

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 14
2018
№ 7 (163)
ИЮЛЬ

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

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

Редакционный совет:

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

Редакция:

О.С. ЛУКАШЕНКО
А.В. ОРЛОВА

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

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

СОДЕРЖАНИЕ



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Щедрин А.В., Кострюков А.А., Мельников Э.Л., Лавриненко В.Ю., Алешин В.Ф., Чихачева Н.Ю. Совершенствование охватывающего поверхностного пластического деформирования заготовок из алюминиевых сплавов 291



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Афанасьева Л.Е., Третьяков С.А., Иванова А.И., Гречишкин Р.М. Лазерное микроструктурирование поверхности стали 297

Балановский А.Е., Ву В.Г. К вопросу моделирования процесса плазменного поверхностного упрочнения в среде Visual-Environment 8.6 302



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Веселовский А.А. Доизвлечение никеля из отвальных шлаков с использованием стальной подложки осаждения 316

Гадалов В.Н., Лепаква О.К., Филатов Е.А., Латухин Е.И., Ельников Е.А. Использование метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для получения МАХ-фазы типа карборида титана 322

Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Применение ферросплавов в качестве источника диффузанта при микродуговом легировании стали 325



ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Афонин С.М. Оптимальное управление пьезоактуатором нано- и микроперемещений 329



УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Елецкий А.В., Захаренков А.В., Чудина О.В., Федорович С.Д., Терентьев Е.В. Упрочнение стальной поверхности фуллеренами C₆₀ с использованием лазерного нагрева 333

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 по группам научных специальностей: 05.02.00 — Машиностроение и машиноведение; 05.05.00 — Транспортное, горное и строительное машиноведение; 05.16.00 — Металлургия и материаловедение, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 14
2018
№ 7 (163)
July

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

Edition:

O.S. LUKASHENKO
A.V. ORLOVA

CONTENTS



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Shchedrin A.V., Kostryukov A.A., Mel'nikov E.L., Lavrinenko V.Yu., Aleshin V.F., Chikhacheva N.Yu. Perfection of covering surface plastic deformation of billets from aluminum alloys 291



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Afnas'eva L.E., Tret'yakov S.A., Ivanova A.I., Grechishkin R.M. Laser microstructuring of steel surface 297

Balanovsky A.E., Vu V.G. On question of modeling of plasma surface hardening process using Visual-Environment 8.6 302



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Veselovsky A.A. Afterextract of nickel from dump slags with use of steel surface of besieging 316

Gadalov V.N., Lepakova O.K., Filatov E.A., Latukhin E.I., El'nikov E.A. Using of self-propagating high-temperature synthesis method for obtaining of MAX-phase type of titanium carboboride 322

Stepanov M.S., Dombrovsky Yu.M. Use of ferroalloys as source of diffusant at micro-arc alloying of steel 325



PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

Afonin S.M. Optimal control of piezoactivator for nano- and microdisplacements 329



STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

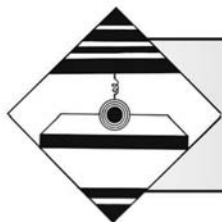
Eletsky A.V., Zakharenkov A.V., Chudina O.V., Fedorovich S.D., Terent'ev E.V. Hardening of steel surface by C₆₀ fullerenes using laser heating 333

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 according to groups of science specialty: 05.02.00 — Mechanical engineering and machinery science; 05.05.00 — Transport, mining and building mechanical engineering; 05.16.00 — Metallurgy and materials science, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

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

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



УДК 621.787

¹А.В. Щедрин, ²А.А. Кострюков, ¹Э.Л. Мельников, ¹В.Ю. Лавриненко,
¹В.Ф. Алешин, ³Н.Ю. Чихачева
(¹МГТУ им. Н.Э. Баумана,
²ОАО "Демидовский машиностроительный завод",
³МОО "Академия проблем качества")
E-mail: mt13@bmstu.ru

Совершенствование охватывающего поверхностного пластического деформирования заготовок из алюминиевых сплавов

Приведены сравнительные экспериментальные исследования методов охватывающего поверхностного пластического деформирования (ОППД) цилиндрических заготовок из алюминиевого сплава марки Д1Т инструментом с регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей в условиях различных технологий применения инновационных металлолакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского", определены оптимальные характеристики исследуемых методов ОППД.

Ключевые слова: ОППД со сжатием обрабатываемой заготовки, регулярный микрорельеф, металлолакирующая смазка, очаг деформации.

Comparative experimental studies of covering surface plastic deformation (CSPD) methods of cylindrical billets from aluminum alloy D1T by tool with regular microgeometry of the influenced surfaces under the conditions of different technologies for the use of innovative metal plaque lubricant realizing the fundamental scientific discovery "Garkunov—Kragel'sky friction effect" are presented, optimal characteristics of the investigated methods of CSPD are determined.

Keywords: CSPD with compression of the workpiece, regular microrelief, metal plaque lubricant, deformation center.

В работах [1, 2] показана эффективность ОППД сплошных цилиндрических заготовок из дюралюминия марки Д1Т за счет совместного применения инструмента с регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей и инновационных металлолакирующих смазок, реализующих "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского" [3]. При этом ОППД выполнено с растяжением обрабатываемых длинномерных заготовок [1, 2] на приспособлении, конструкция которого приведена в работе [4].

В работе [5] показана эффективность ОППД сплошных цилиндрических заготовок из дюралюминия марки Д1Т за счет дополнительного самовозбуждаемого противодействия аналогичных металлолакирующих смазок по канавкам регулярного микрорельефа (РМР) воздействующих

поверхностей инструмента [6, 7]. При этом ОППД выполнено со сжатием обрабатываемых коротких заготовок на приспособлении, конструкция которого представлена в работах [5, 6] и на рис. 1.

Для дальнейшего повышения эффективности методов ОППД по схеме обработки [5] с использованием алгоритмических процедур "систем искусственного технологического интеллекта" [8, 9], а также с учетом информационной базы данных [10] в дополнительных исследованиях было решено расширить диапазон содержания металлолакирующей присадки в базовых минеральных маслах и использовать образцы-заготовки с регулярной микрогеометрией поверхности.

Для максимальной сопоставимости результатов помимо приспособления [5] аналогично применяли: деформирующие фильеры из стали мар-

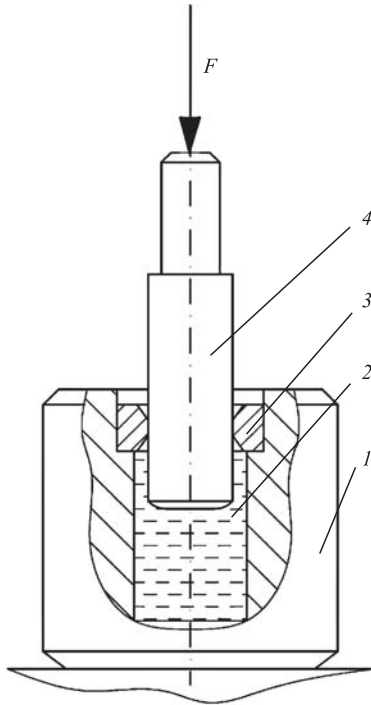


Рис. 1. Конструкция приспособления для ОППД со сжатием образцов-заготовок:

1 — обойма; 2 — полость для технологической смазки; 3 — деформирующая фильера; 4 — образец-заготовка

ки 9ХС (58...61 HRC) с диаметром рабочего канала $20^{+0,03}$ мм, углами рабочего и обратного конуса 5° и шириной калибрующей ленточки 5 мм; образцы-заготовки из дюралюминия марки Д1Т (121 НВ) с участком под ОППД длиной 60 мм.

Воздействующие поверхности рабочих каналов фильер подобно [5] упрочнялись РМР в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм, шагом $\Pi_k = 0,5$ мм и их первоначальной глубиной Γ_k на участке калибрующей ленточки 6,5 и 10 мкм (рис. 2).

Образцы-заготовки четырех партий изготавливали с точностью до 0,025 мм тонким точением с параметром шероховатости поверхности $Ra_3 = 0,396...0,415$ мкм, который соответствовал иррегулярному микрорельефу (ИМР).

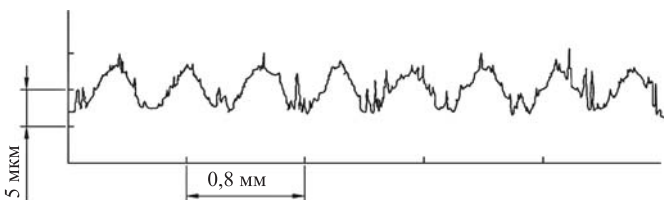


Рис. 2. Продольная профилограмма калибрующей ленточки деформирующей фильеры с регулярным микрорельефом (материал 9ХС, $\Gamma_k = 10$ мкм, $\Pi_k = 0,5$ мм)

На участке образцов-заготовок под ОППД, входящих в четвертую партию, на исходном ИМР выполнялся РМР в виде однозаходных винтовых канавок радиусом и шагом 1,5 мм, а также с их глубиной 0,05 мм. Скорость ОППД — 0,05 м/мин.

В качестве базовых технологических смазок применяли минеральные масла марок И-40 и И-20А с добавкой металлоплакирующей присадки "Валена", реализующей "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского" [1—7]. Содержание присадки С по объему варьировали в диапазоне 0...50 %.

На рис. 3 представлена общая зависимость удельной силы ОППД. Ее качественный анализ показывает, что существенный минимум удельной силы соответствует ОППД образцов-заготовок с предварительно выполненным РМР поверхности (зависимость 4). Увеличение удельной силы при использовании смазки без присадки, отсутствии РМР поверхности образцов заготовок и противодействия (зависимость 1) по аналогии с [5] объясняется высокой вязкостью обрабатываемого материала и низкой "маслоемкостью" ИМР

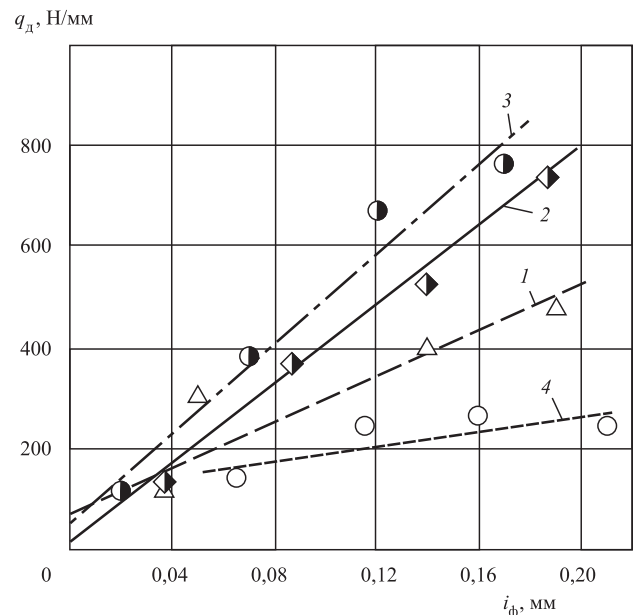


Рис. 3. Общая зависимость удельной силы ОППД q_d от фактической абсолютной деформации i_{ϕ} :

1 — обработка без противодействия смазки (И-40), образцы-заготовки с ИМР поверхности, $\Gamma_k = 10$ мкм; 2 — обработка без противодействия смазки (И-40 + 50 % "Валены"), образцы-заготовки с ИМР поверхности, $\Gamma_k = 10$ мкм; 3 — обработка с противодействием смазки (И-20А + 5 % "Валены"), образцы-заготовки с ИМР поверхности, $\Gamma_k = 6,5$ мкм; 4 — обработка без противодействия смазки (И-20А + 5 % "Валены"), образцы-заготовки с РМР поверхности, $\Gamma_k = 6,5$ мкм

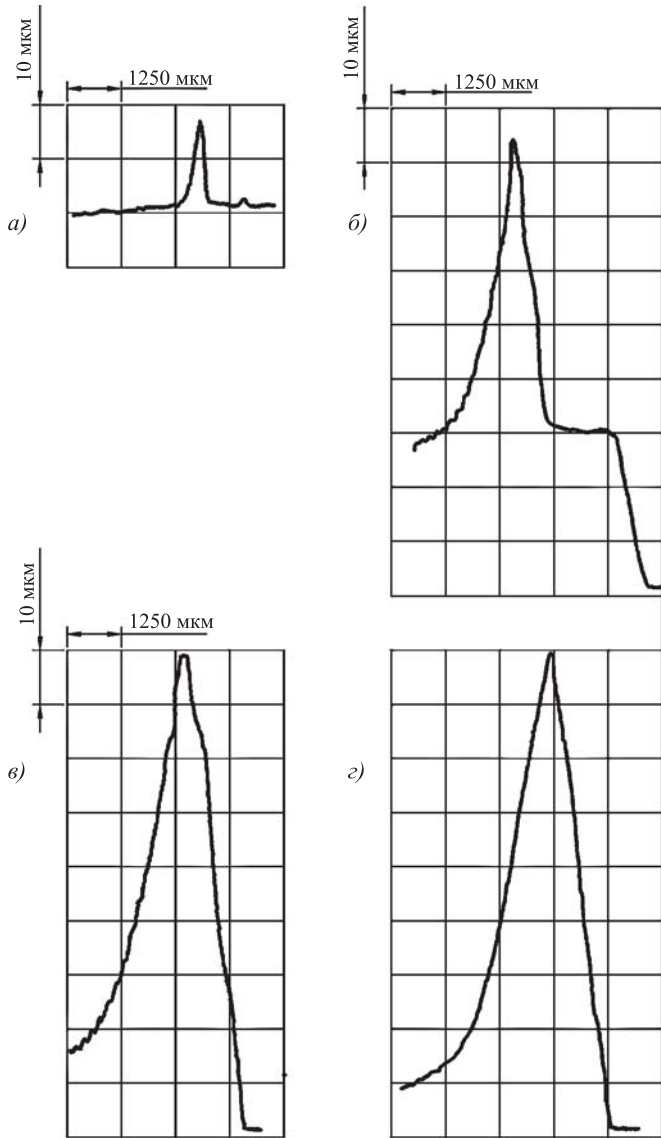


Рис. 4. Продольные профилограммы очагов деформации (обработка без противодействия смазки И20А + + 5 % "Валены", образцы-заготовки с ИМР поверхности, $\Gamma_k = 6,5$ мкм) при i_{ϕ} , мм:
 а — 0,02; б — 0,07; в — 0,12; з — 0,17

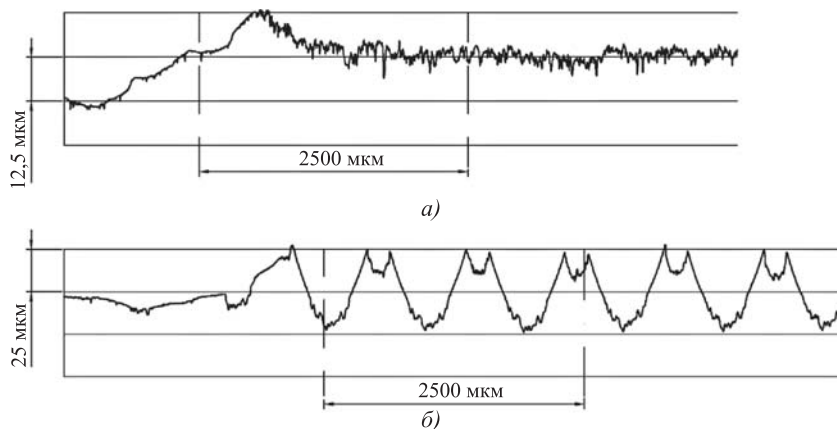


Рис. 5. Продольные профилограммы очагов деформации при ОППД образцов-заготовок с ИМР (а) и РМР (б) поверхности

поверхности образцов-заготовок. При содержании присадки 50 % (зависимость 2) еще большая удельная сила ОППД дополнительно объясняется интенсивным пластифицированием деформируемого слоя ("эффект Ребиндера") поверхностно-активными компонентами металлоплакирующей присадки. Интенсивное пластифицирование, в свою очередь, связано с большой химической активностью алюминия, являющегося основой материала образцов-заготовок.

Максимальная удельная сила при ОППД с противодействием смазки (зависимость 3) также [5] объясняется большой вязкостью обрабатываемого материала и полным заполнением им канавок РМР воздействующих поверхностей инструмента.

Однако, как показал анализ очагов деформации (рис. 4), главной причиной повышенных значений удельной силы ОППД при отсутствии РМР поверхности образцов-заготовок (см. рис. 3, зависимости 1—3) является положительная и более высокая [11] волна внеконтактной деформации, возникающая на рабочем конусе фильеры.

Как известно [12], с технологической точки зрения положительная волна внеконтактной деформации увеличивает площадь контакта и силу обработки, а также затрудняет поступление в очаг деформации применяемой смазки и реализацию более благоприятных режимов трения, например жидкостного или гидродинамического. С эксплуатационной точки зрения [12] в положительной волне внеконтактной деформации могут возникать глубокие трещины, переходящие в поверхностный слой получаемого изделия и снижающие его эксплуатационное качество.

Существенный эффект по снижению удельной силы ОППД (48...72 %) при использовании заготовок с РМР поверхности (см. рис. 3, зависимость 4) объясняется его большой "маслоемкостью" по сравнению с ИМР, а также нарушением сплошности деформируемого слоя, в результате чего в очаге деформации на рабочем конусе фильеры полностью отсутствует положительная волна внеконтактной деформации (рис. 5).

Дополнительно, при предварительном выполнении РМР поверхности образцов-заготовок формируется развитая дислокационная структура, ускоряющая химические реакции.

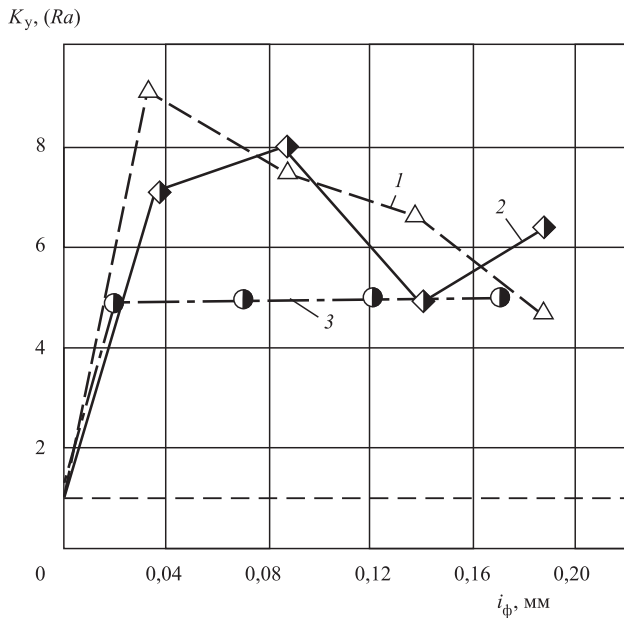


Рис. 6. Общая зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности образцов-деталей от абсолютной фактической деформации (обозначения см. рис. 3)



Рис. 7. Образцы-детали, полученные при ОПД образцов-заготовок с РМР поверхности

На рис. 6 представлена общая зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности образцов-деталей. Ее анализ показывает, что состав технологической смазки, а также способ ее применения существенно влияют на закономерности изменения данного параметра качества от абсолютной фактической деформации.

На рис. 7 показаны образцы-детали, полученные при ОПД образцов-заготовок с РМР поверхности. При этом визуально наблюдается интенсивная трансформация исходного РМР по мере увеличения абсолютной фактической деформации i_{ϕ} . Такой трансформированный исходный РМР может положительно сказаться при дальнейшей эксплуатации полученного изделия или при последующей технологической обработке таких заготовок, например резанием [13].

После построения характерных профилей деталей (рис. 8) был выполнен анализ размерно-геометрической точности и остаточной деформации.

Как следует из общих зависимостей, размерная точность — параметр ΔD_d (рис. 9) в большей степени зависит от отклонения профиля продольного сечения (рис. 10, б), а не от овальности (рис. 10, а) образцов-деталей. При этом геометрическая точность в продольном сечении (рис. 10, б) определяется фаской смятия на переднем торце образцов-детали в начале обработки (НО) и упругим волнообразным восстановлением заднего торца в конце обработки (КО) (см. рис. 8).

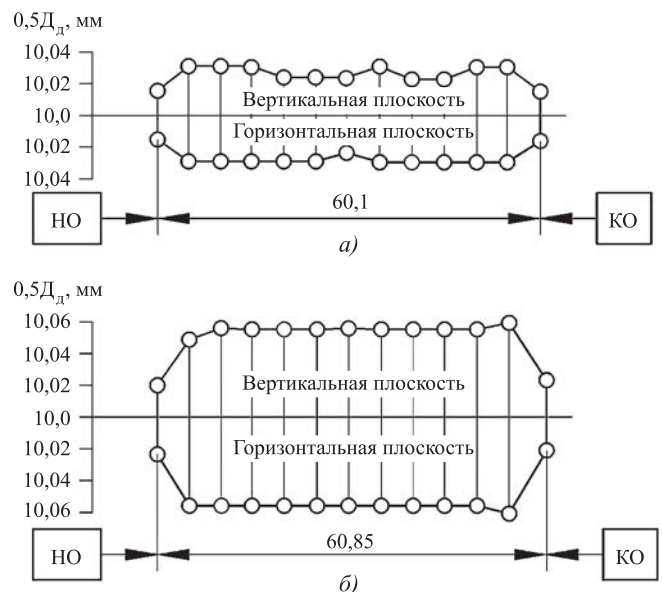


Рис. 8. Характерные профили образцов деталей после ОПД образцов-заготовок с РМР поверхности при $i_{\phi}, \text{мм}$: а — 0,065; б — 0,21

Используя данные зависимости, параметр размерной точности можно представить в виде, мкм:

$$\Delta D_d = 2(\bar{\Delta}_{\text{ов.д}} + \bar{\Delta}_{\text{п.с.д}}). \quad (1)$$

Определив по профилям образцов-деталей их средний диаметр и сравнив его с диаметром рабочего канала фильер, построим общую зависимость средней диаметальной остаточной деформации образцов-деталей (рис. 11).

Анализ этой общей зависимости показывает, что в результате упругого восстановления цилиндрической поверхности образцов-деталей вся средняя диаметральная остаточная деформация имеет положительное значение. Это в свою очередь означает, что средний диаметр образцов-деталей больше диаметра рабочего канала соответствующей фильеры. Однако более благоприятное протекание контактных процессов в случае ОППД образцов-заготовок с РМР (см. рис. 3, зависимость 4) приводит к существенному уменьшению средней диаметальной остаточной деформации (см. рис. 11, зависимость 4). При постоянстве деформируемого объема это приведет к большому относительному удлинению получаемых изделий.

