиянии дефектов кристаллического строения на протекание фазовых превращений, места зарождения аустенитной фазы. Показано [105], что дефекты кристаллической решетки являются местом предпочтительного зарождения первых порций аустенита. Данный вопрос частично рассмотрен в работах [2, 22—28], но не нашел должного отражения и исследования в работах по плазменному поверхностному упрочнению. Приведенные выше дискуссионные вопросы теории фазовых превращений термообработки металлов требуют продолжения фундаментальных исследований с использованием современного оборудования. Это является актуальным не только для классических способов термообработки и сварки, но особенно для способов поверхностной термообработки с использованием КПЭ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Анисимов С.И., Имас Я.А., Романов Р.С. Действие излучения большой мощности на металлы. М.: Наука, 1970. 272 с.
2. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: Изд-во МГУ, 1975. 304 с.
3. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975. 239 с.
4. Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. М.: Машиностроение, 1978. 239 с.
5. Коваленко В.С., Головкин Л.Ф., Черненко В.С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. Киев: Тэхника, 1990. 192 с.
6. Андрияхин В.М. Процессы лазерной сварки и термообработки. М.: Наука, 1988. 176 с.
7. Кокора А.Н., Соболь Э.Н. Физические особенности лазерного упрочнения сплавов // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии. М.: Наука, 1983. С. 54—66.
8. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
9. Кристал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
10. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.
11. Кидин И.Н. Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали. М.: Металлургиздат, 1957. 94 с.
12. Физические основы электротермического упрочнения сталей / В.Н. Гриднев, Ю.М. Мешков, С.П. Ошкадеров и др. Киев: Наук. думка, 1973. 336 с.
13. Лазерный нагрев и структура стали: Атлас микроструктур / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева. Свердловск, УрО АН СССР, 1989. 100 с.
14. Актуальные вопросы лазерной обработки сталей и сплавов

/Б.К. Соколов, Н.Г. Терегулов, В.М. Счастливец и др. Уфа: Изд-во научно-производственной фирмы "Технология", 1994. 137 с.

15. **Бровер Г.И., Бровер А.В., Дьяченко Л.Д.** Особенности массопереноса в сталях при лазерном воздействии // Материаловедение. 2006. № 3. С. 7—11.

16. **Бровер А.В., Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д.** Особенности проявления структурной наследственности в процессе скоростной лазерной обработки сталей // Вопросы материаловедения. 2006. № 3 (47). С. 31—40.

17. **Бровер А.В., Дьяченко Л.Д.** Самоорганизация поверхностных слоев металлических материалов при обработке концентрированными потоками энергии // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 3. С. 8—14.

18. **Варавка В.Н., Домбровский Ю.М., Шабаринов А.В.** О структурных эффектах в зоне обработки материалов концентрированными потоками энергии // Вестник ДГТУ. Т. 3. № 4 (18). 2003. С. 445—451.

19. **Крипгал М.А., Захаров Н.Н., Кокора А.Н.** О вкладе диффузионных процессов в перераспределение вещества в твердом теле под воздействием лазерного излучения // Физика и химия обработки материалов. 1976. № 4. С. 25—28.

20. **Захаров С.М., Ларииков Л.Н., Межевский Р.Л.** Влияние движущей силы, созданной внешним воздействием, на массоперенос в твердом теле // Металлофизика и новейшие технологии. Т. 171. № 1. 1995. С. 30—35.

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

22. **Семенцев А.М.** Особенности структурообразования в низколегированных сталях при лазерной обработке // Автоматизация и современные технологии. 2006. № 7. С. 16—18.

23. **Гуреев Д.М.** Влияние лазерного воздействия на перераспределение углерода в поверхностных слоях инструментальных сталей // ФиХОМ. 1994. № 1. С. 27—39.

24. **Большаков Е.П., Комаров О.Л., Лазаренко А.В.** Микросекундный ускоритель для исследования взаимодействия электронного пучка с материалами / ПрепринтП-СИУ-0748. М., ЦНИИАтоминформ. 1987. С. 20.

25. **Поверхностное** упрочнение сплавов на основе железа при воздействии интенсивного импульсного электронного пучка / В.И. Итин, Б.А. Коваль, Н.И. Коваль и др. // Изв. вузов. Сер. Физика. Т. 28. № 6. 1985. С. 38—43.

26. **Астапчик С.А., Бабушкин В.Б., Ивашко В.С.** Структурные и фазовые превращения в сталях и сплавах при лазерной термической обработке // МиТОМ. 1991. № 2. С. 2—5.

27. **Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В.** Образование аустенита в перегретых закаленных конструкционных сталях // Металлофизика: Сб. науч. трудов. Киев: Наук. думка. Т. 1. № 1. 1979. С. 92—100.

28. **Губенко С.И.** О динамическом характере рекристаллизации стали при лазерном воздействии // МиТОМ. 1989. № 10. С. 2—4.

29. **Ершова Л.С.** О механизме перекристаллизации при лазерной обработке // МиТОМ. 1979. № 3. С. 17—19.

30. **Лясоцкий И.В., Штанский Д.В.** Изменение структуры в нелегированных сталях со структурой пластинчатого перлита при лазерном нагреве // ФММ. 1991. Вып. 5. С. 122—129.

31. **Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М., МИСИС, 2005. 432 с.

32. **Физическая** природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах / В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: ООО "Полиграфист", 2009. 557 с.

33. **F. Lischewski and G. Gottstein.** Orientation relationship during partial α - γ -phase transformation in microalloyed steels // Materials Science Forum. Vol. 495. № 2. 1999. P. 447—452.

34. **Gaude-Fugarolas D., and Bhadeshia H.K. D.H.** A Model for Austenitisation of Hypoeutectoid Steels // J. Mater. Sci. 38. 2003. P. 1195—1201.

35. **Microstructure** features of austenite formation in C35 and C45 alloys / V.I. Savran, Y. van Leeuwen, D.N. Hanlon, et al. // Metall. Mater. Trans. A. Vol. 38A. 2007. May. P. 946—995.

36. **Jacot A., and Rappaz M.** A Combined Model for the Description of Austenitization, Homogenization and Grain Growth in Hypoeutectoid Fe-C Steels During Heating // Acta Mater. 1998. 47. P. 1645—1651.

37. **Na S.J., and Yang Y.S.** Influence of Heating Rate on the Laser Surface Hardening of a Medium Carbon Steel // Surf. Coat. Technol. 1988. 34. P. 319—330.

38. **Балановский А.Е.** Плазменное термоциклическое упрочнение металлов. Иркутск: Плазмопротек, 2001. 110 с.

39. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: ИрГТУ, 2006. 180 с.

40. **Балановский А.Е.** Особенности структурообразования в сталях при плазменном упрочнении. Иркутск: ИрГТУ, 2014. 450 с.

41. **Petrov S.V., Saakov A.G.** Combustion products plasma in surface engineering. TOPAS: Kiev, 2000. 265 p.

42. **Плазменное** поверхностное упрочнение / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, И.И. Пирч, В.И. Комар. Киев: Техника, 1990. 109 с.

43. **Самотугин С.С., Лещинский Л.К.** Плазменное упрочнение инструментальных материалов // Донецк: Новый мир, 2003. 338 с.

44. **Домбровский Ю.М.** Физические и технологические основы метода поверхностного плазменного упрочнения: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01. Ростов-н/Д, 1999. 327 с.

45. **Балановский А.Е.** Особенности структурообразования в среднеуглеродистых сталях при плазменном поверхностном упрочнении и их влияние на сопротивляемость контактно-усталостным нагрузкам: дис. ... д-ра техн. наук. М., 2012. 495 с.

46. **Кобяков О.С., Гинзбург Е.Г.** Использование микроплазменного нагрева в процессе упрочняющей технологии // Автоматическая сварка. 1975. № 5. С. 66—67.

47. **Roggen R.** Durcissement Super ficial par Plasma des aciers au carbone des fontes // Rev. Metallurgie. Vol. 16. № 7. 1979. P. 532—537.

48. **Токмаков В.П., Гречнева М.В., Нестеренко Н.А.** Энергетические характеристики процессов поверхностного упрочнения концентрированным источником энергии. Киев. 1988. 10 с. Деп. в ВИНТИ. 26.04.88. № 3207-B88.
49. **Гречнева М.В., Токмаков В.П.** Плазменное упрочнение металлов в жидких средах // Сварочное производство. 1992. № 7. С. 8—10.
50. **Токмаков В.П., Николаев А.В.** Применение плазменного нагрева для упрочнения инструмента // Физика и химия обработки материалов. 1989. № 2. С. 138—140.
51. **Коротков В.А., Трошин О.В., Бердников А.А.** Плазменная закалка сканируемой дугой без оплавления поверхности // Физика и химия обработки материалов. 1995. № 2. С. 101—106.
52. **Коротков В.А., Бердников А.А., Толстов И.А.** Восстановление и упрочнение деталей и инструмента плазменными технологиями. Челябинск: Металл, 1993. 143 с.
53. **Поверхностное** упрочнение сталей методом плазменной закалки / Линник В.А., Онегина А.К., Андреев А.И. и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. № 4. С. 2—5.
54. **Сипер А.С., Токарева Т.С., Толстов И.А.** О влиянии плазменного нагрева на структуру и твердость стали 9Х2МФ // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 4. С. 95—97.
55. **Получение** теплостойких слоев на стали 20 с использованием плазменного нагрева / А.А. Скрипкин, В.А. Нецветаев, В.Е. Щербаков и др. // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 15—17.
56. **Балановский А.Е., Нестеренко Н.А.** Плазменное циклическое упрочнение сталей // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 13—15.
57. **Петухов А.В., Донцова С.Г., Николаева Е.П.** Исследования процесса плазменного поверхностного упрочнения сплава АТЗ // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 17—18.
58. **Балановский А.Е., Нестеренко Н.А.** Роль водорода при плазменном поверхностном упрочнении // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 19—20.
59. **Влияние** поверхностного упрочнения плазменной струей на характер разрушения углеродистых сталей / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, И.И. Пирч и др. // Физика и химия обработки металлов. 1985. № 3. С. 100—106.
60. **Балановский А.Е.** Упрочнение поверхности катода при взаимодействии с катодными пятнами дугового разряда // ТВТ. Т. 31. Вып. 2. 1993. С. 328—330.
61. **Исхакова Г.А., Рахимов Х.М.** Исследование микроструктуры и механических свойств стали 45 после плазменного термоупрочнения // Электронная обработка материалов. 1987. № 5. С. 24—27.
62. **Акулов А.И., Боженко Б.Л., Шепелев А.Ф.** Поверхностное упрочнение при плазменной обработке в CO_2 / Новые процессы сварки, наплавки и газотермических покрытий в машиностроении. Таганрог, 1986. С. 42—46.
63. **Бердников А.А., Филиппов М.А.** Регулирование геометрии зоны плазменного влияния на нормализованной и высокоотпущенной стали 60ХН. Свердловск: Политехн. ин-т, 1990. 15 с. Деп. в Черметинформации 10.01.90. № 5338—ИМ90.
64. **Восстановительная** наплавка и упрочнение роликов ролягангов / В.А. Коротков, Л.Б. Баскаков, И.А. Толстов и др. // Сварочное производство. 1991. № 3. С. 31—33.
65. **Плазменное** поверхностное упрочнение сверл из стали Р6М5 / В.Д. Пархоменко, М.В. Крыжановский, Э.Д. Будюк и др. // Технология и организация производства. 1989. № 2. С. 55—56.
66. **Ватев В., Ставрев Д., Коваров Г.** Плазменное поверхностное упрочнение хромистой стали для холодной штамповки // 75th Int. Congr. Heat Treat. Mater., Budapest, Oct. 20—24, 1986. Proc. Vol. 3. Budapest, s.a. P. 1551—1559.
67. **Повышение** износостойкости некоторых валковых сталей поверхностной плазменной обработкой / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, В.В. Швец и др. // Физико-химическая механика материалов. Т. 23. № 1. 1987. С. 106—108.
68. **Наноструктурирование** стали плазменной дугой / В.А. Коротков, С.П. Ананьев, В.Я. Шур, Е.И. Шишкин // Технология машиностроения. 2011. № 4. С. 1—5.
69. **Самотугин С.С., Муратов В.А., Ковальчук А.В.** Плазменное упрочнение инструментов кольцевой формы // Митом 1997. № 10. С. 2—4.
70. **Исследование** генератора низкотемпературной плазмы с расширяющимся каналом выходного электрода и некоторые его применения / Э.Х. Исакаев, О.А. Синкевич, А.С. Тюфтяев, В.Ф. Чиннов // Теплофизика высоких температур. Т. 48. № 1. 2010. С. 105—134.
71. **Пат. РФ № 2152445.** Устройство для плазменной обработки / Исакаев Э.Х., Тюфтяев А.С., Яблонский А.Э. 10.07.2000. Бюл. № 19.
72. **Пат. РФ № 2069131.** Устройство для плазменной обработки изделия / Исакаев Э.Х., Троицкий А.А., Тюфтяев А.С., Яблонский А.Э. 20.11.1996. Бюл. № 32.
73. **Лыков А.М., Самсонов В.А., Науменко Н.Н.** Плазменный генератор с вынесенной электрической дугой в различных технологических процессах: IV Минский международный форум по тепло- и массообмену. Минск. 2000. Т. 11. С. 26—29.
74. **Плазменное** термоупрочнение сталей / А.М. Лыков, В.Г. Почапаев, Ю.Г. Редькин, Е.С. Куминов // Физика и химия обработки материалов № 3. 1997. С. 27—32.
75. **Лыков А.М., Маслов В.Э., Глибина Л.А.** Плазменное упрочнение гребней локомотивных и вагонных колес // Вестник ВНИИЖТ. 2005. № 1. С. 31—33.
76. **Шекуров А.В., Коротков В.А.** Влияние полярности дуги на глубину и твердость слоя плазменной закалки стали 40 // Сварочное производство. 2008. № 7. С. 32—34.
77. **Дилатометрические** характеристики и диаграммы анизотермического распада аустенита колесной стали марки 2 / Г.Д. Кузьмина, С.Н. Киселев, Н.Н. Воронин, А.А. Куликов // Сварочное производство. 1997. № 12. С. 3—5.
78. **Исследование** тепловых процессов и структурообразования при двухдуговой наплавке колес вагонов на основе компьютерного моделирования / С.Н. Киселев, Н.Н. Воронин, Г.Д. Кузьмина и др. // Сварочное производство. 2000. № 3. С. 3—8.

79. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю. Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Автоматическая сварка. 2008. № 3. С. 31—34.
80. Киселев А.С., Саврухин А.В., Кузьмина Г.Д. Влияние плазменной обработки на напряженно-деформированное и структурное состояние гребней бандажей колес локомотивов // Сварочное производство. 2001. № 6. С. 9—16.
81. Самотугин С.С., Соляник Н.Х., Пуйко А.В. Свойства инструментальной стали при плазменном упрочнении с оплавлением поверхности // Сварочное производство. 1994. № 11. С. 20—24.
82. Самотугин С.С., Мазур В.А. Остаточные напряжения в инструментальных сталях после плазменного упрочнения с оплавлением поверхности // Сварочное производство. 2006. № 8. С. 20—26.
83. Самотугин С.С., Гагарин В.А., Калинин В.И. Моделирование напряженного состояния в упрочненных слоях при плазменной поверхностной обработке // Вісник СевНТУ: зб. наук. пр. Вип. 117/2011. Серія. Машиноприладобудування та транспорт. Севастополь, 2011. С. 149—152.
84. Рентгенографическое исследование остаточных напряжений, возникающих после импульсной лазерной закалки сталей / В.С. Великих, И.Н. Воронов, В.П. Гончаренко и др. // ФиХОМ. 1982. № 6. С. 138—143.
85. Остаточные напряжения в углеродистых сталях после поверхностного упрочнения излучением CO₂-лазера / В.С. Великих, В.П. Гончаренко, А.Ф. Зверев, В.С. Картавцев // МиТОМ. 1985. № 4. С. 9—12.
86. Распределение остаточных напряжений на поверхности сталей, упрочненных непрерывным CO₂-лазером / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, В.С. Майоров и др. // МиТОМ. 1987. № 9. С. 45—49.
87. Trelles J.P. Computational Study of Flow Dynamics from a DC Arc Plasma Jet // Journal of Physics D: Applied Physics (2013). Vol. 46. № 25. 255201.
88. Somerville J.M. and Grainger C.T. Current distribution in an expanding spark channel // British Journal of Applied Physics. Vol. 7. P. 109, 1956.
89. Норин П.А., Третьяков А.Ю., Осипов А.М. Технологические характеристики сварочной дуги // Вестник ЮУрГУ. 2012. № 12. С. 214—216.
90. Trelles P. Formation of Self-Organized Anode Patterns in Arc Discharge Simulations // Plasma Sources Science and Technology. 2013. Vol. 22, 025017.
91. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
92. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах, М.: Мир, 1978. 806 с.
93. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Этин Р.И. Превращение в железе и стали. М.: Наука, 1977. 456 с.
94. Делингер У. Теоретическое материаловедение. М.: Металургиздат, 1963. 269 с.
95. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 167 с.
96. Christian J.W. The theory of transformations in metals and alloys. Oxford: Pergamon Press, 2002. 617 p.
97. Brooks C.R. Principles of The Austenitization of Steels. Elsevier Applied Science. London. UK. 1992. P. 81—144.
98. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. М.: Наука, 1965. 337 с.
99. Садовский В.Д. Структурная наследственность стали. М.: Металлургия, 1973. 205 с.
100. Ройтбурд А.Л. Особенности развития фазовых превращений в кристаллах // Проблемы современной кристаллографии. Сб. 2. М.: Наука, 1975. С. 345—369.
101. Кан Дж. Теория роста кристаллов и движения границы раздела фаз в кристаллических материалах // Успехи физических наук. Т. 91. № 4. 1967. С. 677—689.
102. Физическое материаловедение / под ред. Р.У. Кана и П. Хаазена. Т. 2. М.: Металлургия. 1987. 624 с.
103. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
104. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. М.: Металлургия, 1969. 264 с.
105. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 128 с.
106. Бокштейн С.Э. Диффузия и структура металлов. М.: Металлургия, 1973. 208 с.
107. Криштал М.А. Механизм диффузии в железных сплавах. М.: Металлургия, 1972. 399 с.
108. Хачатурян А.Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М.: Наука, 1974. 384 с.
109. Лясоцкий И.В., Штанский Д.В. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве углеродистых и легированных сталей со структурой пластинчатого перлита // Структурно-морфологические основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий. Обнинск, 1991. С. 47—137.
110. Лясоцкий И.В., Штанский Д.В. Экспериментальное исследование кинетики аустенизации перлита при лазерном нагреве легированных сталей типа ШХ15 // ФММ. 1991. № 12. С. 111—118.
111. D.V. Shtansky, K. Naka, Y. Onomori. Perlit to austenite transformation in an Fe-2,6Cr-1C alloy // Acta mater. Vol. 47. № 9. 1999. P. 2619—2632.
112. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали. I. Влияние исходной структуры / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова, А.Л. Осинцева // ФММ. Т. 53. № 1. 1982. С. 88—94.

Т.А. Ильинкова, А.Н. Гурьев

(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева — КАИ)

E-mail: pochta2006@bk.ru

Поведение теплозащитных покрытий при воздействии лазерного излучения

Плазменные теплозащитные покрытия (ТЗП), состоящие из внешнего слоя частично стабилизированного оксида циркония и NiCrAl-подслоя, напыляют на суперсплав на никелевой основе. ТЗП подвергали импульсной лазерной обработке на различных режимах для получения плотной поверхности. С этой целью варьировали скорость сканирования, мощность, число проходов. После лазерной обработки снижалась шероховатость поверхности. Исследованы микроструктура, микротвердость керамического слоя.

Ключевые слова: плазменное теплозащитное покрытие, импульсный лазер, спекание керамического слоя, микротвердость, пористость.

Plasma sprayed thermal barrier coatings (TBCs) consist of a partially stabilised zirconia top coat and a NiCrAl bond coat, deposited on a Ni-superalloy substrate. TBCs were subjected to a pulsed wave laser-glazing process in order to generate an external dense layer produced by different processing parameters. For that purpose different beam scanning speeds and track overlapping were chosen. Surface roughness of ceramic layer has been reduced significantly after laser-glazing. The microstructure and microhardness of ceramic layer are investigated.

Keywords: plasma sprayed thermal barrier coating, pulsed laser, sintering, microhardness, porosity.

Введение

Теплозащитные покрытия (ТЗП) наносятся на наиболее тяжело нагруженные детали газотурбинных двигателей (ГТД): внутренний и наружный кожухи форсунки камеры сгорания, сопловые и рабочие лопатки турбины. Все эти детали, как правило, работают в условиях охлаждения. В отсутствие охлаждения деталей, на которые они нанесены, ТЗП неэффективны. Названные детали ГТД работают в условиях малоциклового термической усталости, которая характеризуется тем, что возбуждение переменных температурных напряжений в материале обуславливается циклическим изменением температуры. Величина напряжений и деформаций при термоусталостном нагружении существенно зависит от характеристик теплопроводности, теплопередачи и термического расширения материала, а также различия температур на границах температурного цикла и его частоты. Поэтому при исследовании термостойкости ТЗП необходимо проводить испытания с различными характеристиками термоцикла как по размаху, так и по частоте нагружения. Термостойкость в большей мере, чем другие параметры, является конструктивно-чувствительным свойством: в зависимости от формы, размеров и условий закрепления образца при одних и тех же тепловых режимах могут возникать различные температурные поля и обуславливаемые ими температурные напряжения. Тем не менее по результатам сравнительных термоусталостных испытаний образцов с покрытиями можно выбирать оптимальное сочетание химических составов, структур и

свойств материалов покрытия и основного металла, а также отрабатывать технологию нанесения покрытий.

Наименее исследованы теплозащитные покрытия в условиях высокочастотного циклического теплового нагружения при наличии температурного градиента. Эти условия могут имитировать так называемые "забросы температуры", возникающие из-за нарушения стабильного горения в камере сгорания ГТД. В таких испытаниях чаще всего используют газовый нагрев [1–3], непрерывные или импульсные лазеры [4–7].

Кратковременное повышение температуры в камере сгорания ГТД вследствие нарушения стабильности горения топлива в некоторых источниках называют термическим ударом (термическим шоком) или "забросом температуры". При этом в деталях возникают температурные поля, которые вызывают, в свою очередь, значительные по величине кратковременные быстроизменяющиеся температурные напряжения [8]. Эта особенность изменения температуры отличает термический удар от обычных условий действия статических или медленно изменяющихся температурных напряжений. Поэтому долговечность ТЗП в условиях термического удара может существенно отличаться от долговечности, полученной в условиях, при которых температурные напряжения изменяются медленно [9].

Обычно с ростом скорости деформирования материала зона деформации (прежде всего неупругой), так называемый деформированный объем, при очень высоких скоростях уменьшается, и могут возникать специфические локализованные явления: растекание, плав-

ление, испарение и т. п. При очень больших скоростях значительную роль могут играть ударные нагревы, высокие локальные давления, которые приводят к проявлению волновых процессов, полиморфных превращений.

При очень высоких скоростях деформирования в материале начинают проявляться новые явления, практически отсутствовавшие при меньших скоростях: инерционное сопротивление, взрыв при высокоскоростном соударении (при запороговых скоростях). При этом материал из твердого состояния может прямо переходить в газообразное, иногда в ионизированное. По-видимому, следует считать, что удар — это существенный дисбаланс (неуравновешенность, неравновесие) между подводимой (внешней) и поглощаемой (внутренней) энергиями.

ТЗП выполняют, как правило, двухслойными. Внешний слой обычно представляет собой оксид циркония, частично стабилизированный оксидом иттрия. Этот стабилизатор подавляет полиморфные превращения в оксиде циркония, происходящие при температуре эксплуатации покрытия.

Подслой ТЗП выполняется из жаростойкого сплава, защищающего поверхность детали от высокотемпературного окисления.

В процессе работы пористый трещиноватый керамический слой ТЗП постепенно спекается. Этот процесс сопровождается повышением плотности, жесткости слоя и, соответственно, ухудшением сопротивления деформациям и тепловым напряжениям.

Цель данной работы — исследование влияния высокочастотного термического воздействия с помощью лазерного излучения на состояние поверхности, микроструктуру и микротвердость керамического слоя ТЗП.

Проведение исследований и их результаты

Авторы работ [10–12] осуществляли лазерную обработку поверхности плазменных ТЗП с помощью лазера непрерывного действия, получая при этом положительный эффект по стойкости ТЗП к эрозионному износу. В работе [13] с помощью лазерной обработки и одновременного плакирования поверхности ТЗП с использованием порошка оксида алюминия удалось получить улучшение не только эрозионной стойкости, но и термостойкости.

В настоящей работе воздействие на поверхность керамического слоя ТЗП осуществляли с помощью импульсного волоконного лазера марки ИЛТМ, который позволяет генерировать лучи со средней длиной волны 1,07 мкм, мощностью $P = 20$ Вт в диапазонах частот 21...100 кГц и скорости сканирования $V = 500...1600$ мм/с.