Общая зависимость (см. рис. 11) позволяет скорректировать диаметр рабочего канала инструмента для получения изделия заданного размера с необходимой точностью. При этом макси-

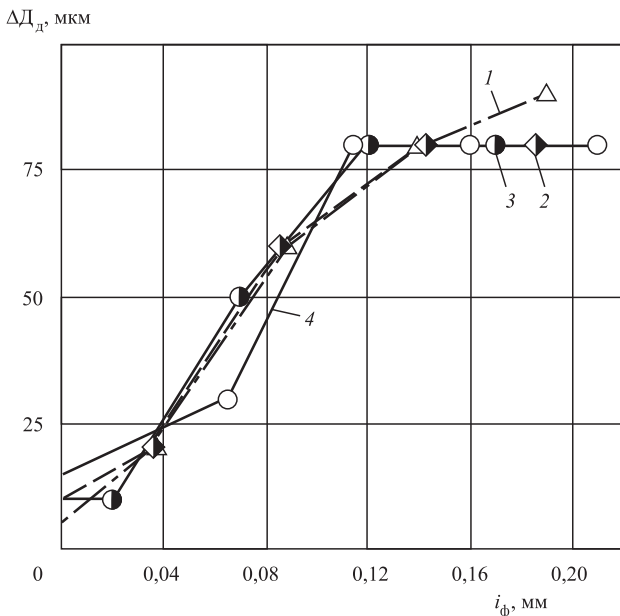


Рис. 9. Общая зависимость поля рассеяния диаметра образцов-деталей от абсолютной фактической деформации (обозначения см. рис. 3)

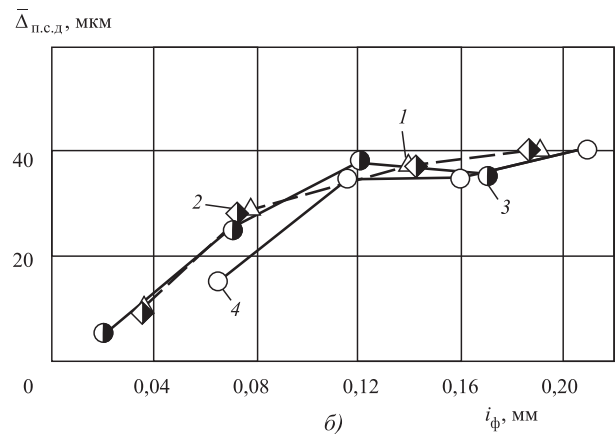
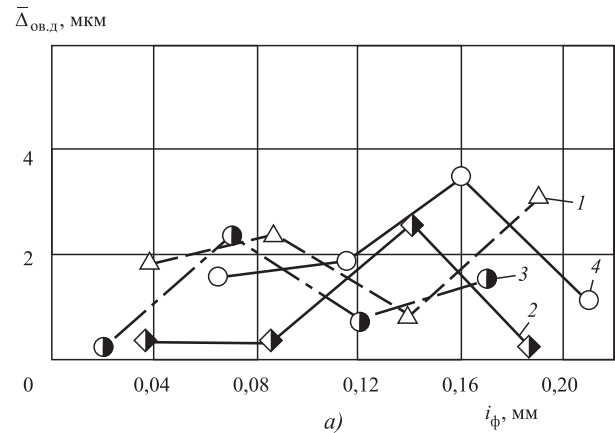


Рис. 10. Общие зависимости средней овальности (а) и среднего отклонения профиля продольного сечения (б) образцов-деталей от абсолютной фактической деформации (обозначения см. рис. 3)

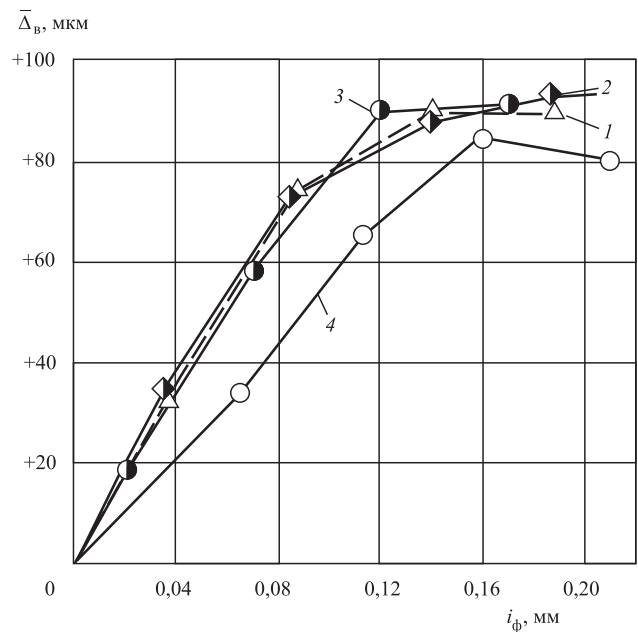


Рис. 11. Общая зависимость средней диаметальной остаточной деформации образцов-деталей от абсолютной фактической деформации (обозначения см. рис. 3)

мальный и минимальный диаметры получаемого изделия детали будут равны, мм:

$$\begin{cases} D_d^{\max} = D_{\text{л}} + \bar{\Delta}_B + 0,5\Delta D_d; \\ D_d^{\min} = D_{\text{л}} + \bar{\Delta}_B - 0,5\Delta D_d, \end{cases} \quad (2)$$

где $D_{\text{л}}$ — диаметр канала фильеры по калибрующей ленточке.

Полученные результаты расширяют информационную базу [1, 2, 5–7, 11, 12] алгоритмических процедур "систем искусственного технологического интеллекта" [8, 9, 14], используемых для целенаправленного синтеза инновационных методов охватывающей обработки [15–19].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Применение эффекта безызносности при синтезе металлоплакирующих смазок для экстремальных условий трения // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 29–33.
2. **Гаврилов С.А.** Совершенствование процесса поверхностного пластического деформирования на основе применения металлоплакирующих смазочных материалов // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2013. № 4. С. 33–39.
3. **Трибология** на основе самоорганизации // Д.Н. Гаркунов, Э.Л. Мельников, В.Г. Бабель и др. Германия: LAMBERT. 245 с.
4. **Schedrin A.V.** Combined machining of parts // Russian Engineering Research. 1997. Vol. 17. № 5. P. 63–65.
5. **Гаврилов С.А., Щедрин А.В.** Совершенствование технологий применения металлоплакирующего кондиционера в методах комбинированной обработки // Вестник машиностроения. 2012. № 6. С. 75–78.
6. **Щедрин А.В., Козлов А.Ю.** Совершенствование технологии применения металлоплакирующих смазочных материалов в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования инструментом с регулярной микрогеометрией // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 3. С. 8–12.
7. **Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Воронков В.И.** Теоретико-экспериментальное исследование охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях противодавления металлоплакирующих смазочных материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4. С. 11–15.
8. **Трибология** как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных техно-

логических объектов / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20.

9. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачева Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 6. С. 20–26.

10. **Влияние** угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 20–24.

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

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

13. **Ярославцев В.М.** Резание с опережающим пластическим деформированием: учебное пособие по курсу "Перспективные технологии реновации". М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. 46 с.

14. **Ярославцев В.М.** Разработка методологии поиска новых методов обработки и ее практическая реализация // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия "Машиностроение". 2007. № 2. С. 56–70.

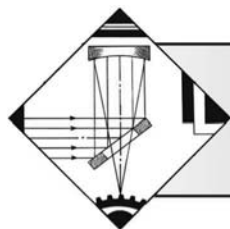
15. **Совершенствование** комбинированных методов редуцирования и прошивания / А.В. Щедрин и др. // Металлург. 2005. № 10. С. 66–69.

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

17. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А.** Перспективные методы комбинированного волочения сплошных и полых профилей // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 6. С. 51–53.

18. **Повышение** эффективности комбинированной охватывающей обработки / А.В. Щедрин, А.А. Кострюков, Н.Ю. Чихачева и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5. С. 12–16.

19. **Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Кострюков А.А.** Совершенствование охватывающего поверхностного пластического деформирования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемой заготовки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 4. С. 162–168.



УДК 621.7

Л.Е. Афанасьева

(Тверской государственной технической университет),

С.А. Третьяков, А.И. Иванова, Р.М. Гречишкин

(Тверской государственной университет)

E-mail: ludmila.a@mail.ru

Лазерное микроструктурирование поверхности стали*

Проведены экспериментальные исследования влияния водной и воздушной сред на процессы лазерного микроструктурирования поверхности стали. Показано, что при высоких частотах следования лазерных импульсов (15...30 кГц) в водной среде происходят частичное рассеивание и поглощение излучения продуктами абляции, которые не успевают удаляться потоками воды из зоны обработки. Это приводит к снижению скорости абляции по сравнению с обработкой в воздушной среде. Прецизионное микроструктурирование поверхности стали рекомендуется проводить на более низких частотах 1...5 кГц.

Ключевые слова: лазерное микроструктурирование, водная среда, воздушная среда, сталь.

Experimental studies of the effect of aqueous medium and air atmosphere on the processes of laser microstructuring of steel surface are made. It is shown that at high frequencies (15...30 kHz) of laser pulse following under aqueous medium results in increase of the radiation scattering by gas bubbles and enhancing the aquatic pollution by ablation products which have no time to be removed from the zone of processing by the flow of water. This results in absorption of the laser radiation and decreasing of the rate of ablation. For precision microstructuring of steel surface it is necessary to carry out the pulse laser processing at moderate frequencies of the order of 1...5 kHz.

Keywords: laser microstructuring, aqueous medium, air atmosphere, steel.

Введение

Технологии лазерного микроструктурирования поверхностей применяются в машиностроении, приборостроении, микроэлектронике и других отраслях [1—6]. Варьируя параметры лазерного излучения, можно изменять результаты модифицирования поверхностных слоев от локального нагрева до удаления материала в нужном объеме при лазерной абляции. Лазерная абляция представляет собой сложный физико-химический процесс удаления вещества с поверхности или из объема твердого тела, сопровождающийся формированием парогазового (пароплазменного) облака продуктов абляции, конденсацией пара, диспергированием

жидкой фазы и формированием разного рода частиц (кластеров, капель, твердых фрагментов) [7].

В хрупких материалах, например в кремнии [4, 5], лазерное облучение может инициировать образование микротрещин и разрушение поверхности до начала плавления. При многоимпульсном лазерном воздействии в поверхностном слое генерируются точечные дефекты, увеличивается количество дислокаций, возникают микротрещины и развивается хрупкое разрушение материала.

Перспективно микроструктурирование поверхностей трения и создание микрорельефа с заданным уровнем шероховатости [8, 9]. Например, с помощью импульсно-периодического лазерного излучения наносят сетку кратеров в целях повышения износостойкости. Впадины микрорельефа играют роль масляных карманов, которые обеспечивают подачу смазки в зону контакта и являются ловушками для твердых частиц, образующихся в результате износа поверхности.

Лазерную обработку в основном выполняют на воздухе или с использованием защитных га-

* Исследования выполнены при поддержке государственного задания "Обеспечение проведения научных исследований" с использованием оборудования регионального центра коллективного пользования на базе Тверского государственного университета.

зов. В работах [1, 2, 10] представлены экспериментальные данные по лазерному облучению находящихся под слоем жидкости металлов, полупроводников, керамик, полимеров. Применение водной среды эффективно для лазерной очистки поверхностей, ударной лазерной обработки, маркировки, разделения материалов. В частности, показана перспективность использования водной среды для резки постоянных магнитов [2]. Отмечается положительное влияние водной среды при лазерной обработке по сравнению с газовой средой. Вода охлаждает обрабатываемые детали более эффективно, чем газы, преобразует часть излучаемой энергии в механический импульс через испарение и плазмообразование, снижает атмосферное загрязнение отходами газов и аэрозолей.

В работе [10] проанализирован механизм лазерной абляции твердого тела под слоем жидкости и установлено, что толщина удаляемого слоя поверхности твердого тела может возрастать до трех раз по сравнению с абляцией в воздушной среде. Повышение эффективности лазерной абляции при облучении твердого тела под слоем жидкости связано с появлением ударных волн, имеющих интенсивность много большую, чем в воздушной среде. Однако этот вопрос изучен недостаточно полно.

Цель работы — экспериментальное исследование влияния водной и воздушной сред на лазерное микроструктурирование стали в зависимости от технологических параметров.

Методика эксперимента

Исследования проводили на образцах инструментальной стали марки Р6М5 (ГОСТ 19265—73) после закалки и трехкратного отпуска. Поверхность образцов предварительно шлифовали и полировали алмазными пастами различной зернистости. Лазерное микроструктурирование выполняли в импульсно-периодическом режиме с помощью установки ML-7320С компании MIYACHI (Нидерланды) с лазером на активном иттербиевом волокне с диодной накачкой, центральная длина волны излучения 1065 нм. Облучение поверхностей образцов проводили на воздухе и в водной среде на следующих режимах: диаметр пятна 60 мкм, частота следования импульсов $f = 1...30$ кГц, скорость перемещения луча $v = 1...20$ мм/с, плотность мощности $3,8 \cdot 10^6$ Вт/см², длительность импульса $\tau = 100$ нс. При обработке в водной среде образцы помещали в кювету, высота уровня воды над поверхностью 4 мм.

Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа МИМ-8 и растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEOL JSM-6610LV. Для

выполнения бесконтактной профилометрии использовали интерферометр высокого разрешения, сканирующий в белом свете NanoMap 1000WLI.

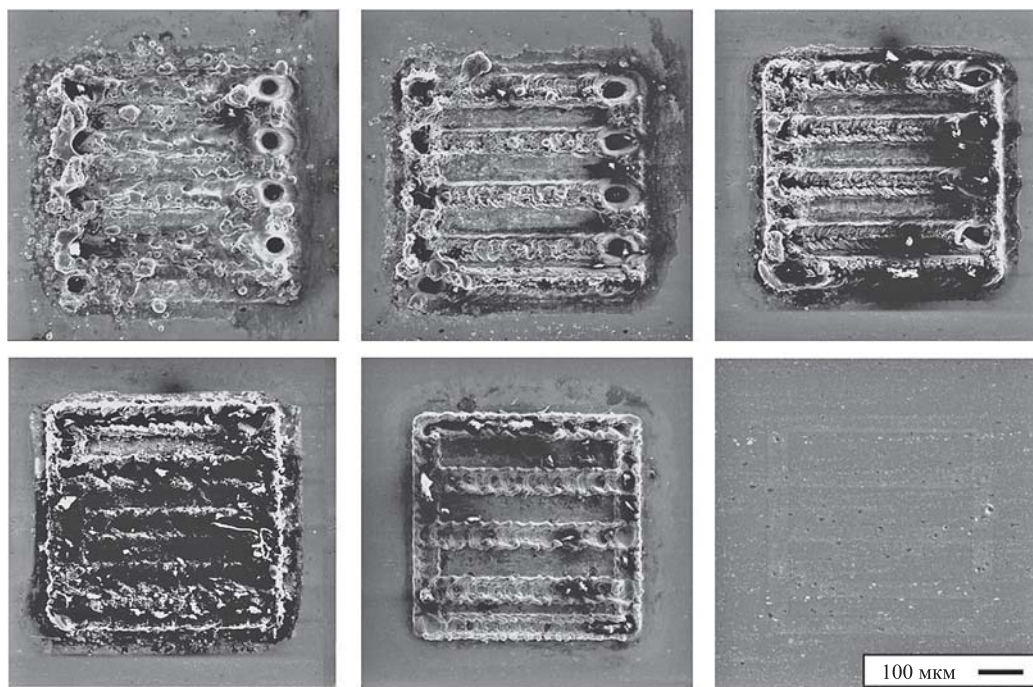
Результаты исследований и их обсуждение

РЭМ-изображения поверхности стали Р6М5, облученной лазером на воздухе и в водной среде, представлены на рис. 1. Обработку выполняли по заданной программе стратегии, заключающейся в движении лазерного луча со скоростью 10 мм/с по квадратному контуру размером 500×500 мкм, затем проводили три параллельные дорожки внутри квадрата. Первый образец получен при частоте следования импульсов $f = 30$ кГц, последующие при более низкой частоте — 20, 15, 8, 4 и 2 кГц соответственно. Лазерное облучение поверхности стали в водной среде осуществляли на тех же режимах, что и на воздухе. На рис. 2 приведены РЭМ-изображения поверхности стали, полученные при большем увеличении.

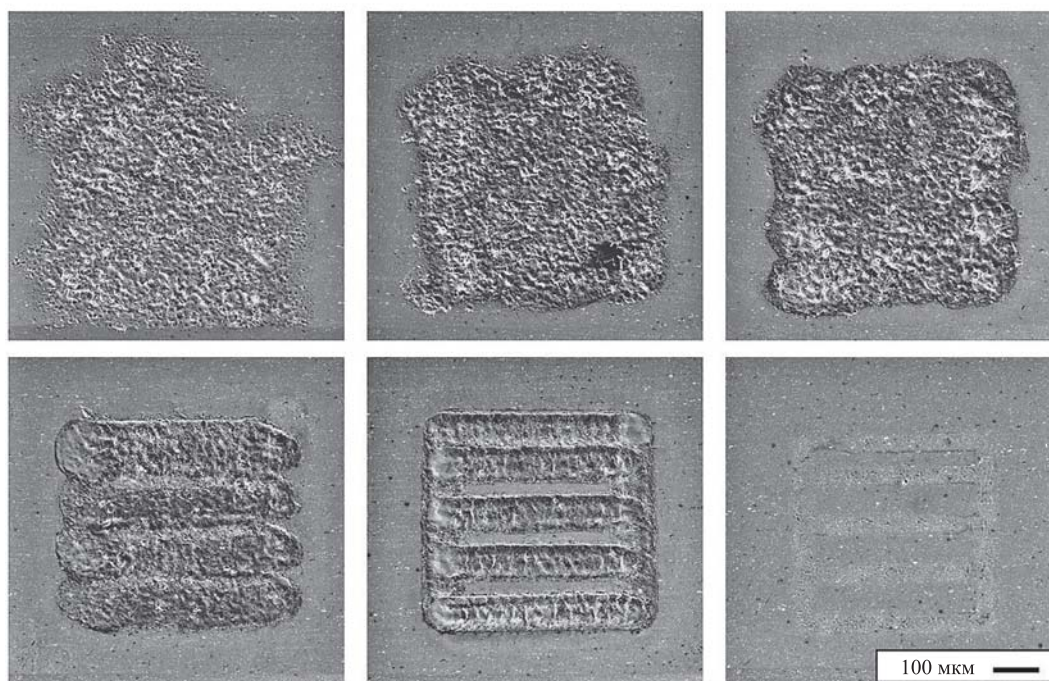
При сканировании в воздушной среде с частотами 15...30 кГц происходят интенсивное плавление, взрывное вскипание и разбрызгивание расплава. Формируются дорожки сканирования с рыхлой морфологией и множеством затвердевших капель расплава, образование которых свидетельствует о совместных механическом и сверхкритическом термическом механизмах абляции [7]. При снижении частоты следования импульсов тепловложение уменьшается. В результате лазерного облучения образуются дорожки с оплавленной и окисленной поверхностью.

Лазерное облучение поверхности стали в водной среде показало, что при высоких частотах следования лазерных импульсов происходит рассеяние излучения на образующихся газовых пузырьках и загрязнение водной среды, так как удаляемый с поверхности материал не успевает выйти с потоками воды за счет тепловой конвекции из зоны обработки. Вода становится менее прозрачной, образующиеся при обработке продукты абляции поглощают лазерное излучение, тем самым снижается скорость удаления материала с обрабатываемой поверхности, происходят расширение и искажение сканируемых линий и снижение качества обработки. Следовательно, лазерное облучение на высоких частотах следования импульсов (15...30 кГц) не привело к прецизионному микроструктурированию поверхности стали как в воздушной, так и в водной среде.

На рис. 3 представлены световые изображения микроструктурированной поверхности, полученные по измененной программе стратегии сканирования. Область поверхности размером 1×1 мм



a)



b)

Рис. 1. РЭМ-изображения микроструктурированной поверхности стали Р6М5:
a — в воздушной среде; *б* — в водной среде

обрабатывали параллельными дорожками с плотностью перекрытия линий 100 лин/мм. При облучении стали на воздухе в зоне обработки формируется квазипериодическая полосчатая структура со средним периодом 10 мкм. Обработка в водной среде дает более однородную структуру поверхно-

сти, формируется неперриодический микрорельеф. Проведены более детальные исследования модифицированных поверхностей с помощью интерферометра высокого разрешения. На рис. 4 приведены 3D-изображения микроструктурированной поверхности, на рис. 5 и 6 даны примеры профи-

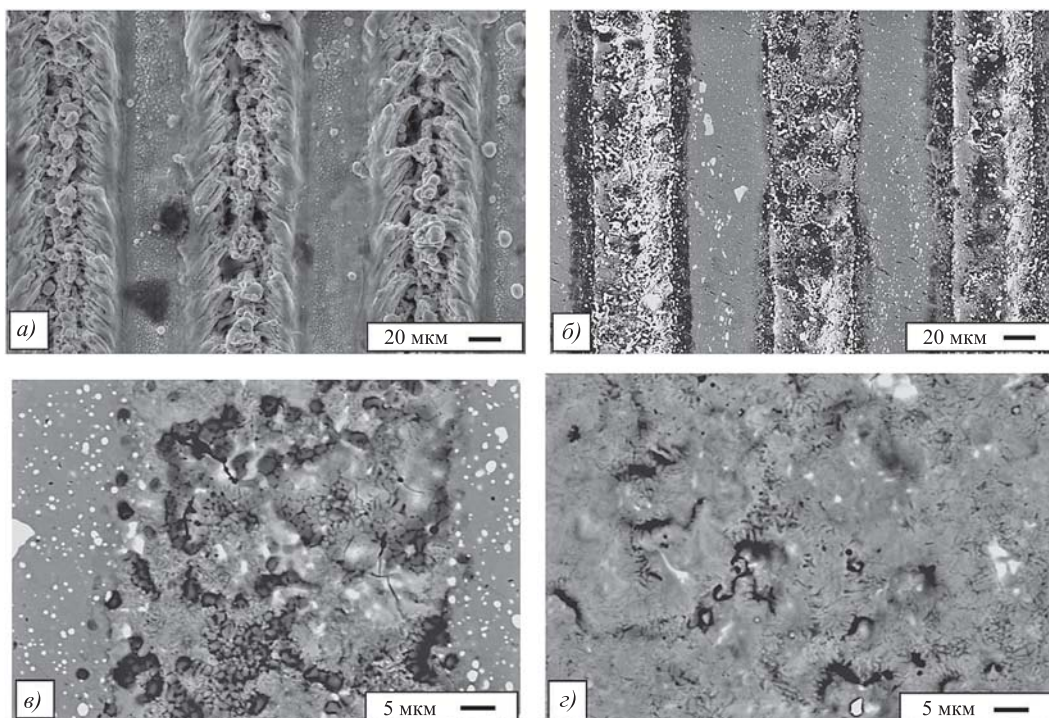


Рис. 2. РЭМ-изображения микроструктурированной поверхности стали Р6М5 на режимах обработки: в воздушной среде: *a* — $f = 20$ кГц, $v = 20$ мм/с; *б* и *в* — $f = 2$ кГц, $v = 1$ мм/с; в водной среде: *г* — $f = 30$ кГц, $v = 10$ мм/с

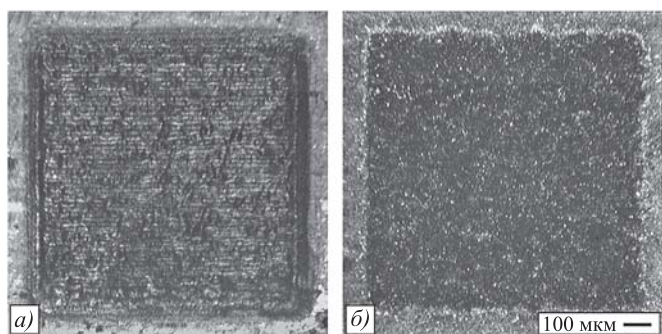


Рис. 3. Световые изображения микроструктурированной поверхности стали:
a — в воздушной среде; *б* — в водной среде

лограмм, записанных в направлениях, перпендикулярном и продольном перемещению лазерного луча. Характеристики микрогеометрии поверхностей приведены в таблице. Анализ этих данных показал, что при облучении стали в воздушной среде значения высоты неровностей профиля Rz и среднего арифметического отклонения профиля Ra зависят от направления записи профилограммы и отличаются в 3 раза для продольного и поперечного направлений. При обработке в водной среде это различие незначительно, около 10 %.

Облучение стали в воздушной среде (см. рис. 5, *a*) привело к абляции материала на глубину около 2 мкм по всей площади обработанной поверхно-

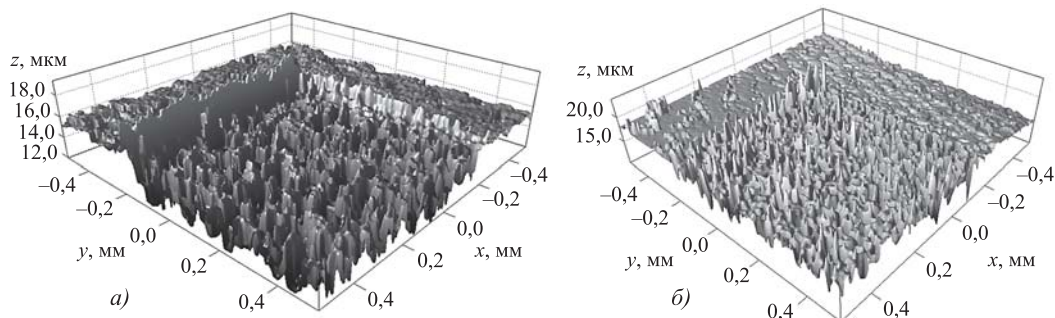


Рис. 4. 3D-изображения микроструктурированной поверхности стали:
a — в воздушной среде; *б* — в водной среде

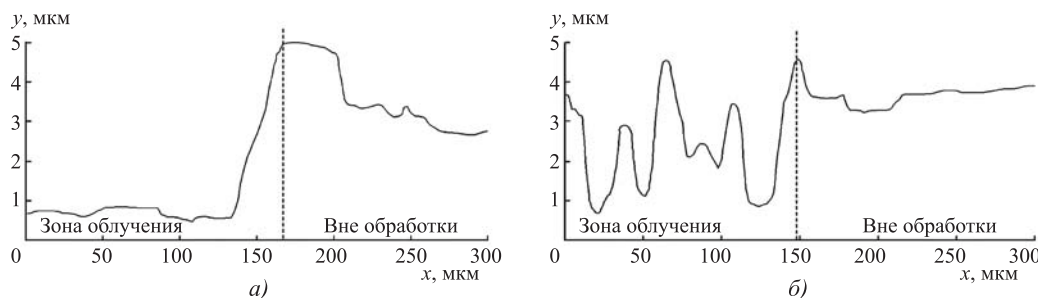


Рис. 5. Профилограммы микроструктурированной поверхности стали вблизи границы обработки (штриховая линия): а — в воздушной среде; б — в водной среде

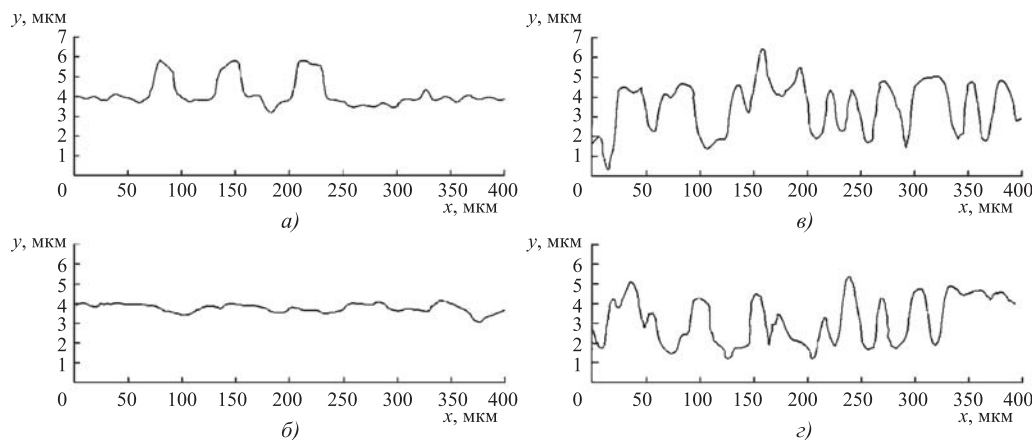


Рис. 6. Профилограммы поверхностей, микроструктурированных: в воздушной среде: а — поперечная, б — продольная; в водной среде: в — поперечная, г — продольная

сти. В то время как в водной среде (см. рис. 6, б) абляция материала произошла неравномерно, сформировалась поверхность с большими значениями высотных характеристик шероховатости.

Причина уменьшения абляции при обработке в водной среде по сравнению с воздушной та же, что и в описываемом выше эксперименте. При лазерной обработке в водной среде на высоких частотах (20 кГц) продукты абляции не успевают уйти из зоны обработки. Они поглощают и рассеивают лазерное излучение, тем самым снижаются скорость удаления материала с обрабатываемой поверхности и точность обработки.

В обзоре [7] рассмотрены некоторые тепловые и газодинамические задачи, связанные с лазерной абляцией. Известно, что лазерная абляция носит

пороговый по дозе облучения Φ , Дж/см², характер, т.е. заметное удаление вещества осуществляется лишь при условии $\Phi > \Phi_{th}$. Существует три характерных режима облучения, вызывающих допороговые процессы ($\Phi < \Phi_{th}$), абляция в непосредственной близости от порога ($\Phi \sim \Phi_{th}$) и режим развитой абляции ($2,5\Phi_{th} < \Phi < 5\Phi_{th}$). Здесь существенное влияние оказывает экранировка испаряемой поверхности парогазовым облаком продуктов абляции. Потери энергии могут достигать 40 %. Для повышения эффективности и точности лазерного микроструктурирования стали в водной среде необходимо вести обработку импульсно-периодическим лазерным излучением на низких частотах (1...5 кГц), чтобы снизить долю поглощенного лазерного излучения продуктами абляции.

Характеристики микрогеометрии микроструктурированных поверхностей

Параметр, мкм	На воздухе		В воде	
	Поперек	Вдоль	Поперек	Вдоль
<i>Rz</i>	2,35	0,70	3,96	3,42
<i>Ra</i>	0,50	0,18	1,16	1,08

Выводы

Результаты выполненных работ показали, что для прецизионного микроструктурирования поверхности стали в водной среде необходимо проводить импульсно-периодическую лазерную обработку на небольших частотах (1...5 кГц) для того, чтобы продукты абляции успевали уйти из зоны обработки с потоками воды за счет тепловой кон-

векции. При облучении на частотах 15...30 кГц вода становится менее прозрачной, происходит рассеяние излучения на образующихся газовых пузырьках, продукты абляции поглощают лазерное излучение, тем самым уменьшается скорость удаления материала с обрабатываемой поверхности, снижаются эффективность и точность обработки.

При микроструктурировании поверхности стали в воздушной среде на режимах, вызывающих интенсивное плавление, взрывное вскипание и разбрызгивание расплава, формируются дорожки сканирования с рыхлой морфологией и множеством затвердевших капель расплава, образование которых свидетельствует о совместных механическом и сверхкритическом термическом механизмах абляции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Kruusing A.** Underwater and water-assisted laser processing. Part 1. General features, steam cleaning and shock processing // Optics and lasers engineering. 2004. V. 41. P. 307—327.
2. **Kruusing A.** Underwater and water-assisted laser processing. Part 2. Etching, cutting and rarely used methods // Optics and lasers engineering 2004. V. 41. P. 329—352.
3. **Архипов В.Е., Биргер Е.М., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Поляков А.Н.** Перспективные методы модификации поверхности металлов лазерной обра-

боткой // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 12. С. 26—31.

4. **Choo K.L., Ogawa Y., Kanbargi G., Otra V., Raff L.M., Komanduri R.** Micromachining of silicon by short-pulse laser ablation in air and under water // Mater. Sci. and Eng. A 2004. 372. V. 1—2. P. 145—162.

5. **Банишев А.Ф., Павлов А.М.** Формирование структур дислокаций в приповерхностном слое кремния под воздействием лазерного излучения с микроструктурированным распределением интенсивности // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 6. С. 11—17.

6. **Вейко В.П., Дышловенко С.С.** Лазерное микроструктурирование поверхностей // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. 2001. № 4. С. 119—129.

7. **Анисимов С.И., Лукьянчук Б.С.** Избранные задачи теории лазерной абляции // УФН. 2002. Т. 172. № 3. С. 301—333.

8. **Dumitru G., Romano V., Weber H.P., Haefke H., Gerbig Y.** Laser microstructuring of surfaces for improving their tribological performance // Proceedings of SPIE. 2001. V. 4157. P. 106.

9. **Югов В.И., Афанасьева Л.Е., Новоселова М.В.** Особенности формирования структуры и микрогеометрии поверхности лазерных наплавов с использованием многоканального CO₂-лазера // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 11 (143). С. 19—22.

10. **Вейко В.П., Самохвалов А.А.** Анализ механизма лазерной абляции под слоем жидкости на основе термодиффузионной теории разрушения // Изв. вузов. Приборостроение. 2014. Т. 57. № 6. С. 54—58.

УДК 621.791.755

А.Е. Балановский, В.Г. Ву

(Иркутский национальный исследовательский технический университет)

E-mail: fuco.64@mail.ru

К вопросу моделирования процесса плазменного поверхностного упрочнения в среде Visual-Environment 8.6

Рассмотрена возможность моделирования процесса плазменного поверхностного упрочнения в среде Visual-Environment 8.6. Представлена корректировка параметров моделей и входных параметров программы для получения оптимальных результатов моделирования и проведены эксперименты на металлических образцах для проверки модели.

Ключевые слова: моделирование, плазменная закалка, плотность энергии, пятно нагрева.

The possibility of modeling of plasma surface hardening process using Visual-Environment 8.6 is considered. The adjustment of models parameters and input parameters of the program for obtaining optimal simulation results is presented and performing experiments on metal samples are performed.

Keywords: modeling, plasma hardening, energy density, heat spot.

Введение

На страницах журнала мы начали публиковать результаты исследований в области плазменного

поверхностного упрочнения металлов и обсуждать различные вопросы теории и практики [1—3]. В настоящее время достаточно полно результаты экспериментальных исследований процессов

плазменного поверхностного упрочнения для большого числа сталей и сплавов обобщены в работах [4–7]. В этих работах даны библиографические ссылки на практически все работы, связанные с плазменным поверхностным упрочнением металлов за период 1950–2014 гг. В работе [8] рассмотрены теоретические и прикладные вопросы нагрева стали и чугуна сканируемой воздушно-плазменной дугой в целях термической и химико-термической обработки. Приведены концептуальные положения процесса нагрева металлов источниками концентрированных потоков энергии, выполнен теплофизический анализ нагрева сканируемой дугой.

Новые результаты о влиянии скорости нагрева при плазменном поверхностном упрочнении на размер зерна аустенита [9], о геометрических размерах пятна нагрева [10] в рамках предложенной нами концепции исследований [2, 3] также были опубликованы в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия". Появились новые области применения плазменного поверхностного упрочнения: модифицирование и легирование [11], рафинирование [12] поверхностного слоя металла, комплексные технологии получения композиционного материала "металлизационное покрытие — основа" под воздействием высококонцентрированного плазменного источника нагрева [13, 14]. В работе [15] дан краткий анализ теоретических и практических работ в области плазменного упрочнения металлов.

В то же время надо признать, что с момента публикации работ [1–3] научная общественность пока никак не откликнулась на широкую дискуссию в этом направлении. При этом если посмотреть на сайте eLIBRARY.ru (сайт журнала "Упрочняющие технологии и покрытия"), то данные статьи [1–3] активно просматриваются заинтересованными читателями и размещаются в подборках, но научного дискурса пока нет. Мы приглашаем всех заинтересованных специалистов принять участие в формировании основ теории плазменного поверхностного упрочнения металлов и сплавов и продолжаем расширять перечень вопросов, требующих научного обсуждения.

По нашему мнению, неосвещенными остались вопросы математического моделирования при плазменном поверхностном упрочнении. В этой области известны работы [4–8, 16–24], где представлены теоретические подходы к описанию тепловых процессов и предложены математические модели процесса плазменного упрочнения для различных деталей машин и инструментов. В большинстве случаев представленные мате-

матические модели не подходят для производственного применения по следующим причинам: низкая точность в широком диапазоне варьируемых параметров режимов поверхностного упрочнения, невозможность учесть реальные условия плазменного источника нагрева (дуга или струя). Последний случай принципиален, так, например, количество теплоты, вводимое в поверхностный слой металла, влияет не только на ширину и глубину дорожки упрочнения, но и на процессы структурообразования в упрочненном слое [1–3].

Для практического применения интересны математические модели, обобщающие экспериментальные данные, которые получают в форме уравнения регрессии или в виде степенных зависимостей. Например, в работе [21] установлено влияние параметров режима плазменной закалки (по мере ослабления их влияния) на: *эффективную мощность сжатой дуги* — это ток сжатой дуги, диаметр плазмообразующего сопла, расход плазмообразующего газа и расстояние между соплом и изделием; *напряжение сжатой дуги* — это диаметр сопла, ток сжатой дуги, расстояние от среза сопла плазмотрона до изделия и расход плазмообразующего газа. Наибольшее влияние на степень упрочнения, по мнению автора, оказывают скорость обработки и сила тока, так как они позволяют регулировать скорости нагрева и охлаждения [21]. Автор считает, что полученные закономерности могут использоваться в алгоритмах выбора режимов закалки и управления процессом в реальном времени.

В работе [22] предпринята попытка описать распределение температур в композиционном материале "металлизационное покрытие — основа" под воздействием высококонцентрированного плазменного источника нагрева в целях оптимизации параметров режима обработки пористого металлизационного покрытия на основе железа. Теплофизические характеристики покрытия определяли по его химическому составу. Уравнение теплопроводности решали методом прогонки в пакете MathCad 1.

Для оперативного расчета параметров поверхностного упрочнения модели, представленные в работах [21, 22], могут быть достаточно точными (~ 8...10 %) применительно к данной конструкции плазмотрона [21], однако их более широкое применение для других конструкций плазмотронов [4–8] с другими техническими параметрами требует дополнительного набора экспериментальных данных [23]. Возможно, что для плазмотронов, работающих в режиме струи или на токе обратной полярности, установленное влияние па-

раметров режима плазменной закалки [21] будет существенно отличаться.

Известно, что чем больше входных параметров, тем больше необходимо экспериментальных данных [4]. Задача построения математических моделей, определяющих взаимосвязь параметров поверхностного упрочнения (глубина, ширина упрочненного слоя) с режимами упрочнения (мощность плазменной дуги, скорость упрочнения, диаметр сопла и т.д.), на основе регрессионных зависимостей, не отражающих физику реальных процессов передачи и распространения тепла в поверхностном слое металла [24], на практике сопряжено с трудностями: большим объемом проводимых экспериментов, построением математических моделей только на одном материале, низкой точностью в широких диапазонах варьируемых параметров режимов поверхностного упрочнения, проведением дополнительных экспериментов для учета особенностей пятна нагрева в зависимости от типа плазменной дуги или струи.

Предпринимались попытки разработать математические модели для оценки тепловых процессов при нагреве изделий клиновидной (острозаточенной) формы, при шлифовании и лазерном упрочнении режущих кромок инструмента и т.д. Однако из-за сложности описания геометрической формы деталей и протекания физико-химических процессов, сопровождающих поверхностную термическую обработку, математическое моделирование имеет низкую адекватность и не получает широкого распространения [23] как инструментарий инженера-технолога при отработке реального технологического процесса упрочнения изделия. Более удобными в этом случае являются решения дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной постановке [16–20]. Применительно к плазменному упрочнению такие модели представлены в работе [16].

Традиционно в большинстве случаев поверхностного упрочнения концентрированными источниками энергии применение аналитических исследований основано на методах аналитического описания температурных полей, разработанных Н.Н. Рыкалиным [25]. В основном используются схемы подвижных источников нагрева, что позволяет упростить модели распространения теплоты от реальных источников [26, 27]. Математическая структура моделей тепловых источников должна, по мнению авторов работ [28–30], по крайней мере, приближенно отражать явления, протекающие в сварочной ванне (распределение плотности мощности реального источника, конвекция и т. д.). Неизвестные параметры источни-

ков могут быть установлены при использовании экспериментальных данных и многомерной оптимизации [27].

В настоящее время широко используют следующие модели объемных источников: сферический, двойной эллипсоидный и их модификации, конический и другие источники теплоты [25–30]. Однако аналитические описания температурных полей, создаваемых подвижными распределенными и сосредоточенными источниками нагрева, могут обеспечить удовлетворительную точность только при использовании экспериментальных данных, прежде всего по КПД плазменной дуги и коэффициенту сосредоточенности для распределенного источника нагрева.

Эти дополнительные параметры усложняют модель и для их определения необходимо проведение экспериментов для конкретных условий технологического процесса поверхностного упрочнения. При этом возникает необходимость прецизионного определения поля температур [31], градиентов температуры и скоростей охлаждения в поверхностном слое деталей, т.е. надо знать набор параметров, не поддающихся инструментальному измерению, поскольку длительность процессов достижения пика температур и скоростей охлаждения составляет десятые и сотые доли секунды. Чисто аналитическое решение соответствующей задачи теплопроводности не позволяет учитывать зависимость коэффициентов теплопроводности отдельных фаз (аустенита, перлита, бейнита, мартенсита) от температуры, а этот фактор важен, поскольку прецизионное определение скорости охлаждения металла требует учета указанной зависимости.

В работах [31, 32] проведен анализ термонапряженного состояния изделий, подвергаемых обработке с использованием концентрированных источников нагрева. Высказано мнение, что разработчики математических тепловых моделей неизбежно сталкиваются с необходимостью учета процессов структурообразования, что вносит дополнительные осложнения в постановку задачи.

В целом применение известных моделей в нелинейной постановке на инженерном уровне может быть затруднено, так как для их решения необходимо использование численных методов. Схематическое представление о построении "идеальной" математической модели применительно к плазменному поверхностному упрочнению представлено на рис. 1. Деформационная задача должна учитывать напряжения, деформацию и наведенную пластичность, вызванные фазовым превращением. Взаимосвязь между температурной

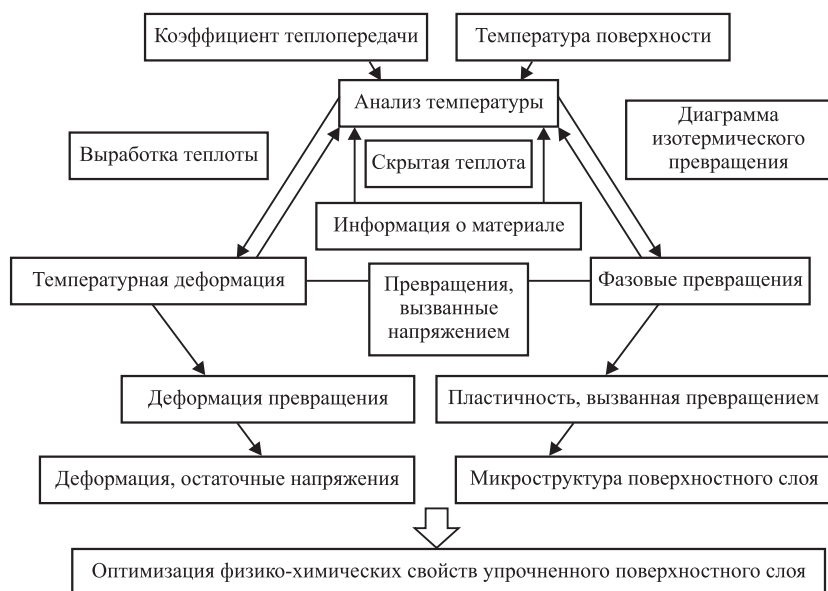


Рис. 1. Схематическое представление "идеальной" математической модели для поверхностного упрочнения металлов

задачей и фазовым превращением осуществляется через термокинетическую диаграмму распада аустенита.

Известно, что при моделировании теплового источника с использованием численных методов для определения температурного поля наиболее широко применяют методы конечных элементов (МКЭ) и методы конечных разностей (МКР) [19, 20, 26, 27, 30–32]. В отличие от моделей, основанных на классической теории тепловых полей, такие модели обладают рядом преимуществ: теплофизические свойства материала задаются функцией от температуры, возможны решение контактных тепловых задач и выбор необходимой точности расчета варьированием параметров конечно-элементной сетки модели. Применительно к плазменному поверхностному упрочнению таких моделей очень мало. В дополнение к приведенному выше важно отметить существенное обстоятельство — все математические модели поверхностного упрочнения металлов, разработанные различными авторами [4–8, 16–22], недоступны для широкого использования, так как являются локальной и индивидуальной разработкой того или иного автора (выполненные с использованием неизвестного для нас языка программирования или пакета прикладных программ), не предназначены для трансфера как по объективным, так и субъективным причинам.

В то же время известно, что получение металлов с заданным уровнем механических свойств и параметрами структуры остается насущной зада-

чей современного металлургического производства [33]. В работе [34] представлены краткие аннотации более 458 работ, посвященных математическому моделированию различных стадий металлургического производства как отечественных, так и зарубежных авторов. Так, например, в разделе внепечная обработка приведено большое количество работ, из которых можно сделать вывод, что одним из направлений производства металлургического проката можно считать управление структурой и повышение комплекса свойств не за счет легирования, а за счет управления параметрами термомеханической обработки.

Большинство современных исследований в области металлургического производства проводятся с помощью CAD- и CAE-программ. Как правило, CAD- и CAE-программы используются совместно, что позволяет охватывать больший спектр исследуемых задач и применять комплексный подход к их решению. В настоящее время актуальны разработка и создание моделей полного технологического цикла производства металлопродукции. Многие научные группы для исследования технологических процессов обработки металлов активно применяют компьютерное моделирование с использованием современных коммерческих программных комплексов, которые основаны на методе конечных элементов (МКЭ): ABAQUS, MSC/MARC, LS-DYNA, DEFORM 3D, QFORM. Таким образом, современная тенденция заключается в том, что нам предлагается не самим создавать локальные математические модели для описания процесса плазменного поверхностного упрочнения, а пользоваться универсальными программными продуктами. Какие положительные и отрицательные моменты есть в этой тенденции применительно к плазменному поверхностному упрочнению металлов, разберемся в данной статье.

Краткий анализ основ математического моделирования для традиционной термообработки

Для традиционных способов термической обработки металлов на стадии производства мощными инструментами исследования являются сквозное моделирование процессов структуро-

образования при горячей деформации и расчеты с помощью таких моделей [33, 34]. Известно, что для корректного назначения режима термообработки необходимо иметь представления о температурах фазовых превращений в материале, а также часто о составе фаз при различных температурах. Имеющиеся в настоящее время микроструктурные модели технологии производства листов и другой продукции из стали обычно создаются на макроуровне, т.е. микроструктура описывается с помощью набора параметров, таких как размер зерна, доля рекристаллизованных зерен, доля превратившегося материала. Однако достоинство компьютерных технологий моделирования делает возможным стандартно проводить моделирование на мезоуровне (атомном уровне) [34].

По мнению большинства разработчиков программных продуктов [34], используя методологию иерархии макро- и мезоуровней, реальная микроструктура может быть предсказана точнее, чем средняя величина, которая обычно используется в традиционных моделях для характеристики структуры. Важность этой стратегии моделирования обусловлена пониманием того, что свойства материала могут заметно зависеть от морфологии и пространственного распределения микроструктурных составляющих. Разработчики при создании программных продуктов исходят из того, что превращение аустенита на стадии нагрева и охлаждения играет основную роль в формировании конечной структуры проката. С учетом этого фактора большинство моделей кинетики распада аустенита позволяют предсказывать процессы в низко- и среднеуглеродистых сталях с ферритно-перлитной структурой.

Обычно в программных продуктах ABAQUS, MSC/MARC, LS-DYNA, DEFORM 3D, QFORM используется подход Джонсона—Мела—Аврами—Колмогорова. Это уравнение использовано в многочисленных работах [34] для успешного описания формирования феррита, перлита и бейнита в процессе термической обработки. Для феррита и перлита наблюдается хорошее совпадение результатов моделирования, так как расчет основан на большом количестве экспериментальных данных. Сложнее ситуация при моделировании образования структур бейнита и мартенсита, где модельные представления не всегда совпадают с экспериментальными результатами.

Для мартенситного превращения используется модель Койстинена—Марбургера [35]. В случае формирования бейнитной структуры ее доля определяется путем вычитания из 100 % количества продуктов диффузионного и мартенситного

превращений. Это обстоятельство связано с тем, что до сих пор не создана достаточно простая модель формирования продуктов промежуточного превращения — бейнита, игольчатого феррита (видманштеттского феррита), а существующие модели, например Бхадеша [36], пока не нашли своей реализации в пакетах численного моделирования. В то же время Бхадеша [37] считает, что образование бейнитных субъединиц (sub-units) имеет все признаки автокаталитической реакции. Надо напомнить, что автокатализом называется явление, когда каталитическое действие на реакцию оказывает какой-либо из ее продуктов (в случае бейнитной реакции — это углерод). Для автокаталитической реакции характерно, что процесс идет при возрастающей концентрации катализатора. Поэтому скорость автокаталитической реакции в начале реакции возрастает и лишь на более глубоких стадиях начинает падать в результате убыли концентрации исходных веществ, поэтому кинетическая кривая для продуктов автокаталитической реакции имеет S-образный характер.