Обработке подвергали пластины из сплава ЭП648, на которые наносили плазменные двухслойные ТЗП. Режимы обработки указаны в табл. 1. Частота обработки $f = 21$ кГц. Мощность луча варьировали от

2,5 до 20 Вт. В результате такой обработки получили 20 линий сканирования на каждый миллиметр поверхности покрытия. Исследование морфологических особенностей поверхностей ТЗП, обработанных лазерным лучом и в исходном состоянии, проводилось с помощью электронного микроскопа AURIGA Cross Beam фирмы Carl Zeiss. Анализ необработанной поверхности ТЗП показал, что она имеет пространственную глобулярную морфологию с хорошо различимыми неровностями (рис. 1). Обработка лазерным лучом небольшой мощности (5 Вт) за один проход дает небольшой эффект сглаживания (рис. 2) по сравнению с необработанной поверхностью. При этом на поверхности появляются мелкие поверхностные поры, по-видимому, из-за небольшого испарения керамики. Аналогичные результаты были получены при исследовании всех остальных вариантов с обработкой лазерным лучом мощностью ниже максимальной.

Таблица 1

Режимы обработки поверхности ТЗП

Вариант	Число проходов (циклов) N	Выходная мощность излучения $P_{\text{вых}}$, Вт (%)	Мощность в импульсе $P_{\text{имп}}$, кВт	Интенсивность излучения $q \cdot 10^{-7}$, Вт/см ²
1 (без обработки)	—	—	—	—
2	1	2,5 (12,5)	1,98	3,9
3	1	5 (25)	3,96	7,8
4	1	10 (50)	7,93	15,3
5	1	20 (100)	15,87	31,5
6	2	20 (100)	15,87	31,5
7	4	20 (100)	15,87	31,5
8	6	20 (100)	15,87	31,5
9	12	20 (100)	15,87	31,5

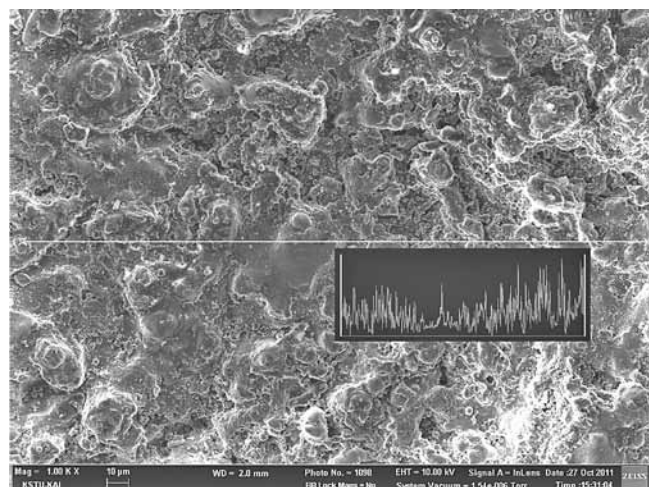


Рис. 1. Необработанная поверхность ТЗП ($\times 1000$)

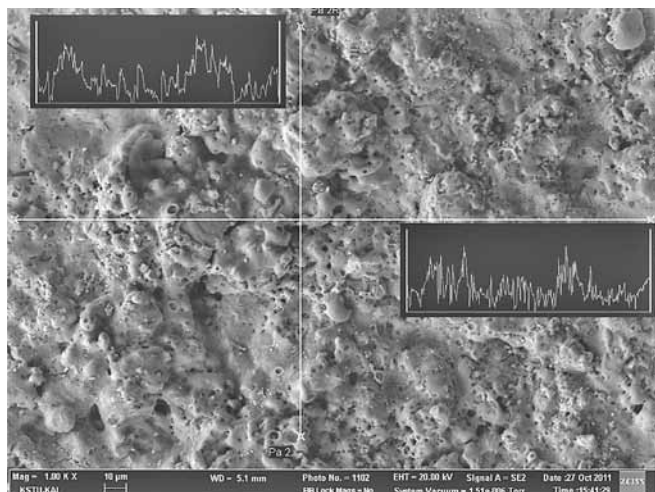


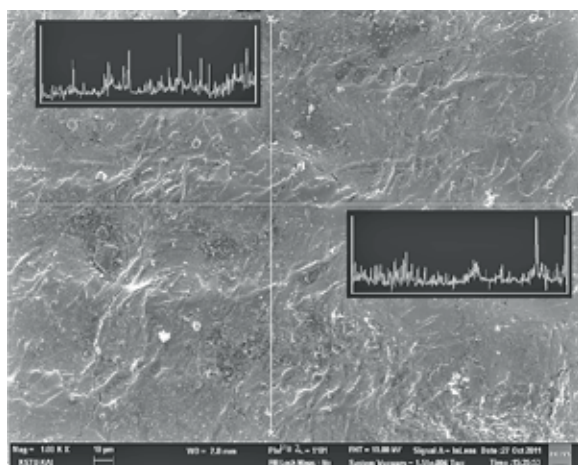
Рис. 2. Обработанная поверхность. Режим обработки: $P = 5$ Вт, $V = 595$ мм/с, $N = 1$ ($\times 1000$)

Обработка лазерным лучом максимальной мощности при четырехкратном сканировании поверхности

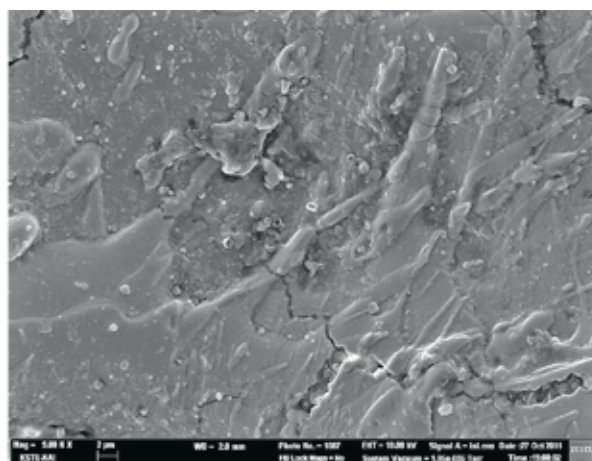
керамики приводит к значительному эффекту оплавления и сглаживания рельефа поверхности (рис. 3, а). Однако при этом на поверхности появляются отдельные микротрещины, что связано с высокой скоростью охлаждения расплава керамики. Возникшие зернограничные трещины имеют четкую кристаллографическую огранку краев и достаточную глубину (рис. 3, б), что свидетельствует о значительных напряжениях, возникших при скоростном охлаждении керамики.

Увеличение числа проходов луча до $N = 6$ при максимальной мощности способствует увеличению трещинообразования. Возникает сетка трещин с повышенной глубиной и максимальной шириной раскрытия трещин до 2 мкм (рис. 4, а, б), однако большинство трещин имеют ширину раскрытия наноразмеров.

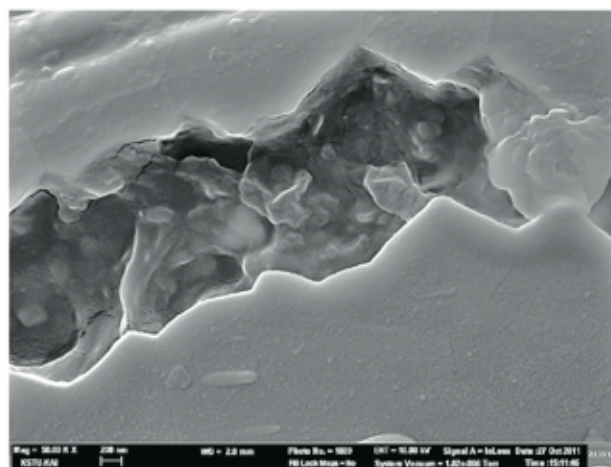
Увеличение числа проходов по поверхности покрытия до $N = 12$ способствует местному оплавлению и полному "залечиванию" возникших ранее трещин. Поверхностные трещины неглубокие и имеют сглаженные доннышко и края, в отличие от варианта с чис-



а)



б)



в)

Рис. 3. Вид поверхности ТЗП после обработки по режиму $P = 20$ Вт, $V = 595$ мм/с, $N = 4$: а — $\times 1000$; б — $\times 5000$; в — $\times 50000$

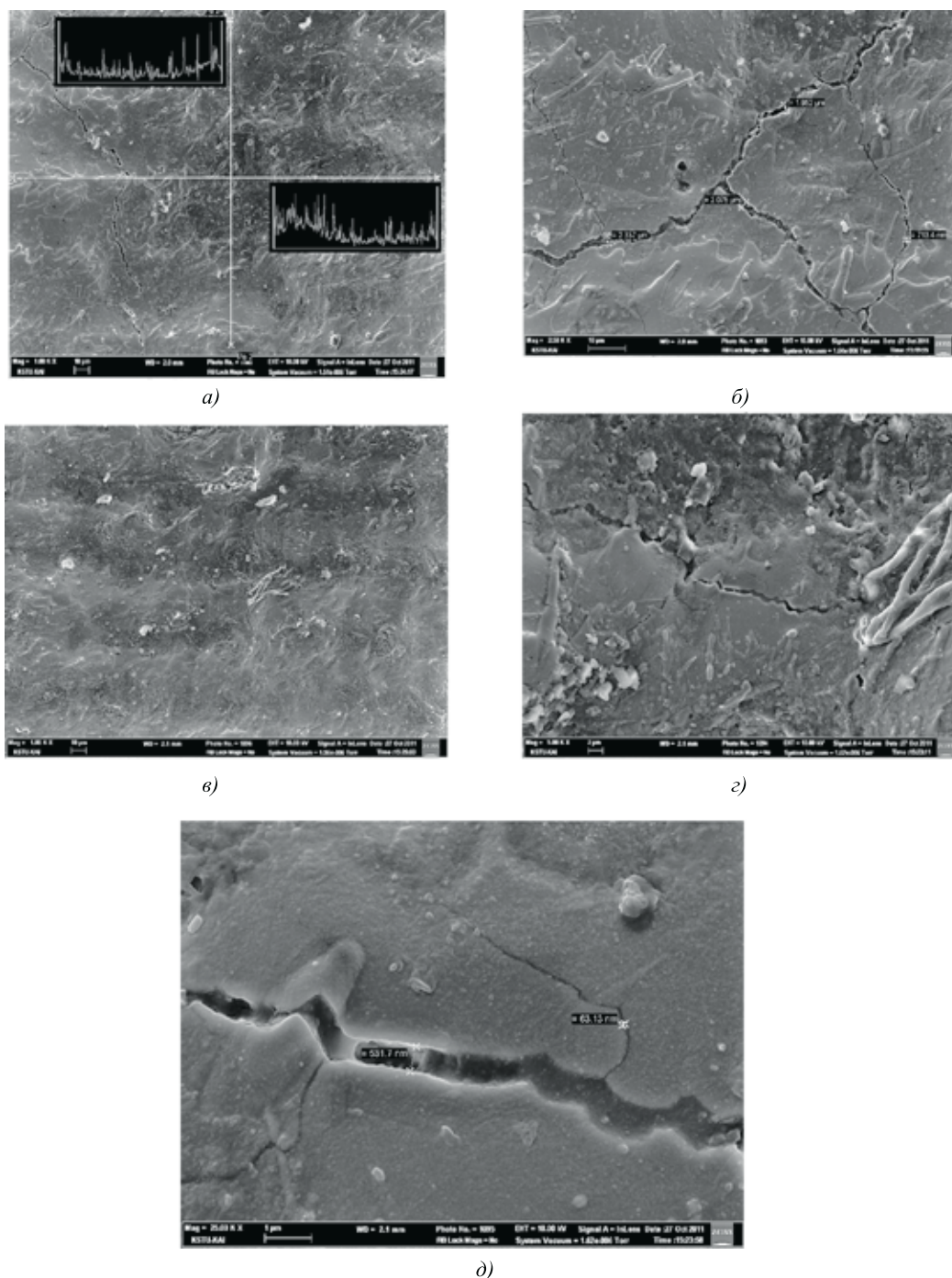


Рис. 4. Вид поверхности после обработки по режимам $P = 20$ Вт, $V = 595$ мм/с, $N = 6$ ($a - \times 1000$; $b - \times 2500$) и $P = 20$ Вт, $V = 595$ мм/с, $N = 12$ ($c - \times 1000$; $z - \times 5000$; $d - \times 25000$)

лом проходов $N = 4$. Ниже систематизированы линии Y -модуляции, полученные с поверхностями покрытий, обработанных по разным режимам (рис. 5 и табл. 2).

Для определения шероховатости изображения Y -модуляций были перенесены в рабочее поле программы КОМПАС (рис. 6), произведена графическая обработка изображений и получены значения параметров Rz и Ra . Оценка параметров шероховатости покрытия проводилась с учетом масштаба изобра-

жения линии шероховатости по ГОСТ 2789—73 (см. табл. 2).

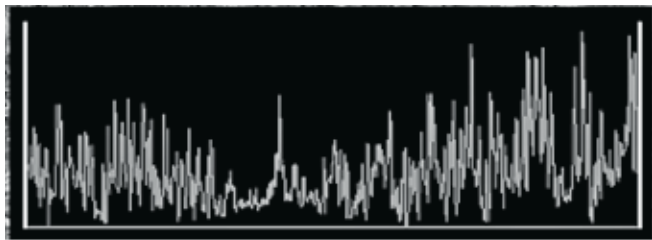
Расчеты убедительно показывают, что параметры шероховатости Rz и Ra закономерно снижаются с увеличением мощности лазерного луча и числа проходов.