В настоящий момент с развитием сферы программного обеспечения имеется возможность полностью (по мнению разработчиков) моделировать процессы сварки и термообработки. В промышленности наиболее распространенными и доступными являются современные программные продукты: SYSWELD и VISUAL-ENVIRONMENT, ANSYS, NASTRAN, MARC, SIMTERM, DANTE, MSC.MARK, ABAQUS, SOLIDWORKS. Использование данных программ позволяет экономить время и ресурсы при выборе необходимых операционных параметров для различных технологических процессов и сделать предварительные выводы об эффективности предлагаемых мер. В то же время надо понимать, что для получения корректных результатов необходимо учитывать изменение структуры в процессе теплового воздействия. Проведенный анализ показал, что среди вышеперечисленных программ только SYSWELD и VISUAL-ENVIRONMENT, DANTE, SIMTERM имеют возможность моделировать структурное превращение. По принципу моделирования процессов термообработки программные продукты DANTE и SIMTERM практически аналогичны программам SYSWELD и VISUAL-ENVIRONMENT, но не имеют модуля расчета режимов сварки, а также данные программы не могут моделировать процесс поверхностного локального упрочнения (плазменная поверхностная закалка).

В данной работе рассмотрено применение инженерного пакета Visual-Environment 8.6 для моде-

лирования процесса поверхностного упрочнения с учетом выбора постоянных параметров для данного типа обработки, так как численные расчеты дают информацию только для задач с определенными значениями всех постоянных параметров режимов упрочнения.

Отличительной особенностью Visual-Environment 8.6 является учет при моделировании двух задач: фазовых превращений и пластических деформаций, что позволяет максимально приблизить результаты моделирования к реальным физическим характеристикам процесса поверхностного упрочнения.

Здесь внесем ясность — мы не являемся апологетами данного программного продукта. Дело в том, что к запуску нового гражданского самолета М-21 для изготовления авиационных конструкций в режиме сверхпластичной формовки (СПФ), совмещенной с диффузионной сваркой (СПФ/ДС), в наш университет была поставлена установка формообразования титановых панелей французской фирмы АСВ и в качестве дополнительного продукта — программный продукт для моделирования процессов сварки Sysweld (ESI Group, Франция).

Установку сверхпластичной формовки, совмещенной с диффузионной сваркой, запустили в производство, а программный продукт для моделирования процессов сварки Sysweld нет. Как выяснилось, Sysweld не подходит для моделирования процессов диффузионной сварки, так как никто не знает, как им пользоваться, да и машиностроителям авиационного профиля он не нужен, поскольку они используют другие программные продукты.

Краткое описание программного продукта

Подробное описание программных продуктов Visual-Environment и Sysweld есть в открытой печати как в бумажном и электронном виде, так и в виде фильмов, размещенных в Интернете.

Visual-Environment и Sysweld являются продуктами ESI Group, при этом Visual-Environment имеет наглядную среду разработки, что позволяет облегчить процесс построения модели и ввода данных для различных моделей. Если для Sysweld конечно-элементная сетка формируется с помощью внешней программы и импортируется в окончательном виде, то в программном продукте Visual-Environment геометрия обрабатываемой поверхности и конечно-элементная сетка строятся в одной и той же среде. С помощью Visual-Environment можно осуществить всю цепочку

компьютерного моделирования различных физических процессов от импорта CAD-модели до постановки задачи и обработки результатов в единой среде. Visual Weld представляет собой модуль, предназначенный для моделирования коробления деталей после сварки, распределения тепловых полей, остаточных напряжений и фазовых структур после сварки. Возможно моделирование различных источников тепловой энергии при сварке, а также моделирование однопроходной и многопроходной сварки.

Программный продукт Sysweld содержит несколько модулей: Welding Wizard — моделирует все физические процессы, происходящие во время сварки; Heat Treatment — моделирует все физические процессы, происходящие во время термообработки; Sysweld Assembly — модуль сборки, используемый для моделирования сборки и сварки больших конструкций. Он оперирует переданными из предыдущих модулей величинами (поля напряжений и деформаций) для создания единого напряженно-деформируемого состояния (НДС) всей конструкции. В основе программного обеспечения — взаимодействие пяти модулей: термический и металлургический анализ, электромагнетизм, диффузия и выделение вторичных фаз, анализ механических свойств.

Для расчета различных фазовых превращений в сталях используют уравнения Колмогорова—Джонсона—Мела—Аврами, Коистинена—Марбургера, модель Леблота, а также термокинетические и изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Программное обеспечение позволяет проводить моделирование вручную по предложенному программой шаблону или автоматически. Результаты могут быть представлены в виде графиков, диаграмм, числовых значений. Программа позволяет оценить остаточную деформацию, минимизировать остаточные напряжения, учесть влияние геометрии материала, оптимизировать процесс сварки, термообработки, оценить фазовые превращения, анализировать влияние активного источника теплоты. Источник теплоты моделируется в зависимости от значения объемной плотности энергии Q , приложенной к элементам, расположенным на траектории перемещения источника теплоты.

Разработчики Sysweld предлагают пользователю три предварительно созданные формы источников теплоты: Double ellipsoid (двойной эллипсоид); 3D-conical Gaussian (конический источник); 2D-Gaussian (поверхностный источник). Объемный источник теплоты, заданный двойным эллипсоидом, предназначен для моделирования

сварочных процессов с присадочным материалом: MIG, TIG сварка, сварка под слоем флюса. Для задач поверхностной закалки рекомендуется поверхностный источник теплоты (2D-Gaussian).

Основные вопросы, требующие внимания экспериментатора при моделировании

Известно, что основным вопросом при моделировании процесса сварки, поверхностной термообработки является описание источников теплоты [25–30]. В программе Visual-Environment для различных типов сварки предлагаются, как указано выше, три формы источников теплоты: модель двойного эллипсоида Голдака (Double ellipsoid), конический источник (3D-conical), поверхностный источник (2D-Gaussian). При этом поверхностный источник (2D-Gaussian) особенно подходит для моделирования процесса поверхностного упрочнения [4, 6, 25]. Поверхностный источник в программе Visual-Environment описывается формулой

$$q(x, y) = q_0 \exp\left[-\frac{x^2 + y^2}{r_0^2}\right] \quad (1)$$

или

$$q(x, y) = q_0 \exp\left[-\frac{r^2}{r_0^2}\right], \quad (2)$$

где q_0 — удельный тепловой поток; x, y — координаты точки A на расстоянии от центра пятна нагрева, см; r_0 — радиус пятна нагрева, см.

Коэффициент сосредоточенности в программе Visual-Environment равен:

$$k = 1/r_0^2. \quad (3)$$

Мы уже частично рассматривали этот вопрос в работе [10], в данной работе еще раз обращаем на это внимание. Известно из работы [25], что источник нагрева с нормальным распределением теплового потока в пятне нагрева радиусом описывается выражением:

$$q_2(r) = q_0 \exp(-kr^2), \quad (4)$$

где $q_2(r)$ — удельный тепловой поток в любой точке пятна нагрева; k — коэффициент сосредоточенности, см^{-2} ; r — расстояние; q_0 — наибольший тепловой поток в центре пятна нагрева, Вт/см^2 .

По мнению автора работы [25], "Условный радиус пятна нагрева считается расстоянием r_H , на котором удельный тепловой поток $q_2(r_H)$ равен

0,05 от наибольшего удельного теплового потока q_0 в центре пятна". Тогда k определяется формулой:

$$k = 3/r_H^2. \quad (5)$$

Для расчета в среде Visual-Environment 8.6 необходимо учитывать этот фактор. При этом если пятно нагрева определяется по определению [25], то необходимо выполнить расчет по выражению

$$r_0 = r_H/\sqrt{3}. \quad (6)$$

Проведенные исследования показали [10], что пятно нагрева при моделировании в среде Visual-Environment 8.6 оказывает существенное влияние на конечные результаты моделирования [38]. Визуализация пятна нагрева при плазменном поверхностном упрочнении по методике [20, 21] зафиксировала значительную неоднородность распределения теплоты в пятне нагрева.

На рис. 2 представлена фотография реального пятна нагрева I плазменной дугой в процессе упрочнения, через которое в поверхностный слой вводится практически вся теплота. Объекты в центре пятна — анодные пятна. В районе анодных пятен цвет белый (насыщенный), а контуры самого пятна ярко-желтые. Далее следует темная область до первого ярко-красного кольца. Следом опять темная область до второго ярко-красного кольца (2), которое является границей общего

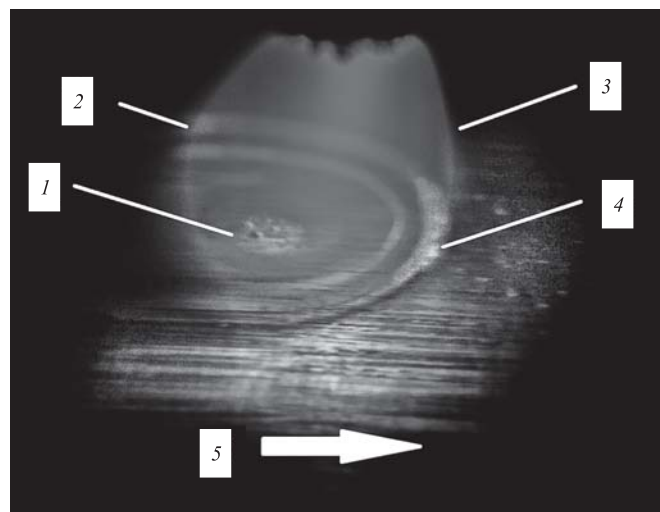


Рис. 2. Пятно нагрева плазменной дуги в процессе движения по поверхности металла:

I — истинное пятно нагрева; 2 — граница общего пятна нагрева; 3 — столб плазменной дуги; 4 — бегущие вперед тепловые пятна на границе общего пятна нагрева; 5 — направление движения пятна нагрева при плазменном упрочнении

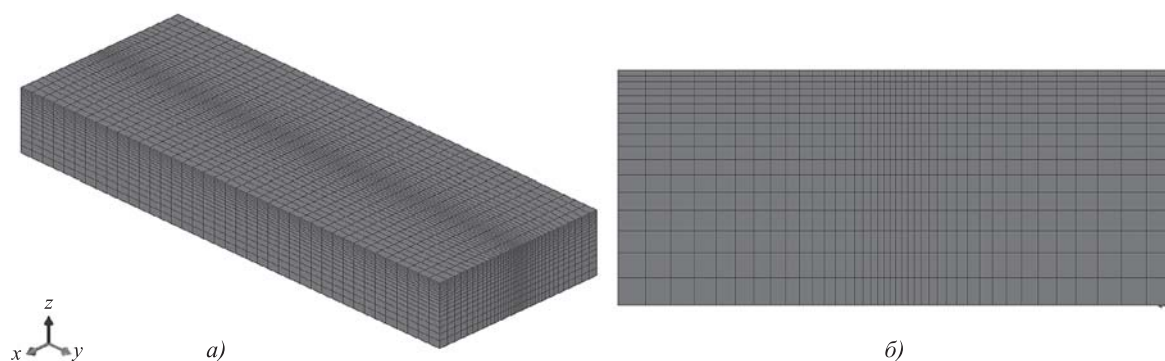


Рис. 3. Модель образца:
 а — 3D-модель; б — вид сбоку

пятна нагрева. Далее зафиксировано новое явление (предположительно имеющее электрическую природу), которое ранее никем не отмечалось, — бегущие вперед отдельные тепловые пятна 4 (ярко-красного цвета) по границе общего пятна нагрева, по всей видимости, осуществляют предварительный нагрев металла и в дальнейшем в этом месте происходит формирование истинного пятна нагрева. Эта гипотеза требует экспериментального подтверждения, и пока мы не будем подробно на этом останавливаться. Все эти факты послужили основанием для разработки новой методики определения пятна нагрева [10] в целях обеспечения корректного моделирования в среде Visual-Environment 8.6.

Следующий момент, на который необходимо обратить внимание при отработке калибровочных процедур, используемых в среде Visual-Environment, связан с выбором коэффициента полезного действия (КПД) источника нагрева, так как от этого будет зависеть скорость нагрева и охлаждения в расчетной модели и, как следствие, структурные превращения, остаточные напряжения и деформации. КПД источника нагрева определяется конструктивными особенностями плазмотрона. При калибровке данных с различными значениями КПД проведены численные и физические эксперименты с использованием плазмотрона ПДУ-1 [38]. Плазмотрон работает на аргоне, катод — вольфрамовый, подача газа — тангенциальная. Проведенный анализ полученных результатов позволил выбрать оптимальный КПД для данного типа поверхностного источника теплоты при плазменном поверхностном упрочнении. В данной работе КПД источника нагрева применительно к плазменной дуге — 0,67. Это совпадает с принятыми для плазменной дуги другими авторами [24, 25]. Важно также обратить внимание на закрепление узлов модели для оценки напряженно-деформационного состояния упрочненной детали [38].

Процедура моделирования

Работа в программе начинается с построения для конкретного изделия сетки из конечных элементов. Для проведения расчета при плазменной поверхностной закалке в среде Visual-Environment были построены геометрические модели простой формы в виде пластины и детали сложной формы — железнодорожного рельса в программе Autodesk Inventor 10 и экспортированы в виде *.igs файл. Конечно-элементные модели создавали в Visual Mesh 8.6. Результат построения сетки с помощью Visual Viewer 8.6. и 3D-модель пластины показаны на рис. 3.

Входные параметры для моделирования: тип источника 2D-Gaussian; модель в виде пластины размером 80×40×20 мм изготовлена из стали с содержанием углерода 0,30 %. *Задаваемые параметры плазменного упрочнения:* ток плазменной дуги 60...90 А; напряжение в столбе плазменной дуги 19...26 В; скорость обработки 5 мм/с. Для оценки корректности результатов моделирования была проведена плазменная закалка при аналогичных параметрах упрочнения, как и для условий моделирования. При оценке корректности моделирования анализировали структурные превращения, протекающие по глубине упрочненного слоя, с измерением микротвердости по глубине и получения оптических и электронных фотографий микроструктур.

Результаты моделирования и их обсуждение

Результаты моделирования показали хорошее совпадение с экспериментальными данными (рис. 4) при условии расчета пятна нагрева по методике [8]. При увеличении силы тока от 60 до 90 А глубина упрочнения, на которой происходит структурное превращение, изменяется от 930 до 1083 мкм. Распределение температуры на

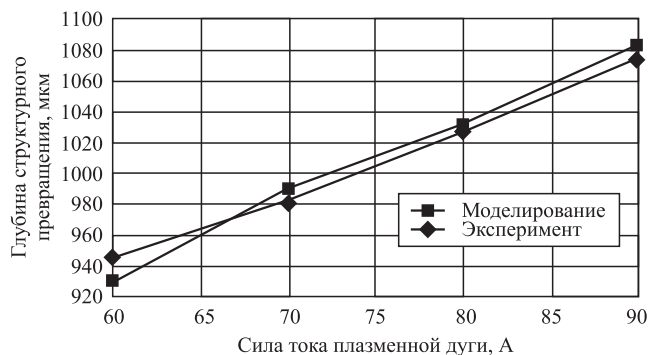


Рис. 4. Изменение глубины структурных превращений от силы тока плазменной дуги

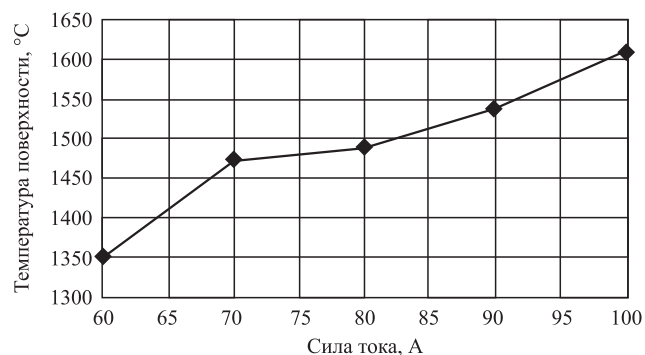


Рис. 5. Изменение температуры на поверхности в зависимости от силы тока плазменной дуги (моделирование)

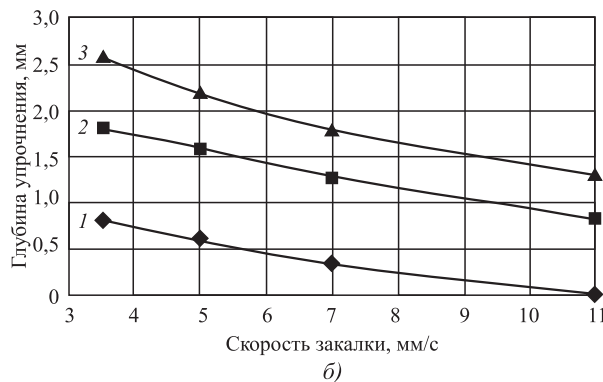
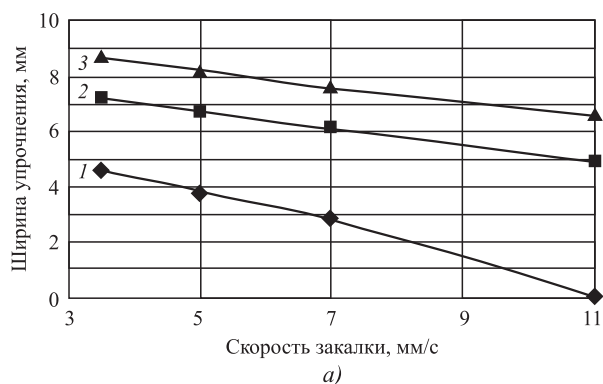


Рис. 6. Изменение ширины (а) и глубины (б) упрочненной зоны от скорости закалки при различных значениях тепловой мощности плазменной дуги, кВт:

1 — 1,2; 2 — 1,6; 3 — 2,0

поверхности образца в процессе плазменной закалки приведено на рис. 5. Видно, что с увеличением силы тока плазменной дуги при постоянстве других параметров температура на поверхности возрастает.

Второй технологический параметр, который традиционно учитывается при разработке технологии, — это скорость закалки или скорость перемещения детали или заготовки (рис. 6). Глубина упрочнения снижается при увеличении скорости закалки для различных значений тепловой мощности плазменной дуги. На рис. 7, а, показано влияние скорости закалки для различной тепловой мощности плазменной дуги на температуру на поверхности образца. Видно, что для принятых геометрических размеров модельных образцов существует два режима упрочнения: с оплавлением и без оплавления поверхности. Режим без оплавления поверхности характеризуется минимальной тепловой мощностью плазменной дуги и сильно зависит от скорости закалки. При этом геометрические размеры упрочненной зоны (глубина и ширина) также определяются скоростью закалки, т.е. длительностью процесса нагрева

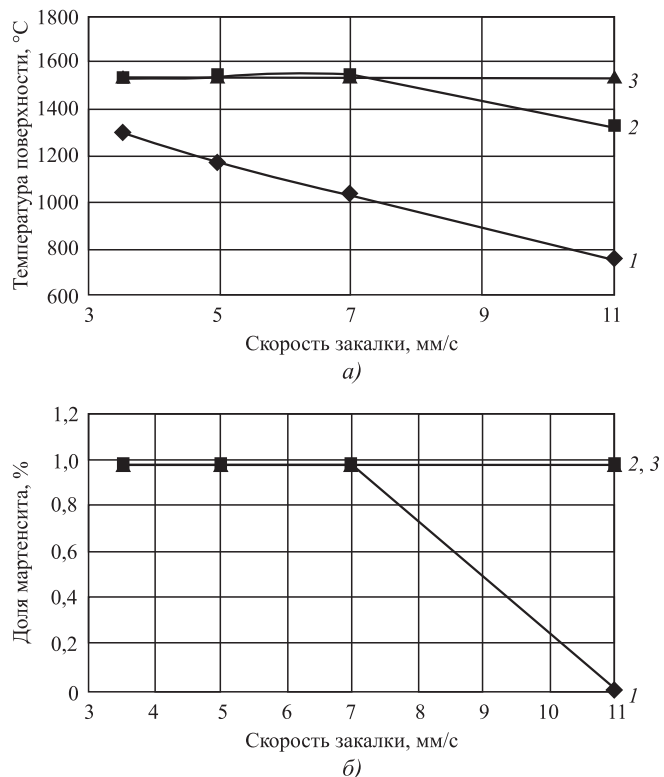


Рис. 7. Изменение температуры на поверхности образца (а) и доли мартенсита в упрочненном слое (б) в зависимости от скорости закалки при различных значениях тепловой мощности плазменной дуги:

1 — 1,2; 2 — 1,6; 3 — 2,0

единичного объема поверхностного слоя. Чем меньше длительность теплового воздействия теплового источника с фиксированной мощностью, тем меньше глубина фазовых и структурных превращений в поверхностном слое металла.

Представляет определенный интерес оценка доли мартенсита в упрочненном слое в зависимости от скорости закалки при различных значениях тепловой мощности плазменной дуги (рис. 7, б). Для представленных значений тепловой мощности плазменной дуги доля мартенсита в упрочненном слое в объеме 100 % сохраняется до скорости закалки 7 мм/с. Данная скорость закалки является пороговой величиной (или структурным маркером упрочнения) для плазменной дуги с тепловой мощностью 1,2 кВт. Превышение этого порога снижает долю мартенсита в упрочненном слое и по достижении второй критической скорости закалки (11 мм/с) полностью устраняет эффект упрочнения поверхностного слоя металла. В то же время для других значений тепловой мощности плазменной дуги (см. рис. 7, б) моделируемые скорости закалки не являются критичными с позиции процентного содержания мартенсита в упрочненном слое. Полученные результаты относятся к модельным образцам, имеющим конкретные геометрические размеры. Естественно, что для других образцов с иными геометрическими размерами следует ожидать других пороговых значений (структурных маркеров упрочнения) в зависимости от скорости.

Известно, что при плазменной закалке различают обработку с оплавлением и без оплавления поверхности детали [1]. При режиме с оплавлением поверхности можно получить большие глубины упрочнения, но после этого требуется дополнительная обработка оплавленного слоя. В режиме без оплавления поверхности эта операция не требуется, но глубина закалки меньше [4–6]. Проведенные исследования показали, что применение данной программы в реальном производстве позволяет контролировать возникновение режимов упрочнения с оплавлением и без оплавления поверхности. На рис. 5 показана максимальная температура, полученная при моделировании на поверхности при плазменной закалке (при токе 90 А $T_{\text{пов}} = 1530$ °С).

По результатам моделирования в условиях реального производства можно сделать технологический выбор. Например, если ток плазменной дуги будет больше 90 А, то это вызывает оплавление поверхности на детали. В нашем случае этот вывод подтверждается экспериментально рис. 8 (см. обложку). С позиции распределения темпе-

ратуры по глубине упрочненного слоя данный программный продукт с учетом корректировки пятна нагрева показывает хорошую корреляцию моделирования и экспериментов. Для практических целей моделирование тепловой задачи — это важный инструмент, так как позволяет не проводить трудоемких металлографических исследований для определения глубины закалки при разработке технологии плазменного упрочнения конкретного изделия. Однако надо понимать, что тепловая задача связана со структурными и фазовыми превращениями в поверхностном слое металла, и важно знать не только глубину упрочнения, но и структуру упрочненного слоя.

В данной программе имеется функция для моделирования структурного превращения. Этот программный блок отсутствует почти во всех других программных продуктах. По нашему мнению, данный программный блок в среде Visual-Environment не отражает реальную картину структурных превращений в упрочненном слое. На рис. 9 (см. обложку) показаны структуры (металлографический анализ), формирующиеся после плазменной обработки стали с содержанием углерода 0,30 % и после моделирования плазменной закалки стали. Диаграмма распределения мартенсита при моделировании показывает (см. рис. 9, левая часть выделена розовым цветом), что на глубине 740 мкм в упрочненном слое присутствует 0,996 % мартенсита. Далее содержание мартенсита снижается, а микрослои, имеющие структуру мартенсита с различной концентрацией, становятся очень тонкими. Реальная микрофотография рис. 9 (справа) показывает совсем другое распределение мартенсита. Только на поверхности упрочненного слоя наблюдается максимальное содержание мартенсита (см. рис. 9, правая часть). На глубине 100 мкм содержание мартенсита составляет 0,70 %; на глубине 350 мкм — 0,65 %, остальное относится к высокодисперсным структурам перлита (троостит, сорбит); на глубине 740 мкм — 0,10 %. После поверхностной плазменной закалки на поверхности получены мартенситные структуры (светлые участки) с микротвердостью 4000...4500 МПа и темные участки дисперсного перлита с микротвердостью 3000...3500 МПа (см. рис. 9, справа).

Для сталей с высоким содержанием углерода 0,80 % результат моделирования структурных превращений совпадает с результатами металлографического анализа. На рис. 10 (см. обложку) приведены модель плазменного упрочнения рельса (боковая поверхность подвергнута плазменной закалке) и результаты эксперимента. Согласно работам А.П. Гуляева при закалке доэвтектоид-

ной стали с температуры выше A_{c1} , но ниже A_{c3} в структуре наряду с мартенситом сохраняется часть феррита, который снижает твердость в закаленном состоянии и ухудшает механические свойства после отпуска. Такая закалка называется *неполной*. Для заэвтектоидных сталей оптимальная температура лежит в интервале между A_{c1} и A_{c3} и теоретически тоже является неполной. Однако при ускоренном нагреве наблюдаются повышение температуры превращения и смещение критических точек A_{c1} и A_{c3} в область высоких температур [1–3]. Нагрев доэвтектоидной стали, состоящей в исходном состоянии из зерен свободного феррита и перлита, выше A_{c1} имеет свои особенности при плазменном нагреве.

В интервале температур A_{c1} – A_{c3} из-за повышения температуры пластины феррита в перлитном зерне полностью превращаются в аустенит, зерна свободного феррита не успевают превратиться в аустенит, а пластины цементита полностью растворяются только при температуре выше $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. В связи с этим в момент нагрева до температуры закалки структура доэвтектоидной стали в объеме поверхностного слоя не полностью претерпела фазовое превращение в аустенитную структуру, не произошла гомогенизация аустенитной фазы. На стадии охлаждения неоднородное высокотемпературное состояние поверхностного слоя (феррит, аустенит негомогенный, цементит) охлаждается неравномерно и в результате в поверхностном слое образуется неравномерное распределение структур и фаз, что и фиксирует металлографический анализ (см. рис. 8, 9).

В программе для моделирования картина структурных превращений прописана следующим образом. В интервале температур A_{c1} – A_{c3} и выше до $T_{\text{плавл}}$ весь свободный феррит и перлит превращаются в однородный и гомогенный аустенит. При охлаждении такой структуры от максимальной температуры нагрева получается однородная структура мартенсита. Глубина распределения мартенсита связана со скоростью закалки и глубиной залегания изотермы A_{c1} . Программный продукт не учитывает влияние легирующих элементов на положение критических точек A_{c1} и A_{c3} . Следует отметить, что для легированных сталей известны случаи снижения температуры точки A_{c3} при ускоренном нагреве. Это объясняется тем, что диффузия в нижней части критического интервала приводит к обогащению α -фазы элементами, понижающими точку A_{c3} (например, Ni), или к обеднению элементами, повышающими точку A_{c3} (например, Si). Также в программном модуле Visual-Environment расчета структурного фактора

нет учета исходной структуры стали до упрочнения. Известно [16–25], что при нагревании стали с исходной структурой мартенсита за счет дисперсной структуры и более равномерного распределения углерода наблюдается ускорение процесса аустенизации.

Visual-Environment позволяет рассчитать остаточные напряжения и твердость деталей после плазменной поверхностной закалки. Появление остаточных напряжений обусловлено двумя основными причинами: неоднородным температурным полем и структурным превращением. Применение при разработке программного продукта принципа МКЭ дискретизации рассматриваемой области на совокупность конечных элементов обеспечило возможность при решении нестационарных задач осуществлять оценку и корректировку значений теплофизических характеристик и свойств материала в каждой точке конструкции с учетом ее текущего теплового состояния, а также структурного состава, сформировавшегося на предыдущих шагах решения. Как показал численный эксперимент, учет зависимости свойств материала от текущей температуры изменяет результаты расчета до 30 % [18, 19]. Использование в среде Visual-Environment пошагового метода расчета позволило обеспечить взаимосвязь трех задач (теплопроводности, структурообразования и НДС). Причем оценка НДС может проводиться не на каждом шаге решения тепловой задачи, а по достижении некоторого временного отрезка, т.е. с большими временными шагами. Это особенно важно для сокращения объема вычислений при решении задач термоупругопластичности больших объемов и высокой степени дискретизации на конечные элементы (КЭ).

Из анализа полученных результатов моделирования установлено, что по глубине упрочненного слоя зафиксировано неоднородное распределение остаточных напряжений — от сжимающих в закаленном слое до нулевых. Затем остаточные напряжения переходят в растягивающие, имея экстремум, и далее плавно уменьшаются [38]. Остаточные напряжения в центре дорожки являются суммой напряжения за счет теплового действия и напряжения от увеличения объемного эффекта при мартенситном превращении. На рис. 11, а (см. обложку), показано распределение остаточных напряжений по глубине упрочненного слоя модельных образцов из стали содержанием 0,30 % С. Видно, что в упрочненном слое формируются остаточные напряжения сжатия, а в переходном слое между упрочненным и основным металлом — остаточные напряжения растяжения. Количе-

ственные значения остаточных напряжений зависят от скорости закалки и мощности плазменной дуги (рис. 11, б). Результат моделирования совпадает с данными рентгеноструктурного анализа, проведенного в работе [4].

Для изучения процессов структурообразования в поверхностном слое при плазменном упрочнении металлов представляет интерес при помощи моделирования изучить скорости нагрева и охлаждения в зависимости от технологических параметров процесса. В работах [1, 10] установлена важная роль пятна нагрева. Показателен в этом случае результат моделирования, представленный на рис. 12, а, б (см. обложку). Данные для расчета газового пламени были взяты из работы [25, табл. 4], условный диаметр пятна нагрева 55 мм, КПД процесса газопламенного нагрева 0,85, время действия источника нагрева 8 с, наибольший удельный тепловой поток 47 ккал/(см²·с) (0,56 кВт/м²), коэффициент сосредоточенности удельного теплового пламени 0,39. Плазменный нагрев моделировали силой тока 70 А, время действия источника нагрева 2,1 с, коэффициент сосредоточенности 14,7 [10]. Видно, что при моделировании закалки газовым пламенем не удается осуществить локальный нагрев поверхностного слоя из-за низкого значения коэффициента сосредоточенности. За время нагрева газовым пламенем температура на поверхности не превышает 255 °С. Плазменная дуга нагревает металл за 2,1 с до температуры 1529 °С, при этом нагревается только поверхностный слой. Еще более показательным примером важности оценки коэффициента сосредоточенности являются результаты моделирования распределения температуры в пятне нагрева газового пламени и плазменной дуги на поверхности металла за время действия 0,21 с (рис. 12, в, г). Условный диаметр пятна нагрева пламенем превышает в 6,2 раза пятно нагрева плазменной дуги.

На рис. 13 представлены результаты моделирования влияния диаметра пятна нагрева 3,

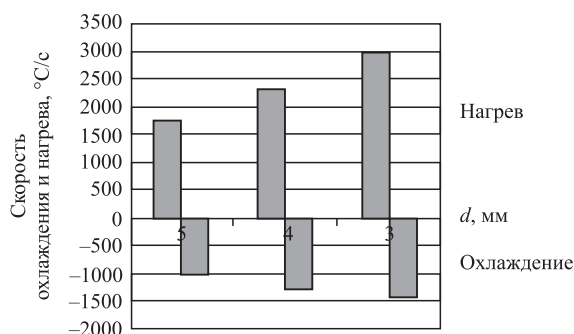


Рис. 13. Влияние пятна нагрева плазменной дуги на скорость нагрева и охлаждения

и 5 мм на скорость нагрева и охлаждения. На рис. 14 представлены результаты моделирования влияния диаметра пятна нагрева на скорость нагрева и охлаждения поверхностного слоя при различных скоростях закалки в виде сравнительной гистограммы. Режимы нагрева: сила тока плазменной дуги 70 А, напряжение на дуге 25 В, скорость упрочнения 5 и 10 мм/с, диаметр сопла плазматрона 6 мм, расстояние от среза сопла до поверхности 5 мм, КПД процесса 0,67. Полученные результаты моделирования показыва-

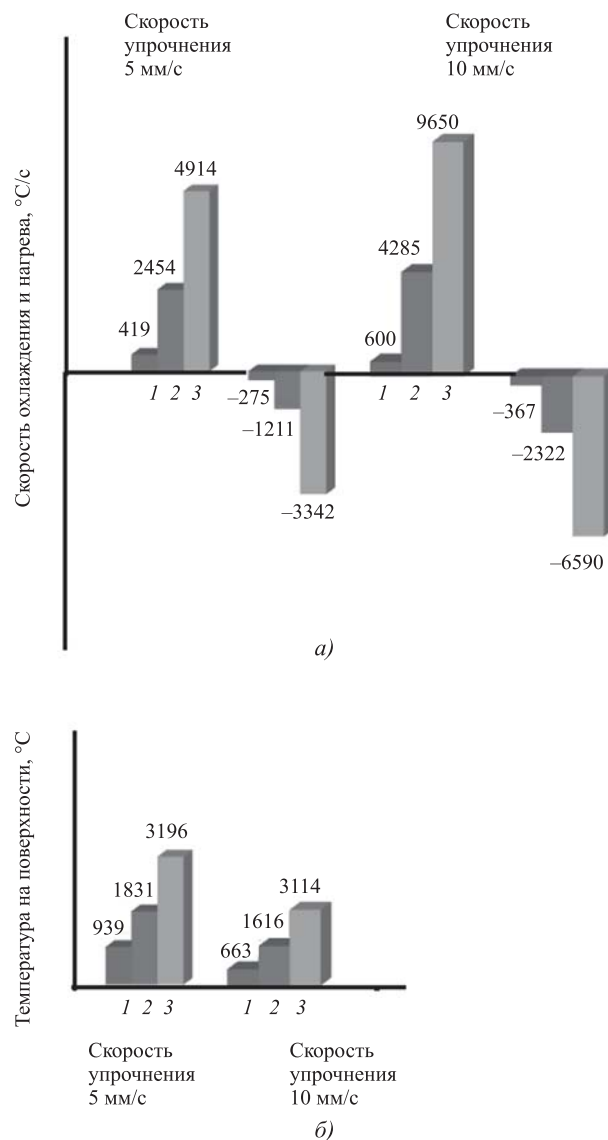


Рис. 14. Влияние диаметра пятна нагрева *d*, определенного различными методами, на скорость нагрева и охлаждения (а), температуру на поверхности (б) при различных скоростях упрочнения:

1 — *d* = 26 мм (по методу Н.Н. Рыкалина [25]); 2 — *d* = 11 мм (по методу А.Е. Балановского, В.Г. Ву [10]); 3 — *d* = 3 мм (по уточненной методике с применением высокоскоростной съемки)

ют существенную роль диаметра пятна нагрева, так как теплота от плазменной дуги вводится в поверхностный слой преимущественно через него. Представленные результаты моделирования физической сущности нагрева поверхностного слоя требуют теоретического осмысления и тщательной экспериментальной проверки. В этом направлении необходимо продолжить исследования.

Заключение

Отметим положительные и отрицательные моменты инженерного пакета компьютерного моделирования Visual-Environment 8.6 для моделирования процесса поверхностного упрочнения. Программа позволяет моделировать процесс поверхностного плазменного нагрева с высокой точностью при правильном применении типа источника (2D-Gaussian) с уточненными значениями пятна нагрева. Использование программы позволяет минимизировать затраты металлографических исследований на этапе разработки технологии плазменного упрочнения деталей машин и инструментов в части выбора основных технологических параметров. Наличие таких инженерных пакетов в научных и образовательных учреждениях позволяет с единых позиций проводить исследования и обучение процессов моделирования поверхностного упрочнения сталей и сплавов.

Отрицательной стороной данного инженерного пакета является отсутствие в пакете набора различных схем источников теплоты для поверхностного упрочнения. Так, например, в данном пакете невозможно моделировать сканирующую плазменную дугу или струю. Существенным недостатком данного пакета является неадекватное описание структурных превращений при нагреве и охлаждении, которое не совпадает с реальными превращениями в процессе плазменной поверхностной закалки. Используемая в программе концепция фазовых и структурных превращений для объемной термообработки не учитывает особенности скоростной обработки металлов концентрированными источниками теплоты.

При покупке данного инженерного пакета необходимо обратить внимание на библиотеку сталей и сплавов, имеющихся в данном пакете. Традиционно продаются пакеты с ограниченной базой сталей и сплавов (в каждом классе одна или две марки стали). Желательно при покупке инженерного пакета компьютерного моделирования Visual-Environment 8.6 вести переговоры о поставке сразу большого пакета сталей и сплавов, так как впоследствии за каждую марку стали или

сплава необходимо будет дополнительно нести затраты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Балановский А.Е.** Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов. *Обзор. Ч. 1 // Упрочняющие технологии и покрытия.* 2015. № 12 (132). С. 18–30.
2. **Балановский А.Е.** Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов. *Обзор. Ч. 2 // Упрочняющие технологии и покрытия.* 2016. № 1 (133). С. 25–34.
3. **Балановский А.Е.** Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов. *Обзор. Ч. 3 // Упрочняющие технологии и покрытия.* 2016. № 2 (134). С. 20–30.
4. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. 180 с.
5. **Коротков В.А.** Плазменная закалка. Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ, 2012. 64 с.
6. **Сафонов Е.Н.** Плазменная закалка деталей машин. Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ, 2014. 116 с.
7. **Самотугин С.С., Лещинский Л.К.** Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир, 2003. 338 с.
8. **Домбровский Ю.М.** Физические основы и технология плазменного поверхностного упрочнения // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2007. № 3. С. 14–25.
9. **Балановский А.Е.** Оценка зерна аустенита при плазменном поверхностном упрочнении среднеуглеродистых сталей // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2015. № 6 (126). С. 27–32.
10. **Балановский А.Е., Ву В.Г.** К вопросу определения размера пятна нагрева при плазменной поверхностной обработке // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2017. Т. 13. № 2 (146). С. 20–30.
11. **Балановский А.Е., Гюи В.В.** Плазменная поверхностная цементация с использованием графитового покрытия // *Письма о материалах* 2017. Т. 7. № 2 (26). С. 175–179.
12. **Гюи В.В., Балановский А.Е., Кондратьев В.В.** О поверхностном модифицировании стальных литых заготовок при плазменно-дуговом переплаве // *Металлургия машиностроения.* 2017. № 1. С. 9–15.
13. **Верхорубов В.С.** Влияние плазменного оплавления на износостойкость металлизационных покрытий системы Fe—C—Cr—Ti—Al: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.10. Екатеринбург, 2015. 123 с.
14. **Металлургические процессы при оплавлении металлизационных покрытий системы Fe—C—Cr—Ti—Al /** Неулыбин С.Д., Шицын Ю.Д., Верхорубов В.С. и др. // *Металлург.* 2016. № 11. С. 90–93.
15. **Гречнева М.В.** Краткий анализ результатов работ в области плазменного поверхностного упрочнения ста-

лей и сплавов // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2017. Т. 21. № 5. С. 10—23.

16. **Математическая** модель процесса поверхностного плазменного упрочнения стальных изделий / Кундас С.П., Марковник Д.В., Иванов Д.Г. и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 3. С. 41—47.

17. **Самотугин С.С., Муратов В.А., Ковальчук А.В.** Плазменное упрочнение инструмента кольцевой формы // МиТОМ. 1997. № 10. С. 2—4.

18. **Самотугин С.С., Нестеров О.Ю., Мазур В.А., Ананьева В.В.** Математическое описание процессов распространения тепла в инструменте сложной формы от действия плазменного источника нагрева // Вестник Инженерной академии наук Украины. 2004. № 1. С. 101—107.

19. **Самотугин С.С., Мазур В.А., Литвиненко Д.С.** Моделирование тепловых процессов при плазменном поверхностном упрочнении тонколезвийного почвообрабатывающего инструмента // Вестник СевНТУ: Серия "Машиноприборостроение и транспорт". 2012. Вып. 129. С. 194—198.

20. **Самотугин С.С., Нестеров О.Ю., Мазур В.А.** Поверхностное упрочнение инструментальных сталей и сплавов при нагреве высококонцентрированной плазменной струей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 3. С. 20—26.

21. **Христофис Б.О.** Создание алгоритмического сопровождения технологии поверхностной закалки углеродистых сталей для гибких модулей плазменной обработки: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.06. Санкт-Петербург, 2003. 168 с.

22. **Модель** плазменного нагрева композиции "металлизационного покрытия — основа" / Ю.С. Коробов, В.С. Верхорубов, С.В. Небезин и др. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2014. Т. 16. № 4 (3). С. 576—579.

23. **Коротков В.А.** Плазменная закалка // РИТМ. 2013. № 88. С. 32—35.

24. **Гинзбург Е.Г., Кобяков О.С., Геллер М.А., Парнас А.Л.** Исследование процессов микроплазменной закалки сталей // МиТОМ. 1988. № 5. С. 10—13.

25. **Рыкалин Н.Н.** Расчет тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 291 с.

26. **Абдулах В.М.** Пакет программ по расчету температурных и концентрационных полей при сварке и наплавке. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1983. 17 с.

27. **Язовских В.М.** Математическое моделирование и инженерные методы расчета в сварке. В 2 ч. Ч. 2. Тепловые процессы при сварке и моделирование в пакете MathCad. Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. 119 с.

28. **Goldak J., Chakravarti A., Bibby M.** A new finite element model for welding heat source // Metallurgical Transact B. 1984. 15B. P. 299—305.

29. **Computer Modeling of heat flow in welds** / J. Goldak et al. // Metallurgical Transactions B. 1986. 17B. P. 587—600.

30. **Ranatowski E., Pocwiardowski A.** An analytical-numerical evaluation of the thermal cycle in the HAZ during welding', Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4 // H. Cerjak (ed.). IOM Communications Ltd, London, 1998. P. 379—395.

31. **Самойлович Ю.А.** Временные и остаточные напряжения в прокатных валках при электрозакалке // Сталь. 2015. № 1. С. 51—56.

32. **Самойлович Ю.А.** Динамика структурных напряжений при поверхностной закалке стали // Изв. вузов. ЧМ. 2011. № 5. С. 39—44.

33. **Цымбал В.П.** Математическое моделирование металлургических процессов. М.: Металлургия, 1986. 240 с.

34. **Крылова Л.В.** Математическое моделирование металлургических процессов // Ретроспективный библиографический указатель (1995—2002 гг.). Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2004. 80 с.

35. **Koistinen D.P., Marburger R.E.** A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels // Acta Metallurgica. 1959. № 7. P. 59—60.

36. **Jones S.J., Bhadeshia H.K.D.H.** Competitive formation of inter- and intragranularly nucleated ferrite // Metallurgical and Materials Transact. A. 1997. 28A. P. 2005—2013.

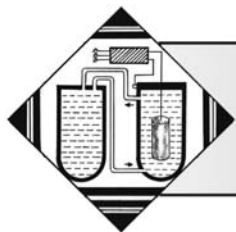
37. **Bhadeshia H.K.D.H.** Bainite in Steels // Published by the Institute of Materials. 2001. March. 460 p.

38. **Гюн В.В., Козлов В.А., Мухомедзянов С.И., Балаховский А.Е.** Исследование зависимости параметров упрочненной дорожки от скорости перемещения при плазменной закалке в среде Visual-Environment 8.6 // Материалы докладов 5-й Всерос. науч.-техн. конф. с междунар. участием "Жизненный цикл конструкционных материалов". Иркутск, 27—30 апреля 2015 г. С. 40—42.

39. **Балаховский А.Е.** Визуализация процесса нагрева и плавления металла в анодной области при дуговом разряде с неплавящимся электродом // ТВТ. 2016. Т. 54. № 5. С. 1—5.

40. **Балаховский А.Е.** Возможности цифровой визуализации процесса нагрева и плавления металла при дуговом разряде с неплавящимся электродом // Сварочное производство. 2016. № 6. С. 31—39.

41. **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.



УДК 669.243:669.054.8

А.А. Веселовский

(Южно-Уральский государственный университет)

E-mail: a_a_ves@mail.ru

Доизвлечение никеля из отвальных шлаков с использованием стальной подложки осаждения

Исследована возможность использования лежалых отвальных никелевых шлаков в качестве сырья для формирования термодиффузионных никелевых покрытий на стальных изделиях, включая исследования химического и фазового составов шлака, форм нахождения в нем включений никеля, проектирование химических процессов с их термодинамическим обоснованием, выбор реактивов и режимов насыщения. Определены химический состав и глубина полученных покрытий и кинетические параметры насыщения.

Ключевые слова: отвальный шлак, покрытия, никель.

The possibility of using of stale dump nickel slags as raw material for forming of thermodiffusion nickel coverages on steelworks, including researches chemical and phase compositions of slag, being forms in it inclusions of nickel, planning of chemical processes with their thermodynamic ground, choice of reagents and modes of satiation is studied. Chemical composition and depth of the obtained coverages and kinetic parameters of satiation are determined.

Keywords: dump slag, coverages, nickel.

Введение

Одним из перспективных направлений использования лежалых отвальных никелевых шлаков является применение их в качестве шихтовых материалов для создания термодиффузионных никелевых покрытий. Такие покрытия могут успешно использоваться для защиты от сероводородной коррозии деталей скважинного оборудования, геофизических приборов, механизмов и инструмента, применяемого для перфорации скважин [1]. Дешевизна сырьевых материалов, простота технологического процесса и недорогое оборудование прогнозируют перспективность применения данного метода не только в нефте- и газодобывающих отраслях, но и, например, в качестве консервационных защитных от атмосферных воздействий покрытий любой номенклатуры и назначения деталей при транспортировке и хранении их в открытых эстакадах. Малая толщина и твердость никелевого покрытия не оказывают влияния на работоспособность изделий, работающих в сопряжениях, а в ряде случаев оказывают положительный эффект, улучшая прирабатываемость

изделий за счет "залечивания" исходной шероховатости трущихся поверхностей.

Кроме экономических достоинств метод термодиффузионного никелирования из порошковой среды на основе лежалых отвальных никелевых шлаков имеет и технологические. К ним можно отнести возможность нанесения никелевых покрытий на сортовой металлопрокат стандартных длин, используя при этом реторту и нагревательную печь подходящих размеров, что не достигается для жидкостного способа формирования термодиффузионных покрытий [2].

Поэтому создание термодиффузионных никелевых покрытий с использованием лежалых отвальных шлаков комбинатов, производящих никель, — одно из направлений решения важной экономической задачи — утилизации металлургических техногенных образований. А простота технологического процесса и применяемого оборудования делает данный метод применимым в любых типах металлургических производств как для "лежалых" отвальных шлаков, так и для шлаков текущего периода производства.

Оборудование, материалы и методика проведения экспериментов

Исследовали складированные шлаки Южно-Уральского никелевого комбината (г. Орск, Оренбургская область), находящиеся в отвалах в настоящий момент времени.

Строение шлака и его химический состав изучали с помощью электронно-микроскопических исследований, рентгенофлуоресцентным анализом и анализом фазового состава. Электронно-микроскопические исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе Jeol JSM-7001F в режиме вторичных и отраженных электронов, были построены карты распределения элементов в шлаке и на поверхности образцов из стали 20.

Рентгенофлуоресцентный анализ осуществляли с помощью энергодисперсионного спектрометра Oxford INCAx-mail 80, который смонтирован на микроскопе Jeol JSM-7001F. Исследования фазового состава проводили с помощью рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV.

Для исследований строения, состава и проведения экспериментов по термодиффузионному насыщению стальных образцов исходный шлак и кокс измельчали в мельнице ИДА-175 методом истирания до размера 0,16 мм.

Исходная реакционная шихта для термодиффузионного никелирования образцов из стали 20 состояла из, % мас.: 96 лежалого отвального шлака, 2 хлористого аммония и 2 кокса.