Таким образом, проведенная обработка поверхностного керамического слоя ТЗП с помощью волоконного импульсного лазера показала эффект оплавления поверхности и ее "залечивания".

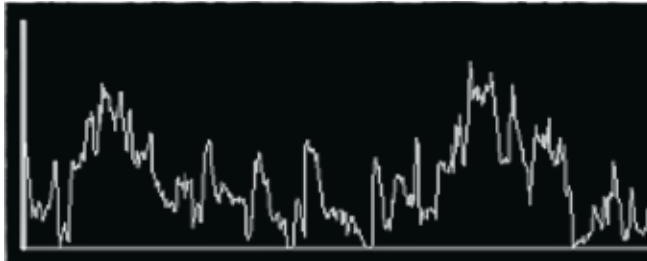
Таблица 2

Параметры шероховатости поверхности покрытия

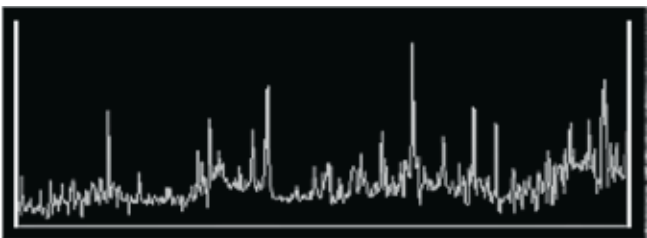
Режим обработки поверхности	Rz, мкм	Ra, мкм
Необработанная	30,6	11,0
Мощность луча 20 Вт, 12 проходов	24,4	9,0
Мощность луча 2,5 Вт, 1 проход	21,4	9,3
Мощность луча 20 Вт, 4 прохода	23,8	8,9
Мощность луча 120 Вт, 6 проходов	16,9	7,9



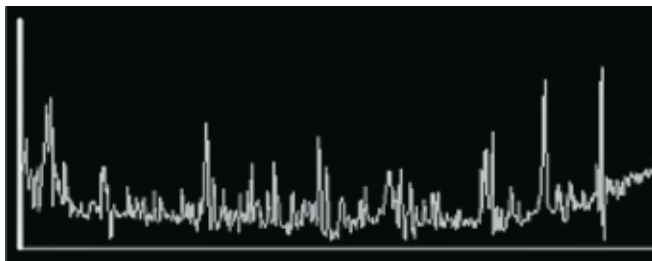
Необработанная поверхность



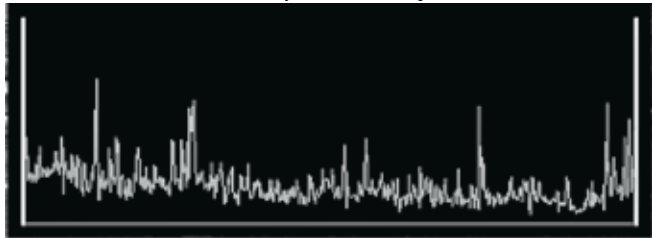
Мощность луча 2,5 Вт, 1 проход



Мощность луча 20 Вт, 4 прохода



Мощность луча 120 Вт, 6 проходов



Мощность луча 20 Вт, 12 проходов

Рис. 5. Линии Y-модуляции с поверхности покрытия

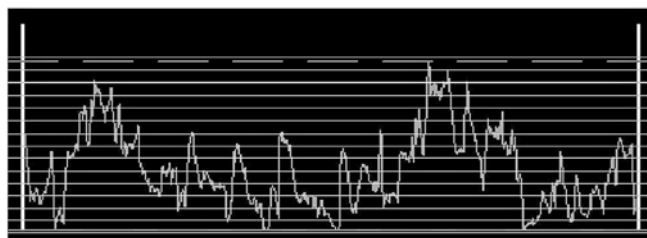
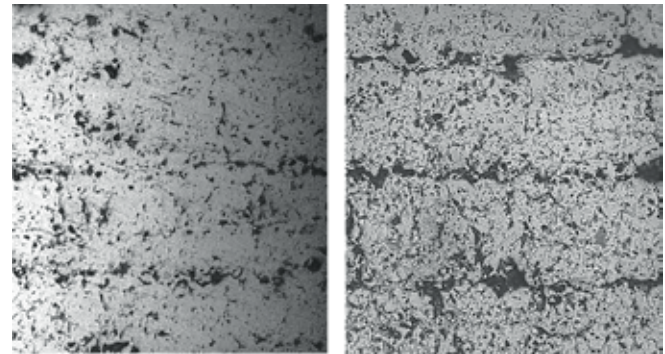


Рис. 6. Применение программы KOMPAS для определения параметров Rz и Ra



а)

б)

Рис. 7. Изменение микроструктуры под воздействием лазерного излучения:

а — необработанное покрытие (× 200); б — обработанная поверхность при P = 20 Вт, N = 12 (× 200)

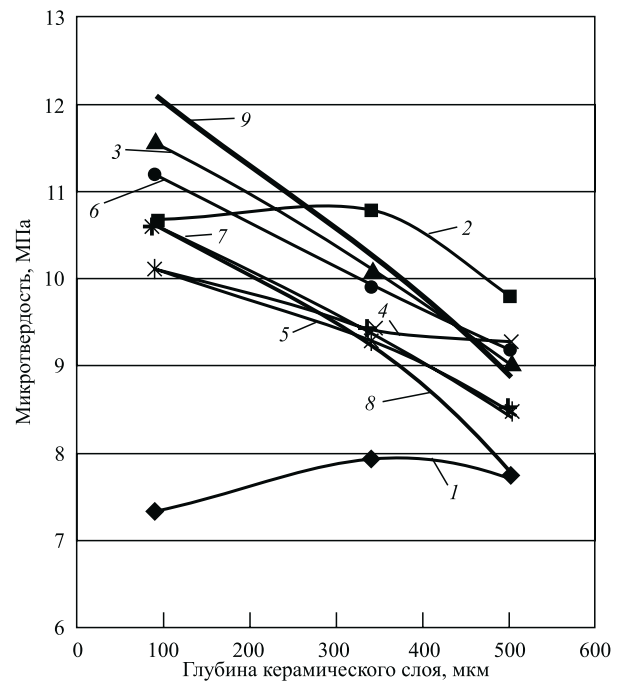


Рис. 8. Изменение микротвердости по сечению керамического слоя ТЗП:

1 — HV1; 2 — HV2; 3 — HV3; 4 — HV4; 5 — HV5; 6 — HV6; 7 — HV7; 8 — HV8; 9 — HV9

Таблица 3

Значения микротвердости керамического слоя ТЗП после лазерной обработки

Номер образца	Мощность лазерного луча P , %	Число проходов лазерного луча N	Твердость HV, МПа, на глубине, мкм		
			80...100	320...360	480...520
1	0 (без обработки)	0	7318	7956	7746
2	12,5	1	10689	10795	9010
3	25	1	11362	9156	9800
4	50	1	10121	9414	9285
5	100	1	9340	9655	8759
6	100	2	11195	9913	9197
7	100	4	10430	9270	8602
8	100	6	10567	9288	7780
9	100	12	10433	10220	8875

Исследования микроструктуры ТЗП на поперечных микрошлифах показали, что после лазерной обработки значительно увеличилась пористость на межслоевых границах керамического слоя (рис. 7). При этом поры приобрели угловатую форму. Кроме того, возросло количество трещин значительной величины — до 20...40 мкм.

Таким образом, лазерная обработка ТЗП, так же как и исследованный ранее газовый нагрев [14, 15], способствует спеканию керамического слоя ТЗП и образова-

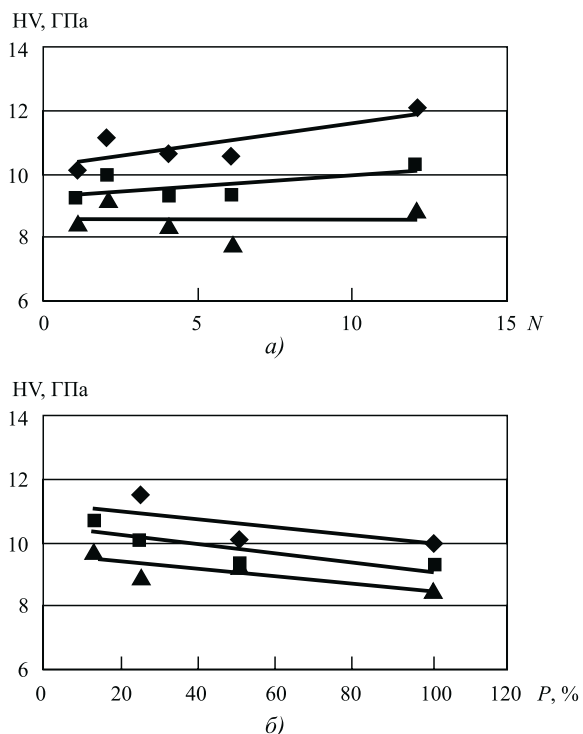


Рис. 9. Изменение микротвердости керамического слоя ТЗП в зависимости от числа проходов лазерного луча N (а) и мощности лазерного луча P (б) (в процентах от максимальной):

◆ — на глубине 80 мкм; ■ — на глубине 340 мкм; ▲ — на глубине 520 мкм

нию градиента микротвердости по сечению покрытия (табл. 3, рис. 8...10). Микротвердость верхнего слоя керамики приблизительно на 25...30 % выше микротвердости нижнего слоя во всех исследованных вариантах.

Заключение

При обработке керамического слоя ТЗП импульсным лазерным излучением уже при однократном нагреве возникает градиентное покрытие, которое обладает неравномерными по сечению механическими свойствами, что свидетельствует о волновой природе термического удара. При этом происходят оплавление поверхности и "залечивание" возникших при обработке поверхностных трещин. Модифицированная поверхность имеет пониженную шероховатость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. F. Traeger, R. Vaßen. Modelling of stress development and deformation of solid oxide fuel cell (SOFC) components during co-firing // Forschungszentrum Julich GmbH Institut für Werkstoffe und Verfahren der Energietechnik (IWV-1) D-52425 Julich Germany, Mai 2002.
2. Koolloos M.F. Residual stresses in as-sprayed and heat treated Thermal Barrier Coatings / Measurements and FEM calculations // Materials Science Forum. 2000. Vol. 347—349. P. 465—470.
3. Development of oxides at TBC-bond interfaces in burner rig exposures / N.S. Simms, P.G. Kilgallon, C. Roach, J.E. Oakey // Materials at High temperatures. 2003. Vol. 20 (4). P. 519—526.
4. Miller R.A. Thermal Fatigue and Fracture Behavior of Ceramic Thermal Barrier Coatings // NASA/TM-2001-210816, NASA Technical Memorandum. June 2001. 15 p.
5. Thermal Conductivity of EB-PVD Thermal Barrier Coatings Evaluated by a Steady-State Laser Heat Flux Technique / D. Zhu, R.A. Miller, B.A. Nagaraj, R.W. Bruce // NASA/TM, 2000-210238, NASA Technical Memorandum. 2000. 18 p.
6. Zhu D., Miller R.A. Thermal Conductivity and Elastic Modulus Evolution of Thermal Barrier Coatings Under High Heat Flux Conditions // Journal of Thermal Spray Technology. 2000. Vol. 9. P. 175—180.
7. Zhu D., Miller R.A. Thermal Conductivity and Elastic Modulus Evolution of Thermal Barrier Coatings Under High Heat Flux Conditions // NASA TM-209069. 1999. 21 p.
8. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Ч. 2. М.: Машиностроение, 1974. 368 с.
9. Мэнсон С. Температурные напряжения и малоцикловая усталость. М.: Машиностроение, 1974. 344 с.
10. Zaplatynsky I. Performance of Laser—Glazed Zirconia Thermal Barrier Coatings in Cyclic Oxidation and Corrosion Burner Rig Test // Thin Solid Films. 1982. Vol. 95. P. 275—284.
11. Khor K.A., Tana S. Pulsed Laser Processing of Plasma Sprayed Thermal Barrier Coating // Journal of Material Process Technology. 1997. Vol. 66. P. 4—8.

12. Jiing-Herng Lee. Microstructure and thermal cyclic performance of laser-glazed plasma-sprayed ceria—yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings // Surface & Coatings Technology. 202 (2008). P. 5607—5612.

13. Petitbon A., Queriaud R. Strengthened Thermal Barrier Coatings for Use in Diesel and Gas Turbine Engines, in T.S. Sudarshan and M. Jeandin (Eds.), Surface Modification Technologies VIII, The Institute of Materials, London, UK, 1995. P. 772—777.