Термодиффузионное насыщение проводили в модернизированной трубчатой муфельной печи, схема которой представлена на рис. 1. После окончания обработки реторту охлаждали, образцы извлекали и отправляли на дальнейшие исследования.

Результаты исследований и их обсуждение

Химический состав размоленного и усредненно-го шлака, полученный анализом участка 2×3 мм девяти проб, приведен в табл. 1.

Согласно полученным картам распределения элементов в отвальном шлаке, представленным на рис. 2, можно заключить, что никель сосредоточен в виде мелких штейновых включений (табл. 2), ко-

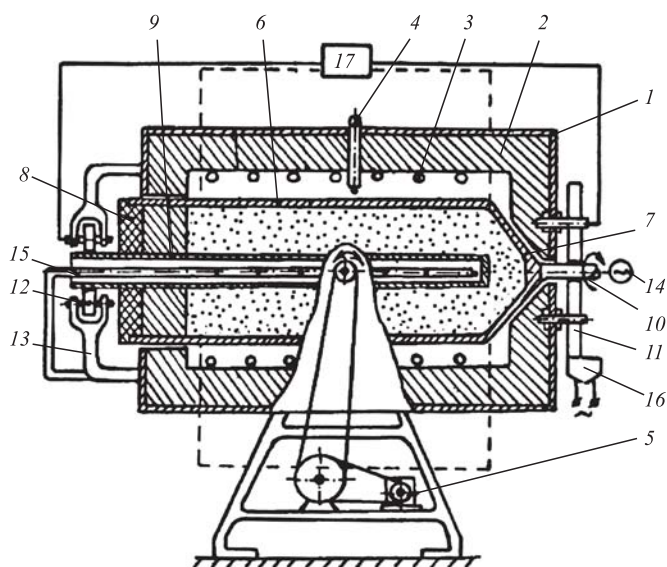


Рис. 1. Установка для проведения термодиффузионного никелирования:

1 — камера нагрева; 2 — цилиндрический муфель; 3 — электронагреватели; 4 — датчик температуры; 5 — механизм поворота; 6 — реторта; 7 и 8 — передняя и задняя крышки; 9 — глухонная гильза; 10 — вал; 11 и 12 — передние и задние катки; 13 — изолятор; 14 — привод; 15 — датчик температуры; 16 — вибратор; 17 — источник питания

торые не успели удалиться при отстаивании жидкого шлака. Данные включения являются мелкими вкраплениями размером 10...100 мкм.

По результатам фазового анализа можно выделить три основные фазы: диопсид $\text{CaMgSi}_2\text{O}_6$ (35,5 % мас.), частично замещенный магнием фаялита $(\text{Fe, Mg})_2\text{SiO}_4$ (12 % мас.) и кварца (2,5 % мас.), остальная часть приходится на аморфный стекловидный шлак, в котором никель может находиться и в оксидной форме. Сульфидная и оксидная формы никелевых включений находятся в шлаке примерно в равных долях.

Учитывая полученные результаты, были подобраны реагенты и режимы химико-термической обработки отвальных шлаков для создания диффузионных покрытий. Процессы, протекающие в реакционной среде при насыщении, реализуются следующими химическими реакциями и

Таблица 1

Состав отвального никелевого шлака, % мас.

O	Na	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti
41,37...42,74	0,32...0,44	4,74...5,09	2,82...2,94	17,56...17,93	0,61...1,01	8,19...8,42	0,11...0,13
Cr	Mn	Co	Ni	Cu	Zn	Fe	
0,72...0,99	0,26...0,30	0,19...0,21	0,29...0,48	0,15...0,25	0,09...0,19	Остальное	

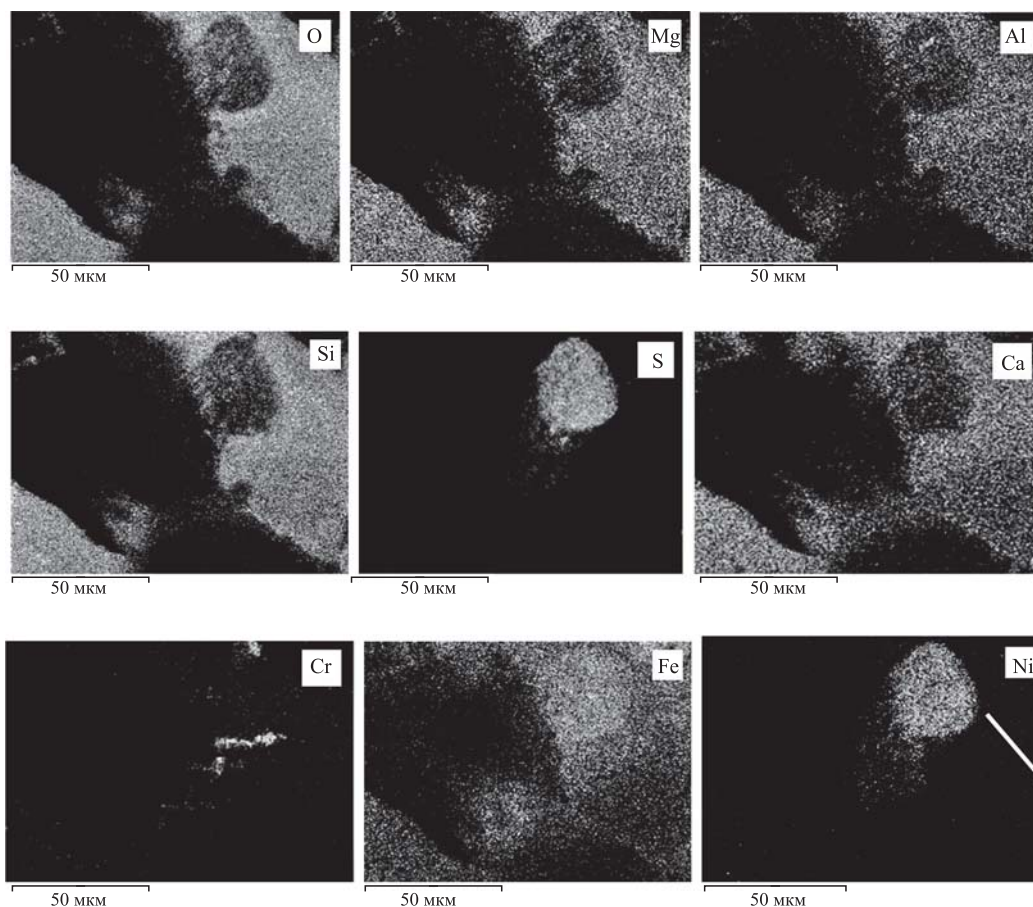


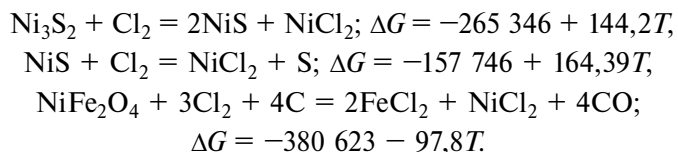
Рис. 2. Анализ химического состава никельсодержащего включения в шлаке

Таблица 2

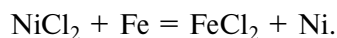
Состав никелевого включения, % мас. (см. рис. 2)

O	Na	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Mo
33,40	1,12	2,95	2,05	9,02	13,69	2,41	0,04	0,98	0,08	18,34	0,53	15,46	0,29	0,03	0,19

функциями изобарного потенциала ΔG от температуры T :



При температуре 1000 °С хлорид никеля находится в газовой фазе, из которой при ее соприкосновении с поверхностью насыщаемых изделий происходит конденсация никеля посредством реакции ионного обмена:



Осажденный никель диффундирует вглубь.

Применение кокса без хлористого аммония позволяет восстанавливать железо из оксидов и

разложить ферриты, содержащие никель. Однако никель, содержащийся в сульфидных фазах, углеродом не восстанавливается, а учитывая, что количество оксидных и сульфидных фаз никеля в отвальных шлаках находится приблизительно в равных долях, половина его будет возвращена в отвал. Комплексное воздействие с использованием в качестве добавок хлористого аммония и кокса воздействует на все никельсодержащие фазы. Использование одного хлористого аммония (2 % мас.) формирует никелевый диффузионный слой (после 5 ч насыщения) с поверхностной концентрацией никеля 0,4...0,7 % (рис. 3, а и табл. 3). Аналогичные условия насыщения с дополнительным использованием 2 % кокса создают диффузионные никелевые слои с поверхностной концентрацией никеля 2,2...2,7 % (рис. 3, б и 4). Толщина никелевого покрытия в последнем случае составляла 18 мкм.

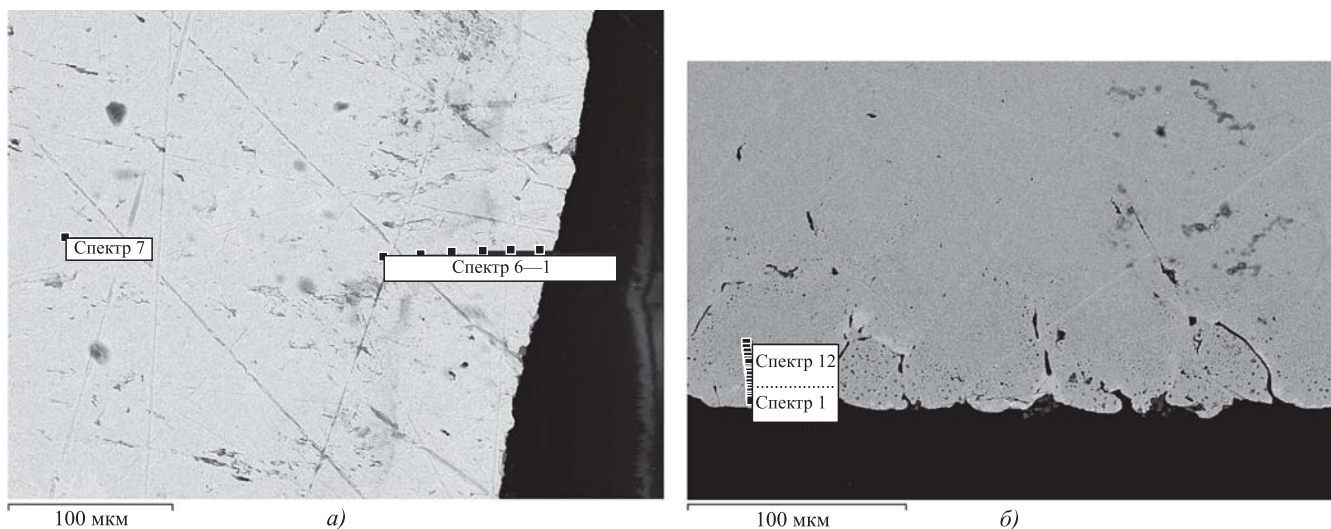


Рис. 3. Расположение мест определения содержания никеля на расстоянии от поверхности при температуре 1000 °С и выдержке 5 ч:

a – 2 % NH₄Cl; *б* – 2 % NH₄Cl и 2 % кокс

Таблица 3

Концентрация никеля в поверхностном слое, % мас.

Номер спектра	1	2	3	4	5	6	7	8	9
По рис. 3, <i>a</i>	0,6	0,7	0,5	0,4	0,1	0,1	0,1	—	—
По рис. 4	2,7	1,8	1,7	1,9	1,4	0,4	0,1	0,1	0,1

Определим эффективный коэффициент диффузии никеля в стальную подложку. Для этого использовали методику, предложенную автором [3], и провели дополнительный опыт при температуре 950 °С, оставив остальные параметры идентичными предыдущему эксперименту. В результате средняя толщина покрытия составила 13 мкм.

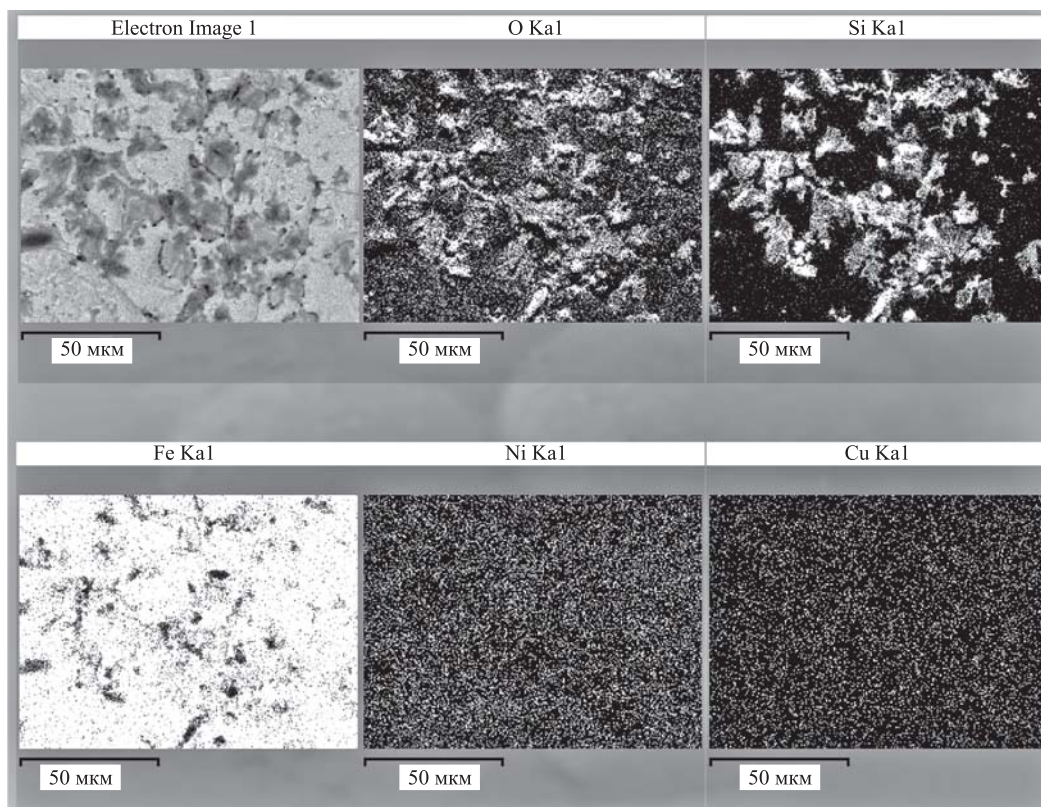


Рис. 4. Карты распределения элементов на поверхности насыщаемого образца (сталь 20)

Толщина покрытия при условии постоянства концентраций:

$$\delta = K\sqrt{D_{Ni}\tau}, \quad (1)$$

где K — коэффициент, зависящий от условий проведения экспериментов; D_{Ni} — эффективный коэффициент диффузии никеля; τ — время насыщения.

Известно, что:

$$D_{Ni} = D_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right), \quad (2)$$

где D_0 — постоянный множитель; E — энергия активации диффузии; R — газовая постоянная.

Тогда, подставляя (2) в (1) и возводя в квадрат, получаем:

$$\delta^2 = K^2 D_0 \tau \exp\left(-\frac{E}{RT}\right). \quad (3)$$

Из уравнения (3) видно, что при постоянной температуре величина δ является функцией времени процесса. Введем обозначение:

$$2p = K^2 D_0 \tau \exp\left(-\frac{E}{RT}\right). \quad (4)$$

Таблица 4

Вычисленные значения $2p$

Температура, °С	Температура, К	$(1/T) \cdot 10^{-3}$	$2p, \text{ м}^2/\text{с}$	$\ln 2p$
950	1223	0,818	$2,7 \cdot 10^{-14}$	-31,243
1000	1273	0,785	$4,5 \cdot 10^{-14}$	-30,732

Таблица 5

Результаты расчетов $\ln K^2 D_0$ и E

Насыщаемый элемент	$\ln K^2 D_0$	$K^2 D_0$	Температура, К	$E, \text{ Дж/моль}$
Ni	-18,576	8,56	1273	128 650

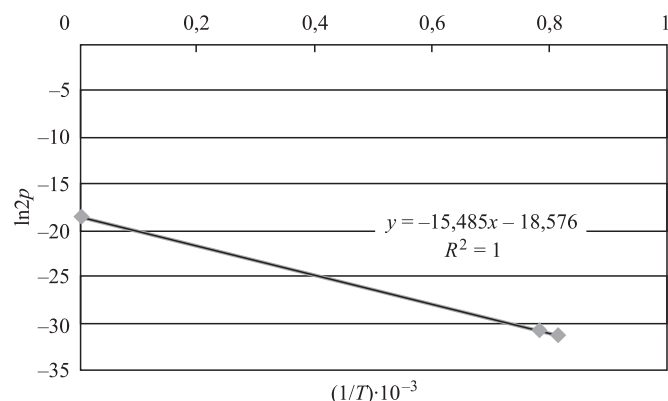


Рис. 5. Зависимость $\ln 2p = f(1/T)$

Уравнение (3) в этом случае примет вид:

$$\delta^2 = 2p\tau. \quad (5)$$

Величину $2p$ определим из результатов эксперимента, проведенных при температуре 1000 и 950 °С (табл. 4).

Подставляя (5) в (3) и логарифмируя, получаем:

$$\ln 2p = \ln K^2 D_0 - \left(-\frac{E}{RT}\right). \quad (6)$$

При $T \rightarrow \infty$; $\frac{1}{T} \rightarrow 0$, тогда уравнение (6) принимает вид:

$$\ln 2p = \ln K^2 D_0. \quad (7)$$

Величину $\ln K^2 D_0$ определим, построив график $\ln 2p = f\left(\frac{1}{T}\right)$ (рис. 5).

Из рис. 5 графически определим $\ln K^2 D_0$ по величине отрезка оси ординат от ее начала до точки пересечения с функцией. Энергию активации можно определить из уравнения (6). Результаты расчетов сведены в табл. 5.

Вычисленное значение энергии активации диффузии E позволило получить эмпирическую формулу для определения толщины диффузионного слоя δ от температуры T и времени диффузионного насыщения τ :

$$\delta = K\sqrt{D_0} \exp\left(-\frac{E}{RT}\right)\sqrt{\tau}. \quad (8)$$

Для определения значения $K\sqrt{D_0}$ в формулу (8) подставляют экспериментальные значения δ при соответствующих параметрах T и τ :

$$\delta = 9,25 \cdot 10^{-5} \exp\left(-\frac{15\,481}{T}\right).$$

Предэкспонентоциальный множитель D_0 находят по экспериментальным параметрам температуры, времени и текущим значениям коэффициента диффузии, который может быть определен следующим образом:

$$D_0 = \frac{\delta^2}{2\tau}.$$

Найдя значение $D_0, \text{ м}^2/\text{с}$, определим коэффициент диффузии никеля из отвального никелевого шлака согласно формуле Аррениуса:

$$D_{Ni} = 2,39 \cdot 10^{-9} \left(\frac{128\,150}{RT}\right).$$

Используя распределение концентрации никеля в диффузионном слое (см. рис. 3, б и табл. 3),

зная концентрацию никеля на поверхности $C_{Ni(0, \tau)}$, в слое $C_{Ni(x, \tau)}$ и толщину созданного покрытия $\delta_{п}$, можно определить диффузионный поток никеля в стальной подложке при температуре 1000 °С из отвального никелевого шлака, м/с:

$$\begin{aligned} \Pi_{Ni}^T &= -\frac{[C_{Ni(0, \tau)} - C_{Ni(x, \tau)}]}{\delta_{п}} D_{Ni} = \\ &= -\frac{2,7 - 0,4}{18 \cdot 10^{-6}} \cdot 1,25 \cdot 10^{-15} = -1,6 \cdot 10^{-10}. \end{aligned}$$

С течением времени насыщения концентрация атомов осажденного на поверхности стальных образцов никеля будет уменьшаться из-за снижения его концентрации в газовой фазе (вследствие обеднения по никелю шлака), поэтому абсолютное значение Π_{Ni}^T будет уменьшаться. Толщина покрытия будет увеличиваться за счет образованного градиента концентрации на поверхности и в основе, но из-за ослабления процессов массопереноса хлоридов никеля к поверхности осаждения скорость формирования диффузионных слоев будет стремиться к нулю.

Анализируя вышеизложенное, можно заключить, что процессы термодиффузионного никелирования из порошковой среды на основе лежалого отвального никелевого шлака нестационарны, имеют затухающий характер из-за обеднения шлака по никелю в процессе насыщения.

Выводы

1. Теоретически и экспериментально доказана возможность использования лежалых отвальных никелевых шлаков в качестве сырья для нанесения термодиффузионных никелевых покрытий.
2. Определены кинетические параметры насыщения, эмпирическая закономерность, позволяющая прогнозировать толщину термодиффузионных никелевых покрытий при варьировании температуры и времени насыщения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соколов А.Г., Артемьев В.П.** Исследование защитных свойств никельсодержащих диффузионных покрытий, получаемых при диффузионной металлзации стальных изделий в сероводородных средах // Нефтегазовое дело. 2006. С. 14–22.
2. **Юрчик С.М.** Получение диффузионных никелевых и алюминиевых покрытий в жидкометаллических растворах на порошковых материалах: дис. ... канд. техн. наук. Краснодар: КГТИ, 2004. 195 с.
3. **Артемьев В.П.** Разработка научных и технологических основ химико-термической обработки сталей в жидкометаллических расплавах: дис. ... д-ра техн. наук. Краснодар: КГТИ, 2001. 327 с.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

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

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

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

УДК 621.762

¹В.Н. Гадалов, ²О.К. Лепаква, ¹Е.А. Филатов, Е.И. Латухин, ¹Е.А. Ельников
 (¹ Юго-Западный государственный университет, г. Курск;
²Томский научный центр СО РАН;
³Самарский государственный технический университет)
 E-mail: Gadalov—VN@yandex.ru

Использование метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для получения МАХ-фазы типа карбоборида титана

Рассмотрены основы метода СВС и возможности его использования для получения боросодержащей МАХ-фазы.

Ключевые слова: СВС-реакция, МАХ-фаза, боридная фаза.

The foundations of the self-propagating high-temperature synthesis (SHS) method and the possibility of its use for production of boron-containing MAX-phase are considered.

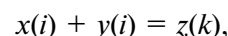
Keywords: SHS-reaction, MAX-phase, boride phase.

В последнее время в России и за рубежом активно исследуют тройные соединения на основе карбидов, нитридов и боридов, которые обладают рядом ценных качеств, таких как высокая твердость, износостойкость, жаростойкость. В частности, МАХ-фазами называют соединения на основе карбидов и нитридов, которые сочетают в себе свойства металлов и керамики, что делает их ценным конструкционным материалом [1, 2]. В настоящее время исследователи предпринимают попытки ввести в состав МАХ-фазы атом бора для придания этим соединениям новых качеств, таких как стойкость к истиранию [3], и вопрос о возможности введения бора в состав МАХ-фаз на сегодняшний день до конца не изучен [1].

Одним из быстрых и мало затратных методов получения МАХ-фаз является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который применяется, например в работе [4]. Данный метод позволяет получить тугоплавкие и композиционные материалы и порошки для газотермического напыления с использованием экзотермического эффекта реакций взаимодействия большинства металлов периодической системы с бором, углеродом, азотом, кремнием и др. Сущность процесса заключается в том, что после локального инициирования реакция протекает в узкой зоне — волне горения, перемещающейся по образцу за счет теплопередачи. В качестве реагентов используются смеси элементов: металлов с неметаллами, металлов

с металлами, неметаллов с неметаллами или их соединений, способных при взаимодействии выделять большое количество теплоты.

Общую схему процесса можно представить в следующем виде:



где $x(i)$ — реагент в твердом состоянии; $y(i)$ — реагент в твердом, жидком или газообразном состоянии; $z(k)$ — продукт синтеза (карбиды, бориды, силициды, нитриды, интерметаллиды и др.) в конденсированной фазе.

Благодаря особенностям процесса (высокой температуре, кратковременности химических и физических процессов, высокой скорости внутреннего саморазогрева, протеканию реакций в условиях резкого градиента температур и др.) метод позволяет синтезировать композиции, получение которых другими известными способами требует больших затрат или сложного дорогостоящего оборудования либо вообще невозможно.

При синтезировании композиционных СВС-порошков в качестве связок обычно используют металлы, металлические сплавы (на основе Ni, Fe, Al) и интерметаллиды Ni_xAl_y , Fe_xAl_y , Ti_xNi_y , Ti_xAl_y). В качестве тугоплавких соединений, как правило, применяют карбиды вольфрама, титана, хрома, кремния и их комбинации, а также оксиды алюминия, титана и хрома.

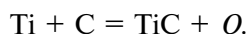
Одним из достоинств СВС-технологии является возможность получения многокомпонентных

композиций в одну стадию: формирование как простых, так и сложнелегированных соединений.

Характерными особенностями синтезируемых порошков являются наличие металлической связи между составляющими композиционной частицы, мелкозернистая структура с тонким объемным распределением тугоплавкой составляющей и постоянством фазового состава независимо от размеров порошковой композиционной частицы.

В настоящей статье рассмотрена возможность создания боросодержащей МАХ-фазы с помощью СВС-методик за счет замещения атомами бора атомов углерода в существующей кристаллической решетке МАХ-фазы, т.е. создания твердого раствора на основе существующей структуры тройного карбидного соединения. Для этого предложено проанализировать некоторые фазовые диаграммы и сделать вывод о возможности замещения атомов С в кристаллической решетке МАХ-фазы.

Рассмотрим классическую СВС-реакцию образования карбида титана [5]:



В последующем карбид титана можно пропитать кремнием или алюминием, и получится МАХ-фаза типа Ti—Al—C и Ti—Si—C [4].

Как известно, карбид титана (TiC) обладает достаточно широкой областью гомогенности от TiC_{0,5} до TiC_{1,0} (рис. 1). Это соединение можно представить состоящим из подрешеток титана и углерода, вставленных друг в друга (рис. 2). Следует отметить, что в кристаллической решетке карбида титана, в случае нестехиометрического состава этого соединения, в кристаллической подрешетке атомов углерода находятся вакансии. И число этих вакансий может быть соизмеримо с числом атомов углерода, например при формуле карбида TiC_{0,5} (в этом случае, очевидно, что число вакансий равно числу атомов углерода в кристаллической подрешетке С).

Таким образом, с помощью СВС-реакции можно создать карбид титана с достаточно большим числом вакансий в кристаллической решетке, и это будет использовано в дальнейшем для создания боросодержащей МАХ-фазы.

Если в структуре карбида имеется достаточно большое количество вакансий, то, в принципе, их можно заполнить атомами другого вещества, имеющего близкий радиус, например атомами азота, и создать карбонитрид титана. Но можно (с теоретических позиций) также заполнить эти вакансии атомами бора и создать карбоборид титана. Тогда, пропитав карбоборид титана алюминием

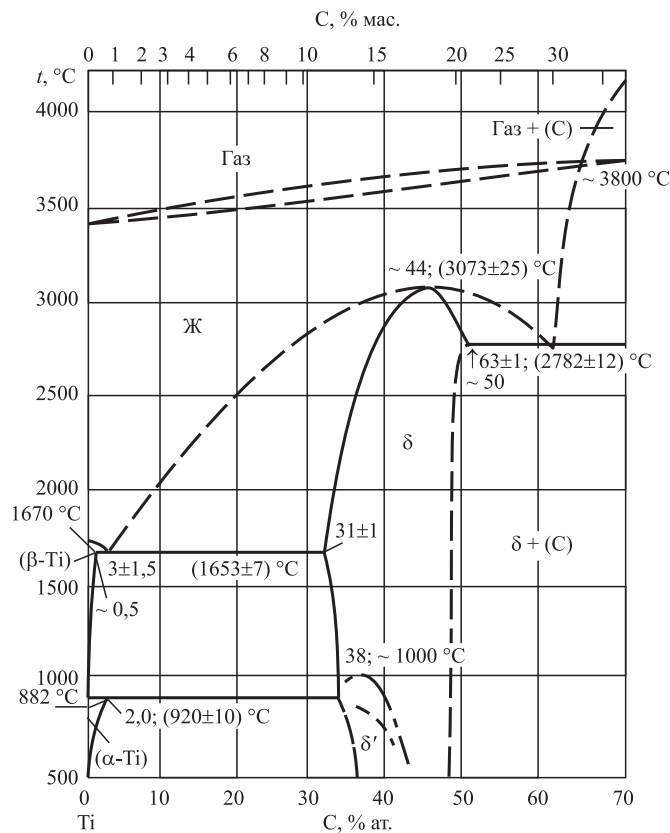


Рис. 1. Диаграмма титан—углерод [6]

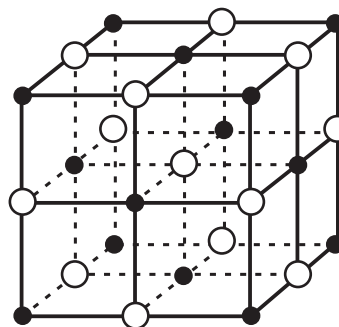


Рис. 2. Структура карбида титана [6]

или кремнием, можно получить (с теоретических позиций) боросодержащее тройное соединение на основании кристаллической решетки МАХ-фазы, т.е. создать боросодержащую МАХ-фазу.

Так как находящиеся в вакансиях кристаллической подрешетки атомов углерода атомы бора будут взаимодействовать с атомами титана, рассмотрим диаграмму состояния титан—бор—углерод (рис. 3).

Задачей является, с одной стороны, сохранение кристаллической структуры карбида титана при добавлении атомов бора, с другой — введение достаточно большого количества атомов бора в структуру, чтобы это отразилось на эксплуата-

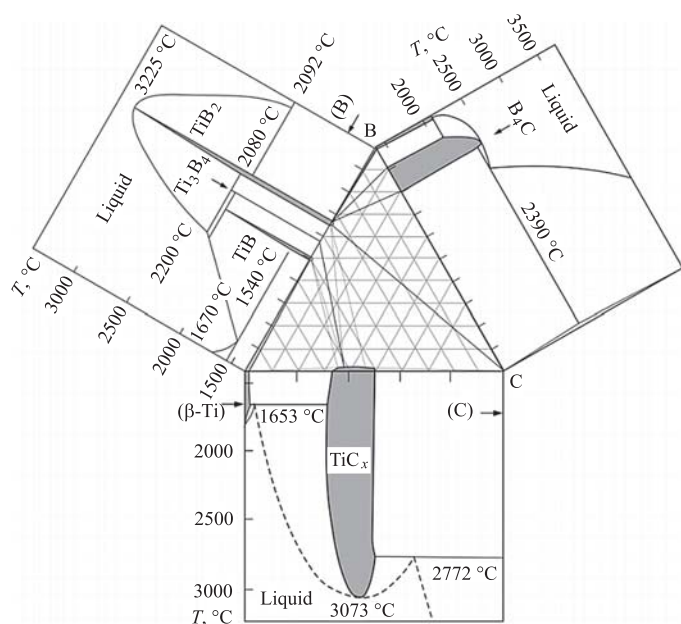


Рис. 3. Диаграмма титан—углерод—бор [7]

ционных свойствах полученного твердого раствора.

Как видно из диаграммы, титан и бор могут образовывать ряд соединений, таких как TiB, TiB₂, Ti₃B₄. Определим, как эти соединения могут сочетаться с карбидом титана для сохранения его кристаллической решетки.

Согласно литературным данным [например, 8], у карбида титана TiC и моноборида TiB может быть неограниченная растворимость, так как оба соединения имеют одинаковый тип кристаллической решетки (ГЦК) с близким значением параметра элементарной ячейки. По данным работы [8], в системе TiC—TiB возможно образование твердых растворов, в то время как диборид титана практически не растворяется в карбиде титана.

Следовательно, для получения боросодержащей МАХ-фазы на основе кристаллической решетки карбида титана необходимо образование моноборида титана при СВС-реакции наряду с карбидом титана. Тогда можно ожидать, что произойдет образование твердого раствора TiC—TiB на основе ГЦК-кристаллической решетки, и затем этот твердый раствор при остывании смеси после СВС-реакции пропитается, например, алюминием, и возникнет боросодержащая МАХ-фаза типа Ti—Al—(C, B).

Как показывают литературные данные, образование моноборида титана при СВС-реакции зависит от состава шихты, а именно, от соотношения количества атомов бора и титана [9]. При соотношении титана и бора 1:0,8 в продуктах

СВС-реакции содержится в основном моноборид титана. Таким образом, опытные данные подтверждают предположение о том, что если взять определенную пропорцию атомов титана, бора и углерода, то вполне возможно получить карбоборид титана методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на первом этапе получения МАХ-фазы и боросодержащую МАХ-фазу после полного прохождения СВС-реакции.

Предварительно проведенные опыты показали, что на дифрактограммах продуктов реакции от смеси Ti + B + C с разным соотношением атомов титана и бора наблюдаются сдвиги некоторых пиков. Это может свидетельствовать о том, что в результате реакции образовался твердый раствор замещения, так как известно, что замена части атомов в МАХ-фазе приводит к сдвигу пиков на дифрактограмме [1].

В дальнейшем планируется проведение исследований полученных продуктов СВС-реакции с помощью других методов анализа и более точное определение соотношений атомов, приводящих к формированию боросодержащего твердого раствора на основании кристаллической решетки МАХ-фазы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Barsoum M.W. MAX phases — properties of machinable ternary carbides and nitrides. Wiley, VCH, 2013. 437 p.
2. Сметкин А.А., Майорова Ю.К. Свойства материалов на основе МАХ-фаз // Вестник Пермского НИПУ. 2015. Т. 15. № 4. С. 120—138.
3. Barsoum M.W. Microstructure and tribological properties of boronized Ti₂AlC MAX surface // [///C:/Users/AzerMETALLOVED/Downloads/CERI% 2013414.pdf](#).
4. Сычев А.К. СВС в системах Ti—Si—C и Ti—Al—C // Современные технологии и методы неорганического материаловедения: сборник научных трудов. Тбилиси, 2015. С. 99—106.
5. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007. 336 с.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. / под ред. Н.П. Лекишева. М.: Машиностроение. 1996—2000.
7. Кузьма Ю.Б., Чабан Н.Ф. Двойные и тройные системы, содержащие бор: справочник. М.: Металлургия, 1990. 318 с.
8. Гусев А.И. Фазовые равновесия в тройных системах M—X—X' и M—Al—X (M — переходный металл, X, X' — B, C, N, Si) и кристаллохимия тройных соединений // Успехи химии. 1996. № 5 (65). С. 407—451.
9. Лепаква О.К., Расколенко Л.Г., Максимов Ю.М. Исследование боридных фаз титана, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Неорганические материалы. 2000. Т. 36. № 6. С. 690—697.

М.С. Степанов, Ю.М. Домбровский

(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)

E-mail: stepanovms@yandex.ru

Применение ферросплавов в качестве источника диффузанта при микродуговом легировании стали

Исследованы возможности и условия использования ферросплавов для микродугового поверхностного легирования стали. Для изучения выбраны порошки феррохрома, ферромolibдена, феррованадия и ферровольфрама. Для диффузионного насыщения поверхностного слоя образца необходимо наличие диффузанта в атомарном состоянии, поэтому энергия микродуг должна быть достаточна для достижения частицами ферросплавов парообразного состояния. Выполнена расчетная оценка условий парообразования частиц ферросплава и определены их предельные размеры. Расчеты показали, что для перевода частиц ферросплавов в атомарное состояние при микродуговом легировании их размер не должен превышать 40 мкм. Исследовано влияние объемной доли частиц ферросплава в обмазке и ее толщины на глубину диффузионного слоя на примере феррохрома. Показано, что наибольшая толщина диффузионного слоя при микродуговом хромировании с использованием порошка низкоуглеродистого феррохрома достигается при содержании частиц ферросплава в обмазке 50 % об. и толщине слоя обмазки на основе электропроводного геля 0,2 мм.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение стали, микродуговая химико-термическая обработка стали, микродуговое легирование стали, применение ферросплавов для поверхностного легирования стали.

The possibilities and conditions of use of ferroalloys for microarc surface alloying of steel are studied. Powders of ferrochrome, ferromolybdenum, ferrovandium and ferrotungsten are chosen for the study. For diffusive saturation of the sample surface layer requires the presence of diffusing into the atomic state, so the energy of microarcs should be sufficient to achieve particles of ferroalloys in the vapor state. Design assessment of the conditions of vaporization of the ferroalloy particles is performed and their size limits are determined. The calculations showed that for the transfer of ferroalloys particles in atomic state at microarc alloying their size should not exceed 40 μm . The influence of the volume fraction of particles of ferroalloy in the coating and its thickness to the depth of the diffusion layer on the example of ferrochromium is studied. It is shown that the maximum thickness of the diffusion layer at microarc chrome plating with the use of low-carbon ferrochromium powder is achieved when the content of particles of ferroalloy in the coating 50 % vol. and the thickness of the layer of coating based on conductive gel 0.2 mm.

Keywords: surface steel hardening, microarc thermochemical steel treatment, microarc steel alloying, use of ferroalloys for surface steel alloying.

Введение

Микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО) стальных изделий в порошке каменноуголя с нагревом пропусканием электрического тока позволяет формировать высокотвердые покрытия карбидного типа, для чего на обрабатываемую поверхность предварительно наносят обмазку, содержащую диффузанта [1, 2]. В качестве диффузанта могут использоваться порошки чистых металлов или химических соединений [3–6]. В частности, в технологии МДХТО удобно применение ферросплавов, имеющих более высокую электропроводность по сравнению с оксидами или солями, применение которых было изучено ранее [5–7]. В этой связи возникла необходимость углубленного изучения возможности

применения ферросплавов в качестве источника диффузанта при поверхностном легировании стали в режиме микродугового нагрева. Для реализации МДХТО необходимо наличие на поверхности стали легирующих элементов в атомарном состоянии, которое возникает при кипении ферросплава. При МДХТО источником энергии парообразования ферросплава может быть энергия микродуговых разрядов [8, 9].

Цель работы — определение возможности и условий использования ферросплавов для микродугового поверхностного легирования стали.

Методика исследований

Экспериментальные исследования проводили на оборудовании и по методике [1]. Образцы

погружали в металлический контейнер, заполненный угольным порошком с размером частиц 0,4...0,6 мм, и нагревали пропусканием электрического тока плотностью 0,53 А/см² в течение 3 мин. Предварительно на поверхность образцов наносили обмазку, состоящую из порошка ферросплава и связующего в виде электропроводного геля. Перед микродуговым нагревом порошок и связующее тщательно перемешивали, после чего равномерным слоем наносили на поверхность образца. Использовали цилиндрические образцы из стали 20 длиной 35 мм и диаметром 12 мм.

Для изучения были выбраны следующие ферросплавы: феррохром ФХ010А (не менее 65 % Cr; 0,1 % C), ГОСТ 4757—91; ферромолибден FeMo70 (65...75 % Mo, не более 0,1 % C), ГОСТ 4759—91; феррованадий FeV80 (75...85 % V, не более 0,3 % C), ГОСТ 27130—94; ферровольфрам ФВ70 (не менее 70 % W, не более 0,5 % C), ГОСТ 17293—93.

Толщину диффузионного слоя определяли микроструктурным анализом с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21 на поперечных шлифах образцов, протравленных реактивом Ржешотарского.

Результаты исследований и их обсуждение

При протекании электрического тока через угольный порошок в нем образуются множественные микродуговые разряды, вызванные замыканием и размыканием проводящих цепочек между отдельными угольными частицами. Далее эти разряды концентрируются вокруг поверхности образца с возникновением микродугового ореола — области локального газового разряда между образцом и угольным порошком. Образование в контейнере в процессе пиролиза угля углеродсодержащей атмосферы на основе монооксида углерода позволяет осуществлять цементацию стали, а наличие в обмазке карбидообразующих металлов — формировать покрытия карбидного типа.

Для диффузионного насыщения поверхностного слоя образца необходимо наличие диффузанта в атомарном состоянии, которое может быть достигнуто в результате воздействия микродуговых разрядов на частицы ферросплава. Данное условие выполняется, если энергия микродуг достаточна для достижения этими частицами парообразного состояния. Поэтому была предпринята расчетная оценка условий парообразования частиц ферросплава и определение их предельных размеров. Кроме того, определены объемная кон-

центрация ферросплава в обмазке, а также толщина обмазки, обеспечивающие максимальную глубину диффузионного слоя.

Расчеты количества теплоты Q , необходимой для перевода частицы ферросплава в парообразное состояние, проводили по формуле:

$$Q = \lambda m, \quad (1)$$

где λ — удельная теплота сублимации; m — масса ферросплава.

Условием парообразования частицы ферросплава является выполнение неравенства:

$$Q \leq Q_0, \quad (2)$$

где Q_0 — энергия единичной микродуги.

Микродугообразование протекает в узкой зоне локального газового разряда, окруженного слоем горящего угольного порошка, что практически компенсирует потери энергии во внешнюю среду за счет излучения, поэтому ими можно пренебречь.

Если в расчетах условно принять, что частицы ферросплавов имеют сферическую форму, то справедливо выражение:

$$m = \rho V = \frac{1}{6} \rho \pi d^3,$$

где ρ , V , d — плотность, объем и диаметр частицы соответственно.

Откуда в соответствии с неравенством (2):

$$\frac{1}{6} \lambda \rho \pi d^3 \leq Q_0.$$

Тогда максимальный диаметр частицы ферросплава, при котором выполняется данное неравенство, равен:

$$d_{\max} = \sqrt[3]{\frac{6Q_0}{\lambda \rho}}. \quad (3)$$

Значение Q_0 определено в работе [8] и равно $3,21 \cdot 10^{-3}$ Дж.

Данные по плотности и удельной теплоте сублимации железа и легирующих элементов заимствованы из справочника [10].

Данных о плотности и удельной теплоте сублимации ферросплавов в справочной литературе обнаружить не удалось, поэтому их плотность была определена расчетным путем, исходя из плотности составляющих компонентов и их массовой доли в ферросплаве, а в качестве удельной теплоты сублимации ферросплава использовали значение того компонента, у которого она мак-

симальна. Поскольку значения λ для Cr, Mo и V больше, чем у Fe, их и использовали в расчетах для ФХ010А, ФМо60 и FeV80. Значение λ для W меньше, чем у Fe, поэтому для ФВ70 использовали значение λ для Fe. Это позволило рассчитать величину d с гарантированным запасом по энергии сублимации.

Все данные для железа и легирующих элементов, использованные в тепловом расчете, представлены в табл. 1.

Результаты теплового расчета по формуле (3) приведены в табл. 2, откуда следует, что для перевода частиц рассматриваемых ферросплавов в атомарное состояние при микродуговом легировании их размер не должен превышать 40 мкм.

В шкале лабораторных сит по ГОСТ 3584—73 наименьший размер отверстий (40 мкм) имеет сито номер 004, поэтому для микродугового легирования следует использовать те частицы, которые прошли через него.

Далее исследовано влияние объемной доли частиц ферросплава в обмазке и ее толщины на глубину диффузионного слоя на примере феррохрома ФХ010А, имеющего наибольшее расчетное значение d_{\max} .

Для установления верхнего предела исследуемого диапазона объемной доли ферросплава экспериментально определили насыпную плотность

порошка феррохрома, которая оказалась равной $3,8 \cdot 10^3$ кг/м³. Это позволило рассчитать коэффициент заполнения объема частицами феррохрома как отношение его насыпной плотности к плотности компактного феррохрома (см. табл. 1): $3,8/7,43 = 0,51$. Таким образом, максимально возможное объемное содержание частиц порошка в обмазке составляет 51 %, что согласуется с расчетным коэффициентом заполнения пространства сферическими частицами, расположенными в виде примитивной кубической решетки (52 %). Таким образом, верхний предел диапазона значений объемной доли ферросплава приняли равным 50 % об. Максимальную толщину обмазки приняли равной 1 мм.

Глубину диффузионного слоя оценивали металлографически по толщине слаботравящегося слоя. Каждый вариант насыщения реализовывали на 5 образцах, после чего полученные результаты усредняли. Полученные зависимости приведены на рисунке.

Из рисунка видно, что наибольшая толщина диффузионного слоя при микродуговом легировании достигается при использовании обмазки, содержащей 50 % об. порошка ферросплава, нанесенной на обрабатываемую поверхность слоем толщиной 0,2 мм. С физической точки зрения это означает, что условиями наибольшей интенсивности диффузионного потока являются максимальное содержание диффузанта в обмазке и соизмеримость толщины обмазки с размером микродугового ореола вокруг образца [9]. С увеличением толщины слоя обмазки растет продолжительность нагрева образца до температуры диффузионного насыщения, а также нагрева угольного порошка до температуры начала выделения монооксида углерода и его возгорания. Монооксид углерода

Таблица 1

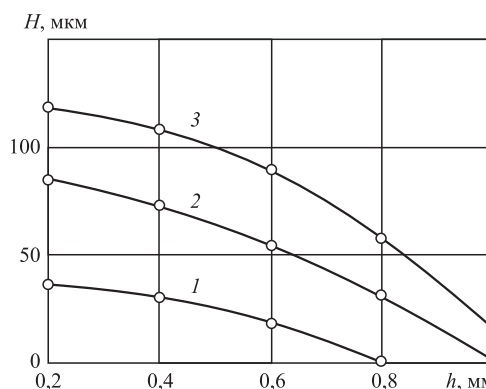
Справочные данные для железа и легирующих элементов

Металл/ферросплав	Плотность ρ , 10^3 , кг/м ³	Удельная теплота сублимации λ , кДж/кг
Fe	7,87	6095
Cr	7,19	7631
Mo	10,2	6870
V	6,11	9001
W	19,30	5000
ФХ010А	7,43	Выбрано 7631
ФМо60	9,27	Выбрано 6870
FeV80	6,55	Выбрано 9001
ФВ70	15,87	Выбрано 6095

Таблица 2

Результаты теплового расчета

Ферросплав	ФХ010А	ФМо60	FeV80	ФВ70
d_{\max} , мкм	48	46	47	40



Зависимость глубины диффузионного слоя H от толщины обмазки h и содержания в ней порошка феррохрома, % об.:

1 — 10; 2 — 30; 3 — 50

в контейнере играет роль защитной атмосферы, предохраняющей образец от окисления, и в ее отсутствие при медленном нагреве возникающая на поверхности образца оксидная пленка препятствует поверхностному легированию.

Выводы

1. Установлена возможность применения порошков ферросплавов для микродугового поверхностного легирования стали при условии, что размер их частиц не превышает 40 мкм.

2. Наибольшая толщина диффузионного слоя при микродуговом хромировании с использованием порошка низкоуглеродистого феррохрома достигается при содержании частиц ферросплава в обмазке 50 % об. и толщине слоя обмазки на основе электропроводного геля 0,2 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н. Диффузионное насыщение углеродистой стали в режиме микродугового нагрева // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017. № 1 (739). С. 54–57.

2. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Механизм ускорения диффузионных процессов при микродуговом нагреве стали // *Физика и химия обработки материалов*. 2017. № 1. С. 5–11.

3. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н. Микродуговое диффузионное насыщение стали углеродом и карбидообразующими элементами // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017. № 5 (743). С. 45–49.

4. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Формирование карбидного покрытия при микродуговом молибденировании стали // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2015. № 10 (130). С. 34–38.

5. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Термодинамический анализ реакций формирования карбидного слоя в стали при микродуговом насыщении молибденом // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 2. С. 77–81.

6. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Формирование покрытия карбидного типа при микродуговом ванадировании стали // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2017. Т. 60. № 4. С. 262–267.

7. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Формирование композиционного боридного покрытия на стали при микродуговой химико-термической обработке // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 3. С. 214–215.

8. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Корнилов Ю.А. Кинетика нагрева при микродуговой химико-термической обработке стальных изделий // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2016. Т. 82. № 3. С. 42–44.

9. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Давидян Л.В. Теплофизический анализ и кинетика микродугового нагрева стали // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2017. Т. 13. № 11 (155). С. 511–516.

10. **Свойства** элементов: справочник / под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985. 672 с.





УДК 621.315:539.3

С.М. Афонин

(НИУ Московский институт электронной техники)

E-mail: eduems@mail.ru

Оптимальное управление пьезоактюатором нано- и микроперемещений

Определены выражения функции управления и линии переключения для оптимального управления пьезоактюатором при продольном пьезоэффекте. Получено оптимальное управление пьезоактюатором нано- и микроперемещений.