14. Ильинкова Т.А., Валиев Р.Р., Тагиров А.Т. Долговечность плазменных теплозащитных покрытий в условиях термического нагружения // Вестник КГТУ. 2010. № 2. С. 24—28.

15. Ильинкова Т.А., Валиев Р.Р., Тагиров А.Т., Ибрагимов А.Р. Механические свойства и долговечность теплозащитных покрытий на основе оксида циркония // Сб. материалов III Межд. науч.-техн. конф. "Авиадвигатели XXI века". М., 2010. С. 700—703.

УДК 621.9.048.7

²С.А. Кочергин, ¹Ю.А. Моргунов, ²Б.П. Саушкин

(¹Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ), ²ФГУП "НПО "Техномаш")

E-mail: sbp47@mail.ru

Особенности формирования единичной лунки при воздействии импульса лазерного излучения на материал

Экспериментально подтверждены основные закономерности формирования единичной лунки при импульсном воздействии лазерного излучения на поверхность образцов из титанового сплава и коррозионно-стойкой стали. Экспериментально подтверждено возможное влияние плазменно-парового облака на формирование единичной лунки. Выполнена приближенная оценка коэффициента, связывающего массу материала, разрушенного в результате фазовых переходов, с количеством поглощенной энергии. Это позволит выполнять технологические расчеты при проектировании операций лазерной гравировки и маркировки.

Ключевые слова: единичная лазерная лунка, импульсное лазерное воздействие, лазерное маркирование и гравирование.

Basic points of single hollow forming under the influence of the pulse laser radiation on the surface of titanium and steel specimen are experimental confirmed. It is so confirmed the possible influence of plasma-vapour cloud on the single hollow forming. Approximate estimate of the index, connected removal material mass with the absorption energy, is made. This makes possible to perform some technological calculations under design of marking and milling laser operations.

Keywords: single laser hollow, pulse laser influence, laser marking and milling.

Введение

Луночный механизм формирования микрогеометрии поверхности при локальном импульсном тепловом воздействии на материал является общепризнанным при анализе технологических характеристик операций электроэрозионной обработки [1], лазерного гравирования [1—3]. Однако количественная характеристика параметров микрогеометрии в последнем случае затруднена из-за недостаточно развитой базы экспериментальных данных [4—6].

В работе представлены результаты экспериментального исследования геометрических параметров единичных лунок при импульсном лазерном воздействии на материал. В качестве образцов использовались предварительно подготовленные пластины из технически чистого титана ВТ1-0 и коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т.

Применяли волоконный лазер фирмы IPG с мак-

симальной средней мощностью 50 Вт. Световое пятно диаметром $d_n = 50$ мкм сканировали с коэффициентом перекрытия $k_n = a/d_n = 1,4$ (a — шаг сканирования). Полученную цепочку лунок обмеряли на микроскопе, а результаты измерений статистически обрабатывали.

Лунки получали при различных значениях мощности излучения и фиксированных длительности ($\tau_n = 100$ нс) и частоте следования ($f = 100$ кГц) импульсов. Измеряемые параметры лунок показаны на рис. 1. Лунки обмеряли с использованием оптического (Olympus BX51) и электронного (Phenom G2 pro) микроскопов.

Объем лунки V_l находили по формуле (1), вытекающей из представления лунки шаровым сегментом, а объем валика $V_{вал}$ — по выражению (2), полученному из условия аппроксимации профиля поперечного сечения валика параболой, построенной по трем точкам,

$$V_l = 0,39h_n d_n^2 - 0,52h_n^3, \quad (1)$$

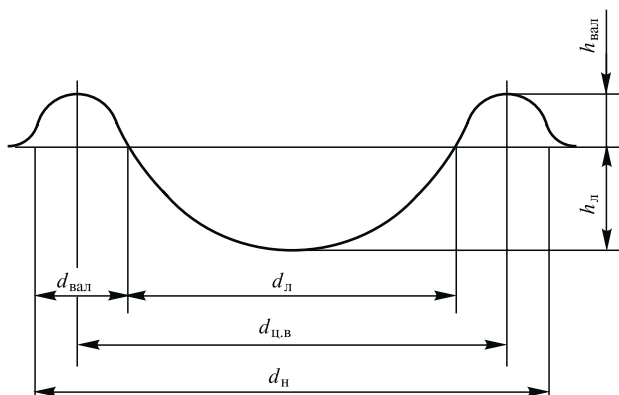


Рис. 1. Геометрические параметры лунки:

$h_{вал}$ — высота валика; h_l — глубина лунки; $d_{вал}$ — ширина валика; $d_{ц.в.}$ — средний диаметр кольца; d_l — диаметр лунки; d_n — наружный диаметр лунки с валиком

$$V_{вал} = \frac{2}{3} h_{вал} d_{вал} \pi d_{ц.в.} = 2,09 h_{вал} d_{вал} d_{ц.в.} \quad (2)$$

При выполнении теплофизических расчетов основывались на допущениях о равномерном законе рас-

пределения плотности потока мощности по площади светового пятна и независимости теплофизических характеристик от температуры вещества. Полагали также, что объем лунки $V_l = V_ж + V_{п.}$, где $V_ж$ и $V_{п.}$ — объемы вещества, выброшенного в жидкой и паровой фазах соответственно. При $V_ж \approx V_{вал}$ принимали $V_l = V_{вал} + V_{п.}$

Результаты экспериментов и их обсуждение

Результаты обмера лунок и соответствующих расчетов представлены в табл. 1. Энергетические параметры поверхностного источника тепла приведены в табл. 2. Для выполнения расчетов использовали теплофизические характеристики исследуемых материалов, сведенные в табл. 3.

В работе [7] представлено выражение для расчета критической плотности потока мощности, требуемой для достижения на поверхности образца температуры плавления,

$$q_1 = \frac{0,885 T_{пл} \lambda}{(a \tau_i)^{1/2}}, \quad (3)$$

где τ_i — длительность импульса.

Таблица 1

Геометрические параметры одиночных лунок, полученных при различных значениях мощности излучения (P_{cp})

Материал	Параметры режима и геометрии лунок								
	P_{cp} , Вт	$h_{вал}$, мкм	$d_{вал}$, мкм	$d_{ц.в.}$, мкм	$V_{вал} \cdot 10^{-6}$, мм ³	h_l , мкм	d_l , мкм	$V_l \cdot 10^{-6}$, мм ³	$V_{л.}/V_{л.}$
BT1-0	50	1	2,3	53	0,25	7	35	3,1	0,08
	40	2	3,5	59	0,86	5	41	3,2	0,26
	30	3	4,7	58	1,7	5	47	4,2	0,4
	20	4,2	4	52	1,8	5,2	48	4,6	0,39
	15	4,0	4,25	38	1,3	4,5	33	2,8	0,48
	10	1	6,4	23	0,3	2,2	16	0,3	1,0
12X18H10T	50	0,3	2,0	59	0,07	6,2	30	1,8	0,038
	40	0,5	2,3	62	0,14	5	41	3,2	0,043
	30	1	3,5	53	0,38	5	35	2,4	0,15
	20	3	7	53	2,3	4,3	48	3,8	0,60
	15	2	5,8	51	1,2	3,5	45	2,7	0,44
	10	0,7	6,5	31	0,3	1,6	24	0,3	1,0

Таблица 2

Энергетические параметры поверхностного источника тепла

P_{cp} , Вт	5	10	15	20	30	40	50
$W_{п.}$, мкДж	50	100	150	200	300	400	500
q_{cp} , Вт/см ²	$2,5 \cdot 10^7$	$5 \cdot 10^7$	$7,5 \cdot 10^7$	10^8	$1,5 \cdot 10^8$	$2,0 \cdot 10^8$	$2,5 \cdot 10^8$

Примечание. Площадь светового пятна равна $2 \cdot 10^{-5}$ см²; q_{cp} — средняя плотность потока.

Таблица 3

Теплофизические характеристики исследуемых материалов

Материал	ρ , г/см ³	λ , Вт/м·К	c , Дж/(г·К)	a , см ² /с	$T_{пл}$, °С	$T_{исп}$, °С	$q_{пл}$, Дж/г	$q_{исп}$, Дж/г
BT1-0	4,5	19,3	0,5	0,06...0,08	1660	3270	375	9100
12X18H10T	7,9	16	0,5	0,04...0,08	1535	2740	260	6300

Обозначения: ρ — плотность материала; λ — коэффициент теплопроводности; c — удельная теплоемкость материала; a — коэффициент температуропроводности; $T_{пл}$, $T_{исп}$ — температуры плавления и испарения материала соответственно; $q_{пл}$ — теплота плавления; $q_{исп}$ — теплота испарения.

Это выражение получено на основании одномерной модели нагрева полубесконечного тела с постоянной во времени плотностью потока мощности теплового источника. Глубину распространения температуры плавления оценивают по формуле

$$h = (4a\tau_{\text{и}})^{1/2}. \quad (4)$$

Для оценки плотности потока мощности, при которой температура поверхности достигает температуры испарения, предложена формула

$$q_2 = \frac{0,885T_{\text{исп}}\lambda}{(a\tau_{\text{и}})^{1/2}}. \quad (5)$$

При определенном значении q_3 плотности потока мощности скорость испарения вещества с поверхности равна скорости распространения тепловой волны:

$$q_3 = \frac{\rho q_{\text{исп}} (a\tau_{\text{и}})^{1/2}}{\tau_{\text{и}}} = \rho q_{\text{исп}} (a/\tau_{\text{и}})^{1/2}. \quad (6)$$

Расчетные значения указанных выше величин приведены в табл. 4. Они показывают, что исследуемые

материалы близки по своим теплофизическим характеристикам плавления и испарения.

Анализ микрофотографий лунок, полученных на титановом и стальном образцах, показывает, что эффект капельного выброса жидкой фазы на образце из стали проявляется в заметно большей степени (рис. 2). Это, вероятно, связано с различием межмолекулярных сил расплавов исследуемых материалов. Разбрызгивание в капельно-жидком состоянии проявляется тем сильнее, чем выше плотность потока мощности излучения. Это объясняется соответствующим увеличением давления паровых факелов, выбрасываемых с поверхности жидкой фазы, и увеличением силы, действующей на единицу объема жидкой фазы. При мощности излучения 5 Вт в наших условиях лунки практически не образуются: на поверхности имеются следы оплавления и при малом увеличении. Это означает, что плотность потока мощности $q_0 = 2,5 \cdot 10^7$ Вт/см² можно в нашем случае рассматривать как граничную величину, при которой расплав практически отсутствует и происходит испарение небольших областей на поверхности образцов. Сравнивая эту величину с данными, приведенными в табл. 4, можно оценить значение поглощательной способности при нагреве по формуле $A = q_1/q_0$. Поглощательная способность титанового сплава в рассматриваемом случае равна 0,14, а коррозионно-стойкой стали — 0,1.

Таблица 4

Значения теплофизических характеристик плавления и испарения исследуемых материалов

Материал	q_1 , Вт/см ²	h , мкм	q_2 , Вт/см ²	q_3 , Вт/см ²
BT1-0	$3,6 \cdot 10^6$	1,6...1,8	$7 \cdot 10^6$	$3,2 \cdot 10^7$
12X18H10T	$2,8 \cdot 10^6$		$5 \cdot 10^6$	$3,8 \cdot 10^7$

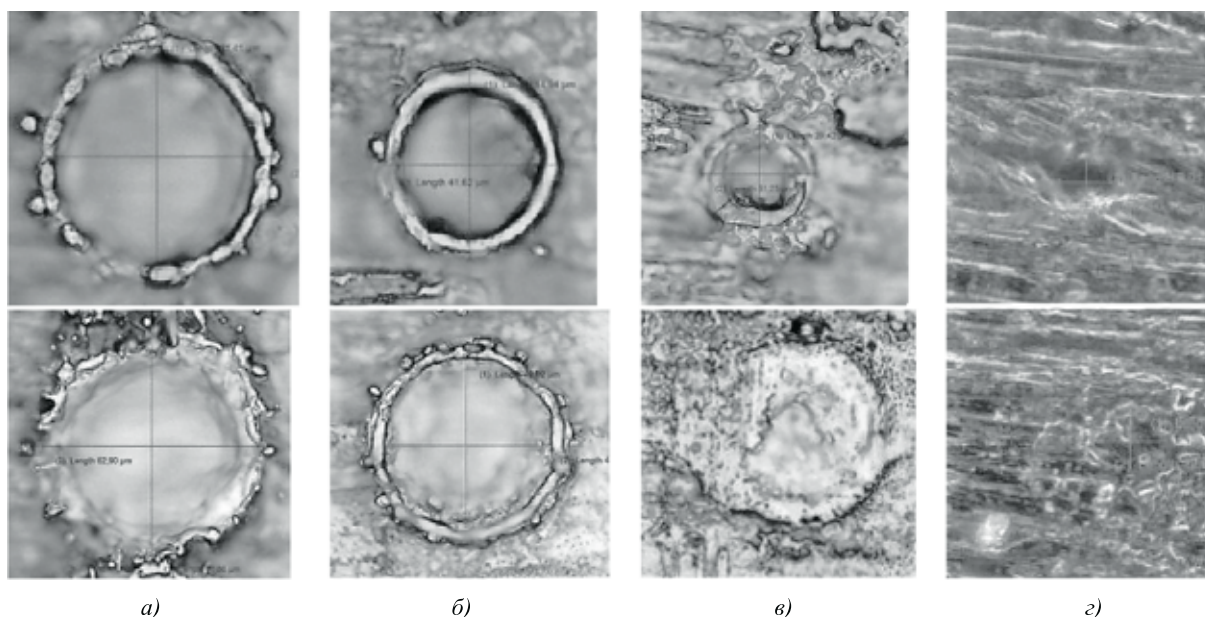


Рис. 2. Единичные лунки, полученные при мощности излучения 20 (а), 15 (б), 10 (в), 5 Вт (г) при обработке сплава BT1-0 (верхнее изображение) и стали 12X18H10T (нижнем изображении)

Таблица 5

Расчетные значения коэффициентов k_m и k_m^V для исследуемых материалов

Материал	P , Вт	$W_{и}$, мкДж	$W_{н}$, мкДж	A	k_m , г/Дж	k_m^V , мм ³ /Дж	$k_{m\text{ср}}$, г/Дж	$k_{m\text{ср}}^V$, мм ³ /Дж
BT1-0	10	100	1,1	0,14	$1,0 \cdot 10^{-4}$	$2,2 \cdot 10^{-2}$	$1,05 \cdot 10^{-4}$	$2,35 \cdot 10^{-2}$
	20	200	16	1	$1,1 \cdot 10^{-4}$	$2,5 \cdot 10^{-2}$		
12X18H10T	10	100	1,8	0,11	$2,1 \cdot 10^{-4}$	$2,7 \cdot 10^{-2}$	$1,9 \cdot 10^{-4}$	$2,45 \cdot 10^{-2}$
	20	200	22	1	$1,7 \cdot 10^{-4}$	$2,1 \cdot 10^{-2}$		

Обозначения: $k_{m\text{ср}}$ — среднее значение коэффициента k_m в использованном диапазоне плотности потока мощности; $k_m^V = k_m / \rho$ — удельный объемный сьем материала.

Для количественной оценки массы и объема материала, выброшенного из лунки, используют выражение

$$m_{л} = k_m W_{и}, \quad (7)$$

где коэффициент k_m , теоретический расчет которого в настоящее время невозможен, характеризует обрабатываемость материала лазерным излучением. Воспользуемся экспериментальными данными (см. табл. 1) для оценки значения этого коэффициента в целях использования в дальнейших расчетах. Будем считать, что $k_m = \text{const}$. Примем также, что при малых значениях мощности излучения поглощающая способность исследуемых материалов соответствует выполненной выше оценке, а максимальный объем лунки, полученный экспериментально, соответствует поглощательной способности, близкой к 1.

При принятых выше допущениях рассчитаем значения коэффициента k_m по формуле, вытекающей из (7),

$$k_m = \frac{\rho V_{л}}{a W_{и} - W_{н}}, \quad (8)$$

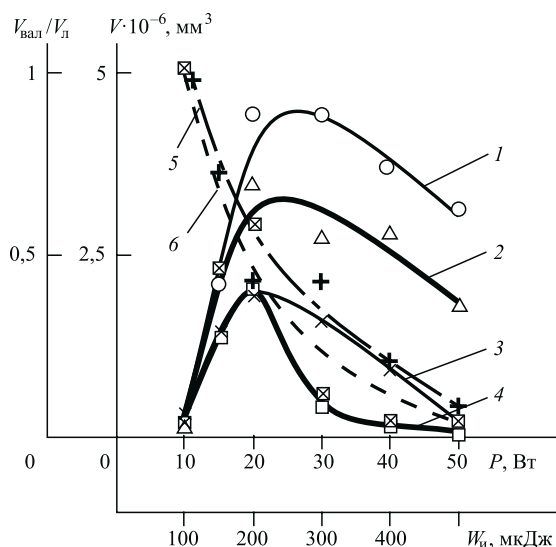


Рис. 3. Зависимости объемов лунки (1, 2) и валика (3, 4), а также и отношение объема валика к объему лунки (5, 6) от энергетических параметров излучения при обработке сплава BT1-0 (1, 3, 5) и стали 12X18H10T (2, 4, 6)

где $V_{л}$ — экспериментально полученный объем лунки; $W_{н} = \rho V_{л} c (T_{пл} - T_0)$.

Результаты расчета, соответствующие мощности излучения 10 и 20 Вт, представлены в табл. 5. Видно, что расчетные значения коэффициентов k_m и k_m^V для каждого из исследованных материалов при различных значениях мощности излучения P достаточно близки, что говорит о правомерности принятого выше условия $k_m = \text{const}$.

Из данных, представленных на рис. 3, видно, что в диапазоне мощностей излучения 10...20 Вт увеличивается объем лунки и возрастает объем жидкой фазы, вытесненной из лунки. Это объясняется возрастающей зависимостью поглощательной способности от плотности потока мощности. Согласно [7] поглощательная способность возрастает примерно на порядок в диапазоне $10^7 < q < 10^8$ Вт/см², что соответствует исследуемому диапазону плотностей потока мощности излучения.

При плотности потока мощности в импульсе $q = (1...1,5) \cdot 10^8$ Вт/см² наблюдается максимум кривых, представленных на рис. 3. Дальнейшее увеличение плотности потока мощности приводит к снижению объема жидкой фазы и объема лунки. Это объясняется перераспределением относительной доли жидкой и паровой фаз в продуктах разрушения. Для энергии импульса 500 мкДж доля жидкой фазы не превышает 10%. Приближенный расчет количества энергии, необходимого для испарения объема материала $V_{л}$ (см. табл. 1), на основании данных табл. 3 дает для титанового сплава значение 130 мкДж, а для коррозионно-стойкой стали — 120 мкДж. Таким образом, лишь 25...30 % энергии импульса затрачивается на разрушение материала. Это может быть связано с эффектом экранирования поверхности лунки плазменно-паровым облаком, рассеивающим часть энергии лазерного импульса [7].

Выводы

1. Подтверждены основные закономерности формирования единичной лунки при импульсном воздействии лазерного излучения на поверхность образцов из титанового сплава и коррозионно-стойкой стали. Показано, что с увеличением плотности потока мощности в диапазоне $10^7...10^8$ Вт/см² наблюдается снижение от-

носительной доли жидкой фазы в продуктах разрушения исследованных материалов.

2. Выполнена приближенная оценка коэффициента, связывающего массу материала, разрушенного в результате фазовых переходов, с количеством поглощенной энергии в указанном диапазоне плотностей потока мощности. Это позволит выполнять технологические расчеты при проектировании операций лазерной гравировки, маркировки и фрезерования с использованием волоконного лазера с длительностью импульса 100 нм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Научно-технические** технологии машиностроительного производства / под общ. ред. Б.П. Саушкина. М.: Изд-во "Форум", 2013. 926 с.
2. **Вакс Е.Д., Миленький М.Н., Сапрыкин Л.Г.** Практика пре-

цизионной лазерной обработки. М.: Техносфера, 2013. 696 с.

3. **Промышленные** методы поверхностной лазерной обработки материалов / В.Е. Архипов и др. // Технология машиностроения. 2009. № 3. С. 27—33.

4. **Slatineanu L., Coteata M., Dodun O.** Obtaining slots and channels by using a 1070 nm wavelength laser / Procedia CIRP. 6. 2013. P. 479—485.

5. **Dobrev T., Pham D., Dimov S.** A simulation model for crater formation in laser milling / Multi-Materials Micro Manufacture. Elsevier Ltd. 2005.

6. **Zhigilei L.V., Lin Z., and Ivanov D.S.** Atomistic modelling of short pulse laser ablation of metals: connections between melting, spallation and phase explosion / J. Phys. Chem. C113. 11892—11906 (2009).

7. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И.** Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664 с.

УДК 537.523.4:621.9.048.4

И.С. Кузнецов (Орловский государственный аграрный университет)
E-mail: Ivan-654@yandex.ru

Расчетная оценка массопереноса при электроискровой обработке

Разработана математическая модель, позволяющая прогнозировать один из важнейших параметров электроискровой обработки — массу материала, переносимого с анода на катод, и управлять этим параметром изменением начального напряжения, емкости конденсаторного блока, амплитуды и частоты вибрации.

Ключевые слова: электроискровая обработка (ЭИО), искровой разряд, анод, катод, масса электродного материала, электрическая эрозия, температура плавления.

The mathematical model, allowing to predict one of the most important parameters of electrospark processing — the mass of the material, postponed from the anode for the cathode and to operate this parameter by means of change of initial tension, capacity of the condenser block, amplitude and frequency of vibration is developed.

Keywords: electrospark processing (ESP), spark discharge, anode, cathode, mass of electrode material, electric erosion, fusion temperature.

Введение

Среди способов, повышающих износостойкость рабочих поверхностей деталей машин, важное место занимают методы, позволяющие наносить упрочняющие покрытия с высокими физико-механическими свойствами. Одним из перспективных способов получения покрытий является электроискровая обработка (ЭИО). В результате ЭИО на поверхности подложки образуется слой с измененной структурой толщиной от 10 до 500 мкм. Достоинствами этого способа являются незначительный нагрев деталей, отсутствие тепловых деформаций, низкая энергоемкость и простота осуществления технологических операций, возможность упрочнения поверхностей сложной формы.

Впервые физическая модель процесса ЭИО была

предложена отечественными учеными — основоположниками данного метода — Б.Р. Лазаренко и Н.И. Лазаренко. Последующее развитие представлений о методе ЭИО привело к разработке А.Д. Верхотуровым новой модели, отличающейся учетом кинетики процесса и поверхностных явлений на аноде и катоде. В работах [1, 2] предложена качественная модель распространения энергии в материале при импульсном искровом воздействии, согласно которой одним из основных критериев оценки распространения тепловой энергии в материале является скорость распространения фононов. Эта модель может быть использована для качественного анализа эрозии материала электродов. В работе [3] предложена математическая модель процесса низковольтного электроискрового легирования, которая позволяет контролировать изменение параметров и объяснить основные закономерности

структурообразования наносимого материала. В работе [4] описана связь мощности искрового импульса, скорости движения электрода и толщины наплавленного слоя. Однако необходимо отметить, что в данной работе содержится ряд существенных математических неточностей и предлагаемая модель не подтверждена экспериментально, поэтому можно утверждать, что и эта математическая модель не лишена недостатков. Более удачная и экспериментально подтвержденная модель для расчета толщины наносимого слоя представлена в работе [5], где профиль концентрационного распределения осажденного материала анода описывается функцией Лоренца.

Недостатком представленных выше моделей является отсутствие физико-математической зависимости, позволяющей рассчитывать массу переносимого на катод материала с учетом фазовых превращений на электродах и тепловых констант электродных материалов.

Цель работы — разработать математическую модель массопереноса электродного материала в процессе ЭИО, позволяющую рассчитывать массу материала, переносимого с анода на катод.

Теоретические исследования и их результаты

Масса эродируемого с анода на катод материала определяется прежде всего энергией, подводимой от генератора, частотой вибратора, временем обработки и теплофизическими характеристиками электродов. Для разработки модели массопереноса нами были проведены предварительные теоретические исследования. В работах [6–9] осуществлена попытка теоретического определения скоростей дрейфа заряженных частиц между электродами при ЭИО. Установлена расчетная зависимость диаметра искрового разряда от площади сечения электродов, напряжения и параметров газовой среды [6, 10, 11]. Получены формулы, позволяющие рассчитывать начальные боковые скорости заряженных частиц, среднюю концентрацию заряженных частиц в разряде и долю тепловой энергии, выделяемой на катоде [6, 12]. Для расчета массы материала, переносимого на катод, примем, что изменение напряжения описывается как

$$U = U_0 \exp\left(-\frac{\tau}{R_{\text{ц}} C}\right), \quad (1)$$

где τ — время разряда конденсатора, с; $R_{\text{ц}}$ — сопротивление цепи при контакте электродов, Ом; C — емкость конденсаторной батареи вибратора, Ф; U_0 — начальное напряжение генератора, подаваемое на электроды, В.

Для нахождения массы материала, переносимого с анода на катод, найдем длительность контакта $\tau_{\text{к}}$, снижение напряжения при контакте $\Delta U_{\text{к}}$ и расход энергии $\Delta Q_{\text{к}}$. Расход энергии конденсатора при разряде в контакте

$$\Delta Q_{\text{к}} = \frac{C}{2} (U_0^2 - U_{\text{к}}^2), \quad (2)$$

где $U_{\text{к}}$ — остаточное напряжение генератора после контакта, В.

С учетом формулы (1) получим

$$\Delta Q_{\text{к}} = \frac{CU_0^2}{2} \left[1 - \exp\left(-\frac{2\tau_{\text{к}}}{CR_{\text{ц}}}\right) \right]. \quad (3)$$

Сопротивление цепи при контакте электродов

$$R_{\text{ц}} = R_{\text{пр}} + R_{\text{а}} + R_{\text{пл}} + R_{\text{ст}}, \quad (4)$$

где $R_{\text{пр}}$ — сопротивление проводов контактной цепи, Ом; $R_{\text{а}}$ — сопротивление электрода (анода), Ом; $R_{\text{пл}}$ — сопротивление зоны плавления, Ом; $R_{\text{ст}}$ — сопротивление стягивания, Ом.

Снижение напряжения при контакте электродов

$$\Delta U_{\text{к}} = U_0 - U_{\text{к}} = U_0 \left[1 - \exp\left(-\frac{\tau_{\text{к}}}{CR_{\text{ц}}}\right) \right]. \quad (5)$$

Потеря энергии конденсаторов при контакте

$$\Delta Q_{\text{к}} = \frac{\tau_{\text{к}}}{R_{\text{ц}}} U_0^2 \left[1 - \exp\left(-\frac{\tau_{\text{к}}}{CR_{\text{ц}}}\right) \right]^2. \quad (6)$$

Из условия равенства значений, полученных по формулам (3) и (6), найдем значение относительного времени контакта $\tau_{\text{к}}/(CR_{\text{ц}}) = 1,043$. При этом в соответствии с формулой (5) снижение напряжения за время контакта $\Delta U_{\text{к}} = 0,65U_0$, а ток $i_{\text{к}} = 0,65U_0/R_{\text{ц}}$. Общая потеря энергии в аноде

$$\Delta Q_{\text{а}} = i_{\text{к}}^2 R_{\text{ц}} \tau_{\text{к}} = \left(0,65 \frac{U_0}{R_{\text{ц}}}\right)^2 R_{\text{ц}} \cdot 1,043 CR_{\text{ц}} = 0,44 U_0^2 C \frac{R_{\text{а}}}{R_{\text{ц}}}. \quad (7)$$

При относительно невысоком нагреве анода (электрода) энергия расходуется в основном на его нагрев, плавление и испарение материала в зоне контакта:

$$\Delta Q_{\text{а}} = \Delta Q_{\text{н}} + \Delta Q_{\text{п}} + \Delta Q_{\text{и}}, \quad (8)$$

где $\Delta Q_{\text{н}}$ — расход энергии на нагрев анода, Дж; $\Delta Q_{\text{п}}$ — расход энергии на плавление материала анода, Дж; $\Delta Q_{\text{и}}$ — расход энергии на испарение части расплавленного материала анода, Дж.

Ввиду сравнительно незначительного нагрева электрода в формуле (8) не учитывается расход энергии на нагрев окружающей среды.

Расход энергии на нагрев анода (за один контакт):

$$\Delta Q_n = C_a m_a (t_n - t_0) \frac{1}{f \tau_n}, \quad (9)$$

где C_a — удельная теплоемкость материала анода, Дж/(кг·°C); m_a — масса анода, кг; t_n — температура нагрева анода, °C; t_0 — начальная температура анода, °C; f — частота подачи импульсов, Гц; τ_n — длительность легирования, с.

Расход энергии на плавление электрода в зоне контакта

$$\Delta Q_n = m_n [C_n (t_n - t_0) + L_n], \quad (10)$$

где m_n — масса расплавленного материала, кг; C_n — удельная теплоемкость материала в процессе плавления, Дж/(кг·°C); t_n — температура плавления, °C; L_n — теплота плавления, Дж/кг.

Расход энергии на испарение материала электродов

$$\Delta Q_n = m_n [C_n (t_n - t_n) + L_n], \quad (11)$$

где m_n — масса испарившегося материала, кг; C_n — удельная теплоемкость материала в процессе испарения, Дж/(кг·°C); t_n — температура испарения, °C; L_n — теплота испарения, Дж/кг.

С учетом формул (9)...(11) уравнение (8) примет вид

$$\Delta Q_a - \Delta Q_n = m_n \left\{ C_n (t_n - t_0) + L_n + \frac{m_n}{m_n} [C_n (t_n - t_n) + L_n] \right\}, \quad (12)$$

откуда теоретическое значение массы материала M_T (кг), осаждаемого на катоде за время одного контакта, определяется как

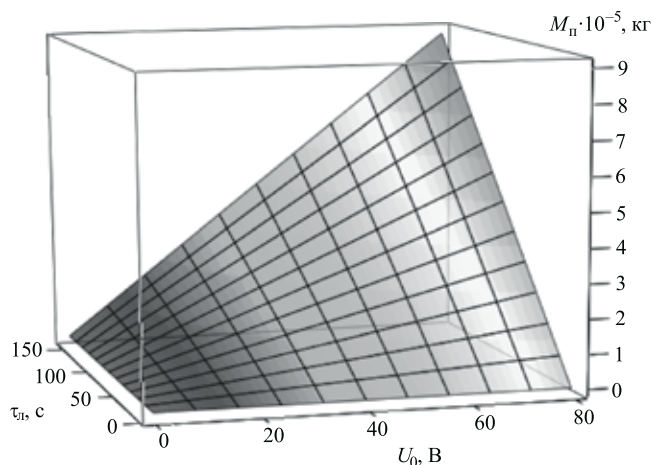
$$M_T = (m_n - m_n) = m_n \left(1 - \frac{m_n}{m_n} \right) n \quad (13)$$

или

$$M_T = \frac{(\Delta Q_a - \Delta Q_n)(1 - \beta)}{C_n (t_n - t_0) + L_n + \beta [C_n (t_n - t_n) + L_n]} n \nu, \quad (14)$$

где n — коэффициент, учитывающий массу расплавленного материала, оставшегося на аноде при размыкании электродов; ν — коэффициент, учитывающий массу материала, потерянного на разбрызгивание и испарение при взрыве металлического мостика.

Значения энергий ΔQ_a и ΔQ_n определяются формулами (8) и (9), а отношение между массами испарения и плавления обозначено как коэффициент $\beta = m_n/m_n$.



Масса электродного материала, перенесенного на катод

Массы m_n и m_n зависят от состава и теплофизических свойств материала электрода и изменяются в широких пределах. Однако можно ожидать, что отношение этих масс для конкретного электрода обладает меньшей вариабельностью. В работе [13] приведены результаты изучения процессов получения паров металлов с помощью вакуумной дуги. По данным этой работы, коэффициент β можно записать в виде

$$\beta = 0,405 \left[1 - 2,5 \frac{L_n + C_n (t_n - t_0)}{L_n + C_n (t_n - t_n)} \right]. \quad (15)$$

После анализа работы [14] (не учитывая параметры разряда и свойства материалов электродов) для дальнейших расчетов примем $n = 0,7...0,75$. По данным работы [15], эрозия анода, обусловленная процессом мостикового переноса, не превышает 10 % от полной эрозии. Из-за отсутствия надежных экспериментальных данных по мостиковой эрозии исследуемых нами сплавов для расчета примем коэффициент $\nu = 0,99$.

Общий привес материала, осажженного на катоде за время τ_n ,

$$M_n = M_T f \tau_n \bar{K} K_n, \quad (16)$$

где \bar{K} — средний коэффициент переноса металла; K_n — коэффициент, определяющий вероятность прохождения искрового импульса.

На рисунке представлена зависимость массы электродного материала, осажженного на катоде, от времени ЭИО τ_n и начального напряжения U_0 при обработке электродом из аморфного сплава марки 84КХСР.

Заключение

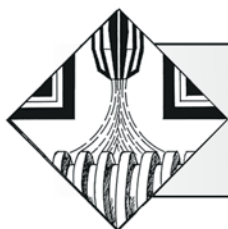
Разработана математическая модель массопереноса в процессе ЭИО, позволяющая рассчитывать массу

материала, переносимого с анода на катод, и управлять этим параметром посредством изменения начального напряжения, емкости конденсаторного блока, амплитуды и частоты вибрации. Расхождение рассчитанных по формуле (14) и экспериментальных значений массы составило не более 8 % [6].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Электрофизическая** модель эрозии электродов при импульсном энергетическом воздействии / П.С. Гордиенко, И.Г. Жевтун, Е.С. Панин и др. // Электронная обработка материалов. Т. 47. № 3. 2011. С. 15—27.
2. **Некоторые** комментарии к обобщениям механизма электроискрового воздействия на материалы (К 100-летию Б.Р. Лазаренко) / А.Д. Верхотуров, П.С. Гордиенко, Л.А. Коневцов и др. // Вестник Дальневосточного отделения Российской академии наук. 2010. № 1. С. 46—54.
3. **Кондратьев А.И., Кочеткова И.В., Химухин С.Н.** Построение математической модели процесса электроискрового легирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 8. С. 6—9.
4. **Логинов Н.Ю., Логинов Ю.Н., Худякова О.Ю.** К вопросу моделирования процесса электроконтактного легирования // Металлообработка. 2004. № 6 (24). С. 13—14.
5. **Пячин С.А., Пугачевский М.А.** Оценка толщины покрытия, осажденного на поверхность катода при однократном искровом разряде // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 3. С. 61—66.
6. **Кузнецов И.С.** Электроискровая технология упрочнения деталей режущего аппарата жаток электродами из аморфных и нанокристаллических сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.20.03 / Мордовский государственный университет им. Н.П. Огарева. Саранск, 2013.
7. **Павлов В.З., Коломейченко А.В., Кузнецов И.С.** Оценочные показатели электроискровой обработки при упрочнении и восстановлении деталей. Скорость дрейфа заряженных частиц // ТСМ. 2012. № 6. С. 52—53.
8. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** О движении заряженных частиц между электродами при электроискровой обработке // Тр. ГОСНИТИ. Т. 110. Ч. 2. 2012. С. 128—134.
9. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** Определение скорости дрейфа заряженных частиц между электродами при электроискровой обработке // Мир транспорта и технологических машин. 2012. № 2 (37). С. 24—30.
10. **Павлов В.З., Кузнецов И.С., Коломейченко А.В.** Расчет размера искровых разрядов при электроискровой обработке деталей сельскохозяйственных машин // Russian Journal of Agricultural and Socio-Economic Sciences. Т. 7. № 7. 2012. С. 13—15.
11. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** Оценка размера искровых разрядов между электродами при электроискровой обработке деталей // Тр. ГОСНИТИ. Т. 112. № 1. 2013. С. 75—79.
12. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** Оценка мощности поверхностных тепловых источников, возникающих при электроискровой обработке деталей машин // Тр. ГОСНИТИ. Т. 112. № 2. 2013. С. 143—149.
13. **Куляпин В.М.** Эрозия металлов под воздействием электрических разрядов // Электрические контакты и электроды: Тр. института проблем материаловедения НАН Украины. 2010. С. 74—81.
14. **Рыбалко А.В., Симинел А.В., Сахин О.** Электроискровое легирование твердосплавным электродом в условиях применения нетрадиционных электрических параметров импульса // Металлообработка. 2005. № 3 (27). С. 21—28.
15. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей / Г.В. Самсонов, А.Д. Верхотуров, Г.А. Бовкун и др. // Киев: Наук. думка. 1976. 220 с.





УДК 621.793

А.М. Михальченков (Московский государственный университет путей сообщения, Брянский филиал МИИТ),
В.Ф. Комогорцев, Ю.И. Филлин (Брянский государственный аграрный университет),
М.А. Михальченкова (Брянский институт управления и бизнеса)
E-mail: mihalchenkov.alexandr@yandex.ru

Влияние величины частиц наполнителя в эпоксидно-песчаной композиции на прочность ее сцепления с металлической подложкой

Предложена новая методика определения прочности сцепления клееполимерных материалов с металлической подложкой. Показано, что зависимость адгезионной прочности композитов на основе эпоксидной смолы и песчаного наполнителя имеет сложный, но однотипный характер, одинаковый для различных концентраций. Максимальное значение напряжения сдвига обеспечивается дисперсностью частиц.

Ключевые слова: восстановление деталей, абразивостойкость, эпоксидно-песчаные композиты, адгезионная прочность, металлическая подложка, напряжение сдвига.

Proposed new method for determining the adhesive strength of clearimage materials with the metal substrate. It is shown that the dependence of adhesion strength of composites based on epoxy resin and sand filler has a complex, but similar in nature, the same for different concentrations. The maximum value of shear stress is provided by the dispersion of the particles.

Keywords: restoration parts, abrasion resistance, epoxy-sand composites, adhesion strength, metal substrate, shear stress.

Эпоксидные композиты нашли широкое распространение в различных отраслях техники вследствие своей многофункциональности [1]. Часто их применяют для формирования на изделиях покрытий различного назначения в строительстве, машиностроении, при ремонте сельскохозяйственной техники, в частности для восстановления деталей [2].

Как правило, подобные покрытия выполняют функции защиты от разного рода внешних воздействий (силовых, коррозионных, абразивных и др.). Нередко эпоксидные составы выступают в роли материалов для устранения трещин в корпусных деталях и для исправления несовершенств и приобретенных дефектов поверхности [2]. В то же время использование композитов с эпоксидной матрицей в качестве ремонтных материалов, одновременно выполняющих роль абразивостойких покрытий, весьма ограничено из-за недостаточного исследования их свойств. Нужно заметить, что последние работы [3, 4] показали широкие возможности материалов на основе такого полимера совместно с песчаным дисперсным наполнителем (эпоксидно-песчаная композиция — ЭПК) для устранения износов и повышения абразивостойкости деталей, работающих в почвенной среде. Однако для дальнейшего продвижения ЭПК как износостойких материалов требуются отдельные исследования их свойств. Одним из важнейших параметров,

определяющих эксплуатационные возможности покрытия, является адгезионная прочность сцепления эпоксидно-песчаный композит — металлическая подложка.

Прочность сцепления во многом регламентируется размером частиц наполнителя. Сведения по данному вопросу в литературных источниках применительно к ЭПК недостаточны. Знания в области адгезионной прочности покрытия из эпоксидно-песчаного композита позволят рационально подойти к вопросам использования такого материала, повышения эксплуатационных свойств поверхности и устранения износов и иных дефектов деталей в соответствии с условиями их работы.

Проведенные исследования направлены на выявление характера изменения прочности сцепления композита с металлической подложкой в зависимости от дисперсности наполнителя, а также определение размера частиц песка природного происхождения, обеспечивающего максимальное напряжение сдвига при заданной концентрации компонентов.

При испытаниях использовался композит, состоящий из эпоксидного связующего (эпоксидной диановой смолы ЭД-20 — 100 массовых частей (мас.ч.) и отвердителя полиэтиленполиамины — 10 мас. ч.) и наполнителя — природного кварцевого песка, имеющего частицы размерами 0,1, 0,25, 0,5 и 1 мм. Концентрация компонентов

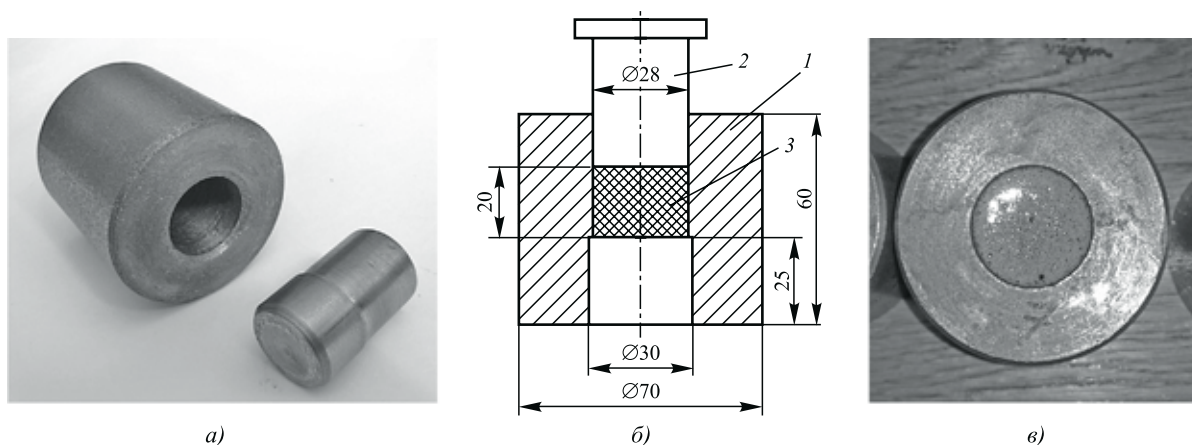


Рис. 1. Приспособление (устройство) для проведения испытаний:

a — матрица и пуансон; *б* — чертеж приспособления (*1* — матрица; *2* — пуансон (шток); *3* — материал покрытия); *в* — матрица с залитым составом

композиата составляла 70, 60, 50, 30 мас. ч. эпоксидного состава и 30, 40, 50, 70 мас. ч. песка соответственно. При выборе таких концентраций опирались на предварительно проведенные эксперименты в натуральных условиях, где эпоксидно-песчаные композиты выполняли роль ремонтных износостойких материалов при восстановлении отвалов отечественных плугов [3, 4].

Сущность испытаний заключалась в продавливании сформированного во внутренней полости металлической матрицы композита пуансоном (рис. 1, *a*) при помощи силового механизма с фиксацией нагрузки, обеспечивающей сдвиг.

Матрица представляет собой цилиндрический образец со ступенчатым внутренним отверстием (рис. 1, *б*). Во внутренней полости меньшего диаметра формируется эпоксидно-песчаный композит с заданной дисперсностью частиц (рис. 1, *в*). Увеличенный диаметр нижнего отверстия позволяет беспрепятственно удалять опытный композит после нарушения его связи с металлом матрицы. Размеры поверхности контактирования композита с подложкой выбираются таким образом, чтобы обеспечить максимально возможную достоверность получаемых результатов. То есть площадь соприкасающихся с подложкой частиц наполнителя и эпоксидной компоненты должна быть достаточной для полного отражения протекающих процессов в зоне контакта покрытие — металл.

Испытания композитов с разными дисперсностью и концентрацией проводились в одинаковых условиях для обеспечения сравнимости данных. Поверхность матрицы, контактирующая с композитом, подготавливалась точением, а ее шероховатость примерно соответствовала шероховатости деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин (лемехов и отвалов плугов, лап культиваторов).

Силовое воздействие на экспериментальные композиты осуществлялось на автоматизированном испытательном комплексе МИ20УМТ, оснащенный ПЭВМ (рис. 2), что позволяло отслеживать протекание

процесса с непосредственной фиксацией диаграммы нагружения на мониторе. Кроме того, использование комплекса снижает вероятность ошибки эксперимента вследствие минимизации человеческого фактора и позволяет проводить обработку получаемых результатов непосредственно на рабочем месте.

Напряжение сдвига τ_c как критерий адгезионной прочности вычислялось по формуле

$$\tau_c = P/S,$$

где P — нагрузка, обеспечивающая сдвиг сформированного во внутренней полости матрицы композита, кН; S — площадь контакта композита с поверхностью матрицы, мм².



Рис. 2. Общий вид испытательного комплекса

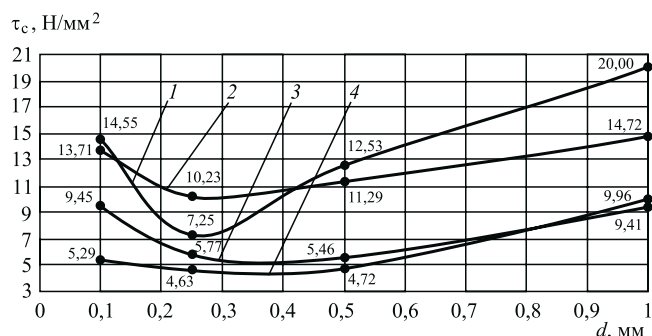


Рис. 3. Зависимость напряжения сдвига τ_c от дисперсности частиц d песчаного наполнителя при различном соотношении эпоксидная матрица/песок, мас. ч.:

1 — 30/70; 2 — 50/50; 3 — 70/30; 4 — 60/40; цифрами на кривых указаны значения напряжений сдвига

Изучалось 16 композитов с различными вариациями компонентов и размерами частиц. Проведено 80 испытаний, так как повторность опытов по каждому материалу была равна пяти. Подобный подход к проведению эксперимента позволил обеспечить необходимую достоверность получаемых результатов.

Разделение песчаного наполнителя по дисперсности проводилось путем просеивания ситовым методом.

Полученные данные представлены в виде графических зависимостей на рис. 3.

Изменение напряжения сдвига τ_c в зависимости от дисперсности песчаного наполнителя d носит достаточно сложный характер (рис. 3). Композит с размером частиц $d = 0,1$ мм имеет сравнительно высокое значение τ_c . Увеличение d до 0,25 мм приводит к падению адгезионной прочности системы "композит—подложка". Дальнейшее повышение d приводит к росту прочности сцепления композита с металлической поверхностью, и τ_c достигает своих максимальных значений при $d = 1$ мм вне зависимости от концентрации.

Отмечается примерно одинаковая форма кривых $\tau_c = f(d)$ независимо от соотношения компонентов, что говорит об идентичности влияния дисперсности частиц наполнителя на изменение адгезионной прочности. Однако увеличение эпоксидной компоненты и снижение количества песка в композите уменьшает τ_c и происходит некоторое сглаживание кривых (рис. 3, кривые 3 и 4). То есть рост количества песчаного наполнителя в ЭПС приводит к повышению адгезионной прочности. При этом величина τ_c может возрастать фактически в 2 раза в зависимости от концентрации компонентов. Например, композиты с концентрациями 60/40 и 30/70 имеют напряжения сдвига 9,4 и 20 Н/мм² соответственно. Нужно отметить, что снижение количества песчаной составляющей в композите уменьшает степень его влияния на напряже-

ние сдвига в зависимости от дисперсности (кривые 1 и 4 на рис. 3). Влияние размера частиц наполнителя на τ_c тем больше, чем больше их концентрация в материалах, что укладывается в логику проведения эксперимента.

Можно полагать, что прочность сцепления композита будет определяться двумя факторами: клеящими свойствами эпоксидного состава и частицами песка, которые оказывают сопротивление отрыву за счет трения о подложку. С учетом того, что адгезионная прочность, создаваемая эпоксидной матрицей, примерно постоянна для каждого состава, значение τ_c будет определяться главным образом дисперсностью наполнителя и его содержанием в композите.

Трение покоя между частицами наполнителя и металлической подложкой будет большим, или когда частицы очень мелкие, или когда они крупные. При наличии мелких частиц имеет место большая суммарная площадь их соприкосновения с подложкой, а значит, будет большим и трение покоя между ними и подложкой. Для крупных частиц эта площадь будет сравнительно небольшой, но крупные частицы, внедряясь в подложку и сравнительно глубоко проникая в нее, тоже создают большое трение покоя. Таким образом, существуют частицы такого размера, которые создают минимальное трение покоя, обеспечивая минимальное сцепление.

Механизм перемещения сформированного материала по металлической подложке в определенной степени можно сравнить с контактированием поверхностей разной шероховатости. Полученная кривая похожа на зависимость коэффициента трения между двумя поверхностями от степени их шероховатости. Этот коэффициент велик при большой шероховатости и для полированных поверхностей из-за большой площади их соприкосновения [6].

Таким образом, в результате проведенных экспериментов установлено, что зависимость прочности сцепления клеепесчаного композита от дисперсности частиц носит сложный характер, объясняемый процессами трения частиц о поверхность подложки. Максимальное значение напряжения сдвига, характеризующего адгезионную прочность сцепления "материал—подложка", обеспечивает песчаный наполнитель, состоящий из самых крупных из применявшихся в эксперименте частиц — диаметром 1 мм, независимо от концентрации компонентов в композите.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Амирова Л.М., Ганиев М.М., Амиров Р.Р. Композиционные материалы на основе эпоксидных олигомеров: учеб. пособие. Казань: ЗАО "Новое знание", 2002. 167 с.

2. **Новые** направления повышения долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин — применение технической керамики / М.Н. Ерохин, В.С. Новиков, И.А. Беликов и др. // Тр. МГАУ. М., 2000. С. 45—54.

3. **Михальченко А.М., Новиков А.А.** Восстановление отвалов различного назначения методом бронирования // Тракторы и сельхозмашины. 2015. № 1. С. 50—52.

4. **Михальченко А.М., Соловьев Р.Ю., Бирюлина Я.Ю.** Восстановление отвалов абразивостойким дисперсно-упроч-

ненным композитом на основе эпоксидной смолы // Тракторы и сельхозмашины. 2015. № 3. С. 49—52.

5. **Михальченко А.М.** Упрочнение поверхностей чугуновых деталей натиранием мягкими металлами // Ремонт, восстановление, модернизация. 2003. № 6. С. 25—27.

6. **Основы** трибологии (трение, износ, смазка): учебник для технических вузов / А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун, Н.А. Буше и др.; под общ. ред. А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение, 2001. 664 с.



ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

С 1 января 2016 года журнал
«Трение и смазка в машинах и механизмах» издаваться не будет.
Все материалы, касающиеся данной тематики,
будут публиковаться в журнале «Сборка в машиностроении, приборостроении».

Телефон редакции: 8(499)269-54-98

E-mail: sborka@mashin.ru

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

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96; факс: (499) 269-48-97.

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

Сдано в набор 07.10.2015 г. Подписано в печать 18.11.15 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: www.aov.ru