Ключевые слова: пьезоактюатор, оптимальное управление, деформация, нано- и микроперемещения.

The expressions for the control function and the switching lines for optimal control of the piezoactuator for the longitudinal piezoelectric effect are determined. Optimum control of the piezoactuator of nano- and microdisplacements is obtained.

Keywords: piezoactuator, optimal control, deformation, nano- and microdisplacements.

В нанотехнологии, нанобиологии, фотонике, энергетике, микроэлектронике и астрономии для прецизионного совмещения, компенсации температурных и гравитационных деформаций используются пьезоактюаторы нано- и микроперемещений. Использование многослойного (составного, пакетного, блочного) пьезоактюатора приводит к увеличению диапазона перемещения пьезоактюатора до десятков микрометров. Пьезоактюаторы нано- и микроперемещений обеспечивают пространственное прецизионное позиционирование при юстировке зеркал лазерных кольцевых гироскопов, при совмещении в электронных, зондовых, атомно-силовых микроскопах [1–11]. В разработках оборудования для прецизионного позиционирования используют оптимальные системы управления, обеспечивающие переход пьезоактюатора нано- и микроперемещений из начальной точки позиционирования в заданную точку за минимальное время.

Пьезоактюатор нано- и микроперемещений обеспечивает диапазон перемещения от нескольких нанометров до сотен микрометров, чувствительность — менее 1 нм/В; нагрузочную способность — до 10 000 Н [1–5]. Многослойный пьезоактюатор имеет в статике без нагрузки увеличенный в n раз диапазон перемещения по срав-

нению с пьезопластиной, где n — число пьезослоев пьезоактюатора. Многослойный пьезоактюатор в зависимости от технологии изготовления выполняется в виде составного пьезопреобразователя из отдельных упруго поджатых пьезопластин; пакетного или блочного пьезопреобразователя из пьезопластин, спеченных с применением серебряной пасты; составного пьезопреобразователя из пьезопакетов с упругим армированием или из склеенных между собой пьезопакетов; склеенного многослойного пьезопреобразователя из пьезопластин; многослойного пьезопреобразователя со слоями, нанесенными по толсто- и тонкопленочной или тонкопленочной технологиям.

Многослойные пьезоактюаторы производства ОАО "ЭЛПА" обеспечивают следующие технические характеристики: многослойный пьезоэлектрический микроактюатор МПМА-1/90 — амплитуда перемещения 60 мкм, блокирующая сила 1200 Н; многослойный пьезоактюатор АПМ-2-22 — амплитуда перемещения 44 мкм, блокирующая сила 1200 Н; многослойный преобразователь МПП 6×6×40 — амплитуда перемещения 48 мкм, блокирующая сила 1500 Н; армированный актюатор продольного типа ППУ-8 — амплитуда перемещения 40 мкм, сила размыкания 2500 Н [6–8]. Пьезоактюаторы изготавливают из пьезокерамики

марок ЦТС или PZT, например, ЦТС-19, ЦТС-21, ЦТС-23, ЦТС-26Ц, ЦТС-36, НЦТС-1, НЦТСБС-1, ЦТСБС-3, ЦТСБС-7, ЦТС-42, ЦТС-43, ЦТС-46, ЦТС-47, ЦТС-48, ПКР-7, ПКР-7М или PZT-4, PZT-5Н [2—11].

В зависимости от жесткости нагрузки, т.е. отношения силы упругой реакции нагрузки к ее деформации, выбирают конструктивные параметры многослойного пьезоактюатора. Статические характеристики многослойного пьезоактюатора определяются из уравнения обратного пьезоэффекта и механической нагрузки [4, 10, 11] с учетом пьезомодулей, упругих податливостей. Пьезоактюатор нано- и микроперемещений работает на основе обратного пьезоэффекта: перемещение достигается в результате деформации пьезоактюатора при приложении внешнего электрического напряжения.

Уравнение обратного пьезоэффекта [4] имеет вид:

$$S_i = d_{mi}E_m + s_{ij}^E T_j, \quad (1)$$

где S_i — относительная деформация по оси i ; d_{mi} — пьезомодуль; E_m — напряженность электрического поля по оси m ; s_{ij}^E — упругая податливость при $E = \text{const}$; T_j — механическое напряжение по оси j ; $i, j = 1, 2, \dots, 6$; $m = 1, 2, 3$ — индексы.

Соответственно, имеем уравнение обратного продольного пьезоэффекта [4] в виде

$$S_3 = d_{33}E_3 + s_{33}^E T_3, \quad (2)$$

где $S_3 = \frac{\xi}{l}$ — относительная деформация многослойного пьезоактюатора (рисунок) при продольном пьезоэффекте по оси 3, направление оси поляризации P является направлением оси 3, взаимно перпендикулярные оси 1 и 2 перпендикулярны оси 3; ξ — деформация (перемещение); $l = n\delta$ — длина многослойного пьезоактюатора; n — число пьезослоев; δ — толщина пьезослоя (пьезопластины); d_{33} — пьезомодуль при продольном пьезоэффекте; $E_3 = \frac{u}{\delta}$ — напряженность электрического поля в пьезоактюаторе по оси 3; u — напряжение на электродах пьезоактюатора; s_{33}^E — упругая податливость по оси 3 пьезоактюатора при $E = \text{const}$;

$T_3 = -\frac{F}{S_0}$ — механическое напряжение в пьезоактюаторе по оси 3; $F = F_0 + C_a \xi + C_l \xi$ — внешняя сила; $F_0 = \sigma_a S_0$ — сила первоначального поджатия упругим элементом; σ_a — механическое напряжение первоначального армирования; S_0 — площадь пьезоактюатора; C_a — жесткость армирующего элемента; C_l — жесткость нагрузки; $C_e = C_a + C_l$ —

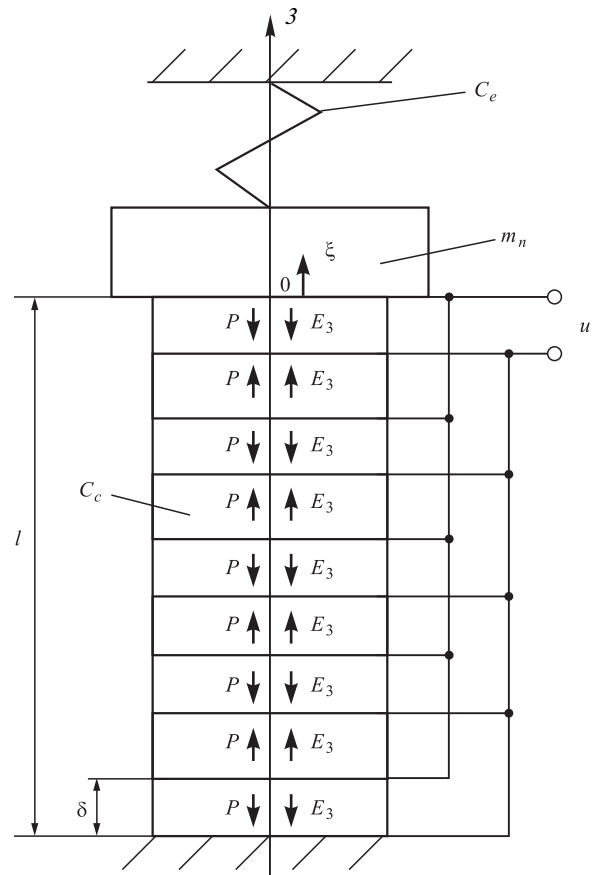
суммарная жесткость нагрузки; m_n — масса нагрузки многослойного пьезоактюатора.

В пьезоманипуляторах нано- и микроперемещений для многослойного пьезоактюатора при продольном пьезоэффекте соблюдается неравенство $T_a \gg T_m$, где $T_a = RC_n$ — постоянная времени апериодического звена пьезоактюатора; C_n — емкость многослойного пьезоактюатора; R — сопротивление согласующей цепи; $T_m = \sqrt{m_n / (C_e + C_c)}$ — постоянная времени колебательного звена пьезоактюатора; $C_c = S_0 / (s_{33}^E l)$ — жесткость многослойного пьезоактюатора.

С учетом емкости C_n многослойного пьезоактюатора, сопротивления R согласующей цепи и постоянной времени T_a апериодического звена получаем передаточную функцию многослойного пьезоактюатора при продольном пьезоэффекте [9—11] в режиме апериодического звена:

$$W_a(p) = \frac{\Xi(p)}{u(p)} = \frac{k_c}{T_a p + 1}, \quad (3)$$

$$k_c = nd_{33} / [1 + C_e / C_c],$$



Многослойный пьезоактюатор нано- и микроперемещений

где $\Xi(p)$, $u(p)$ — соответственно преобразования Лапласа перемещения и входного напряжения многослойного пьезоактюатора; k_c — коэффициент передачи многослойного пьезоактюатора при продольном пьезоэффекте; p — оператор Лапласа.

В системе управления с учетом передаточной функции интегратора:

$$W_i(p) = k_i/p, \quad (4)$$

где k_i — коэффициент передачи интегратора.

Следовательно, получаем передаточную функцию многослойного пьезоманипулятора

$$W(p) = W_i(p)W_a(p) = \frac{k_i k_c}{p(T_a p + 1)} = \frac{k}{p(T_a p + 1)}, \quad (5)$$

$$k = k_i k_c = k_i n d_{33} / [1 + C_e / C_c],$$

где k — коэффициент передачи системы управления многослойного нано- и микроманипулятора при продольном пьезоэффекте.

Соответственно, для системы управления с интегратором для многослойного пьезоманипулятора при продольном пьезоэффекте с учетом постоянной времени апериодического звена многослойного пьезоактюатора и коэффициента передачи получаем обыкновенное дифференциальное уравнение:

$$T_a \frac{d^2 \xi}{dt^2} + \frac{d\xi}{dt} = ku, \quad (6)$$

$$|u| \leq u_0,$$

где t — время.

Следовательно, имеем систему уравнений в форме Коши

$$\begin{cases} \frac{d\xi_1}{dt} = \xi_2; \\ \frac{d\xi_2}{dt} = -\frac{1}{T_a} \xi_2 + \frac{k}{T_a} u, \end{cases} \quad (7)$$

где $|u| \leq u_0$ и $\xi_1 = \xi$, $\xi_2 = \dot{\xi}_1 = \dot{\xi}$, т.е. в качестве переменных состояния выбраны перемещение и скорость многослойного пьезоактюатора.

Применяя принцип максимума Понтрягина [12], находим закон управления, который обеспечивает переход многослойного пьезоактюатора из любого начального состояния в заданную конечную точку за минимальное время.

Запишем функцию Гамильтона в виде

$$H = \psi_1 \xi_2 + \psi_2 \left(-\frac{1}{T_a} \xi_2 + \frac{k}{T_a} u \right), \quad (8)$$

где ψ_1, ψ_2 — функции.

Получаем систему уравнений

$$\begin{cases} \frac{d\psi_1}{dt} = -\frac{\partial H}{\partial \xi_1} = 0; \\ \frac{d\psi_2}{dt} = -\frac{\partial H}{\partial \xi_2} = -\psi_1 + \frac{1}{T_a} \psi_2. \end{cases} \quad (9)$$

Решение системы уравнений имеет вид

$$\psi_1 = A_1 = \text{const}, \quad \psi_2 = -A_1 t + A_2 e^{\frac{t}{T_a}}. \quad (10)$$

Применяя принцип максимума Понтрягина, из (8) находим оптимальное управление в виде:

$$u = u_0 \text{sign} \psi_2, \quad (11)$$

где функция u принимает два значения u_0 и $-u_0$.

Траектория движения системы управления многослойного пьезоактюатора при продольном пьезоэффекте в пространстве состояний состоит из двух участков: начального и конечного, причем конечный участок проходит через начало координат и является линией переключения. Определим линию переключения на фазовой плоскости.

Соответственно, решение системы уравнений (7) при $u = \text{const}$ имеет вид:

$$\begin{cases} \xi_1 = kut - T_a B_2 e^{-\frac{t}{T_a}} + B_1; \\ \xi_2 = ku + B_2 e^{-\frac{t}{T_a}}. \end{cases} \quad (12)$$

При первоначальном нахождении системы в начале координат и при $\tau = -t$ получаем

$$B_2 = -ku, \quad B_1 = -kuT_a, \quad (13)$$

тогда состояния

$$\begin{cases} \xi_1 = -ku\tau + kuT_a e^{\frac{\tau}{T_a}} - kuT_a; \\ \xi_2 = ku(1 - e^{\frac{\tau}{T_a}}). \end{cases} \quad (14)$$

Следовательно, имеем

$$e^{\frac{\tau}{T_a}} = 1 - \frac{\xi_2}{ku}, \quad (15)$$

откуда

$$\tau = T_a \ln \left(1 - \frac{\xi_2}{ku} \right). \quad (16)$$

Следовательно, получаем уравнение для конечного участка траектории перемещения много-

слоистой пьезоактюатора, т.е. линию переключения в виде:

$$\xi_1 = -kuT_a \ln\left(1 - \frac{\xi_2}{ku}\right) + kuT_a \left(1 - \frac{\xi_2}{ku}\right) - kuT_a. \quad (17)$$

Из системы уравнений (7) получаем

$$u = -u_0 \text{sign} \xi_2. \quad (18)$$

Подставим выражение (18) в уравнение (17) последнего участка траектории перемещения многослойного пьезоактюатора. Соответственно, получаем уравнение последнего участка траектории перемещения в виде:

$$s(\xi_1, \xi_2) = \xi_1 - ku_0 T_a \text{sign} \xi_2 \ln\left(1 + \frac{\xi_2}{ku_0 \text{sign} \xi_2}\right) + ku_0 T_a \text{sign} \xi_2 \frac{\xi_2}{ku_0 \text{sign} \xi_2} = 0, \quad (19)$$

или

$$s(\xi_1, \xi_2) = \xi_1 - ku_0 T_a \text{sign} \xi_2 \cdot \ln\left(1 + \frac{|\xi_2|}{ku_0}\right) + T_a \xi_2 = 0. \quad (20)$$

Линия переключения или последний участок траектории $s(\xi_1, \xi_2) = 0$ делит пространство на две области при $s > 0$ и $s < 0$. Внутри каждой из областей управление u постоянно, изменение управления происходит при $s = 0$. Соответственно, выбираем управление для каждой области, чтобы точка на фазовой плоскости перемещалась к линии переключения.

Следовательно, имеем неравенство в виде:

$$\frac{d|s(\xi_1, \xi_2)|}{dt} \leq 0, \quad (21)$$

или

$$\frac{ds(\xi_1, \xi_2)}{dt} \text{sign} s \leq 0. \quad (22)$$

Подставляя в выражение (22) функцию (20), получаем

$$\frac{\xi_2 ku_0}{ku_0 + |\xi_2|} \text{sign} s + \frac{|\xi_2| k}{ku_0 + |\xi_2|} u \text{sign} s \leq 0. \quad (23)$$

Последнее слагаемое выражения (23) зависит от управления u , тогда условие (23) выполняется при управлении вида:

$$u = -u_0 \text{sign} s. \quad (24)$$

Оптимальное управление принимает только значения u_0 , $-u_0$ и меняет свое значение не более одного раза.

Таким образом, определено оптимальное управление пьезоактюатором нано- и микроперемещений. Найдены выражения функции управления и линии переключения для оптимального управления многослойным пьезоактюатором при продольном пьезоэффекте.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ленк А.** Электромеханические системы. Системы с сосредоточенными параметрами. М.: Мир, 1978. 284 с.
2. **Миронов В.Л.** Основы сканирующей зондовой микроскопии. М.: Техносфера, 2004. 144 с.
3. **Акопьян В.А., Панич А.Е., Соловьев А.Н., Лесных Е.С., Шевцов С.Н.** Некоторые физико-механические проблемы пьезоэлектрических актюаторов и области их применения // Нано- и микросистемная техника. 2006. № 10. С. 35–40.
4. **Физическая акустика.** Т. 1. Ч.А. Методы и приборы ультразвуковых исследований / под ред. У. Мэсона. М.: Мир, 1966. 592 с.
5. **Schultz J., Ueda J., Asada H.** Cellular actuators. Oxford: Butterworth-Heinemann Publisher, 2017. 382 p.
6. **Сафронов А.Я., Климашин В.М., Парфенов Б.Г., Ярошевич В.А., Никифоров В.Г.** Пьезокерамические пакетные и моноблочные пьезоактюаторы // Компоненты и технологии. 2002. № 6. С. 26–28.
7. **Казаков В.К., Климашин В.М., Никифоров В.Г., Сафронов А.Я., Чернов В.А.** Многослойные пьезоэлектрические актюаторы и особенности их применения // Компоненты и технологии. 2007. № 6. С. 62–65.
8. **Казаков В.К., Никифоров В.Г., Сафронов А.Я., Чернов В.А.** Актюаторы для оптических затворов и методы измерений их характеристик // Нано- и микросистемная техника. 2007. № 10. С. 52–55.
9. **Афонин С.М.** Структурно-параметрическая модель многослойного электромагнитоупругого актюатора пьезоактюатора нано- и микроперемещений // Наноинженерия. 2014. № 10. С. 27–34.
10. **Afonin S.M.** A structural-parametric model of electroelastic actuator for nano- and microdisplacement of mechatronic system // Chapter 8 in the book Editors: Z. Bartul, J. Trenor, Advances in Nanotechnology. Vol. 19. New York: Nova Science Publisher. 2017. P. 259–284.
11. **Афонин С.М.** Статические и динамические характеристики пьезоактюаторов для нано- и микроманипуляторов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 5. С. 40–45.
12. **Бесекерский В.А., Попов Е.П.** Теория систем автоматического регулирования. М.: Профессия, 2004. 752 с.



УДК 622.1/2(035)

¹А.В. Елецкий, ¹А.В. Захаренков, ²О.В. Чудина, ¹С.Д. Федорович, ¹Е.В. Терентьев
(¹Национальный исследовательский университет "МЭИ",
²Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет "МАДИ")
E-mail: chudina_madi@mail.ru

Упрочнение стальной поверхности фуллеренами C₆₀ с использованием лазерного нагрева*

Проведены исследования упрочнения стальной поверхности фуллеренами C₆₀ с использованием лазерного нагрева. Показано, что при нанесении лазерных пятен с 50%-ным перекрытием структура упрочненного слоя состоит из мартенсита и феррито-цементитных смесей различной дисперсности, образовавшихся в результате распада мартенсита при повторном нагреве. Установлено, что микротвердость обработанной поверхности пропорциональна количеству фуллереновых слоев. Максимальное значение этого параметра достигается в центре лазерного пятна и составляет 950 HV.

Ключевые слова: малоуглеродистая сталь, фуллерены C₆₀, лазерный нагрев, микроструктура, микротвердость.

The investigations of hardening of the steel surface by C₆₀ fullerenes using laser heating are performed. It is shown that when creating laser spots with 50 % overlap, the structure of the hardened layer is martensite and ferrite-cement mixtures of different dispersity, formed as result of destroy of martensite upon reheating. It is found that the microhardness of the hardened layer increases linearly with the number of fullerene layers. The maximum hardness 950 HV is achieved in the center of the laser spot.

Keywords: low-carbon steel, C₆₀ fullerenes, laser heating, microstructure, microhardness.

Введение

В машиностроении большое внимание уделяется снижению металлоемкости, себестоимости, повышению надежности и долговечности машин при одновременном увеличении мощности развиваемых усилий и других параметров. Эксплуатационные свойства деталей машин во многом зависят от состояния поверхности, что предопределяет активное развитие технологий поверхностного упрочнения сталей и сплавов. Принципиально новые высокие физико-механические и эксплуатационные свойства изделий могут быть достигнуты путем целенаправленного создания модифицированных слоев на стальной поверхности путем легирования различными элементами или их композициями с использованием лазерного нагрева [1].

В связи с открытием нового класса углеродных наноматериалов, таких как фуллерены, графен, углеродные нанотрубки и т.п., интерес исследователей привлекла возможность создания упрочняющих покрытий на их основе. В работах [2–6] приведены результаты исследований модифицирования стальной поверхности наноструктурированным углеродом при лазерном нагреве. Такая обработка приводит к более чем пятикратному повышению микротвердости (до 1086 HV) за счет образования эвтектики, цементита, мартенсита, ячеистой субструктуры и измельчения зерна, повышению износостойкости и снижению коэффициента трения на 20...30 %.

Исследования [7–9] показывают, что наногуглеродные материалы с фуллереноподобной структурой сочетают высокую твердость и сверхупругость, что также является предпосылкой для существенного повышения износостойкости стальных изделий при низком коэффициенте трения.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10027).

Химический состав стальных образцов

Содержание элементов, %					
C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu
0,077 ± 0,019	0,087 ± 0,009	0,393 ± 0,008	0,011 ± 0,002	0,025 ± 0,001	0,035 ± 0,001

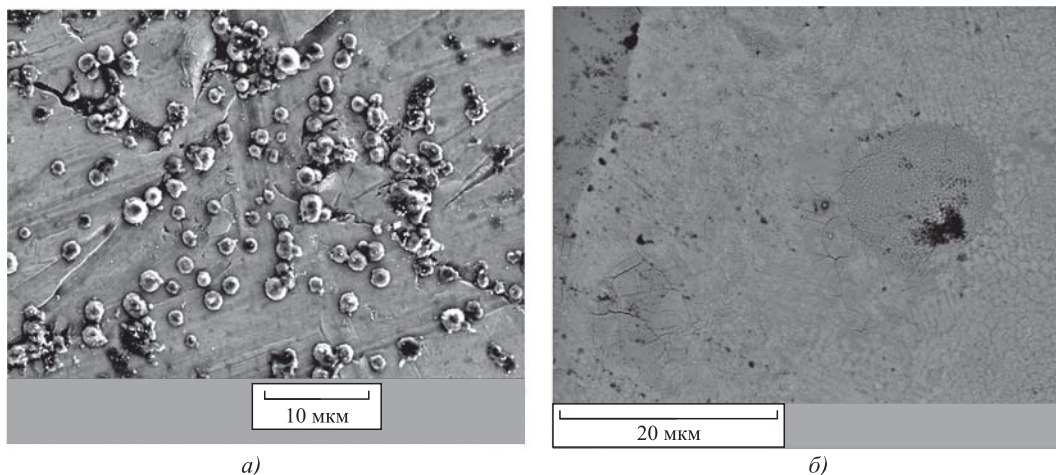


Рис. 1. Стальная поверхность, покрытая слоем фуллерена C_{60} до (а) и после (б) лазерного облучения

В связи с этим актуальным является исследование возможности упрочнения стальной поверхности наноглеродными материалами.

Материалы и методики проведения исследований

Исследования проводили на образцах из малоуглеродистой стали размером $10 \times 20 \times 5$ мм. Химический состав представлен в таблице. В качестве упрочняющего покрытия использовали фуллерен C_{60} чистотой 99,8 % производства компании STS Ltd (Санкт-Петербург).

На поверхность образцов послойно наносили раствор фуллеренов C_{60} в о-ксилоле при концентрации ~14 г/л (рис. 1, а). После каждого нанесения слой высушивали при комнатной температуре. Число фуллереновых слоев на образцах варьировали от 1 до 7. Микрофотографии поверхности до и после лазерной обработки получали на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения MIRA 3 LMU (Tescan) с термополювым катодом Шоттки в режиме отраженных электронов (BSE) (рис. 1).

В качестве источника лазерного излучения использовали лазерный аппарат для сварки ЛТА4-1, работающий в импульсном режиме на длине волны 1,064 мкм. Длительность импульсов варьировали в диапазоне от 1 до 3 мс, энергия импульса достигала значений 12 Дж. Упрочнение поверх-

ности образцов проводили в виде дорожек путем нанесения лазерных пятен с 50%-ным перекрытием (рис. 2).

Металлографические исследования упрочненного слоя проводили на оптическом микроскопе Zeiss Observer.Z1m с увеличением до $\times 1000$. Химический состав стали и распределение элементов по толщине упрочненного слоя проводили оптико-эмиссионным методом на установке Master UVR. Твердость измеряли на поверхности образцов и на поперечных шлифах по толщине упрочненного

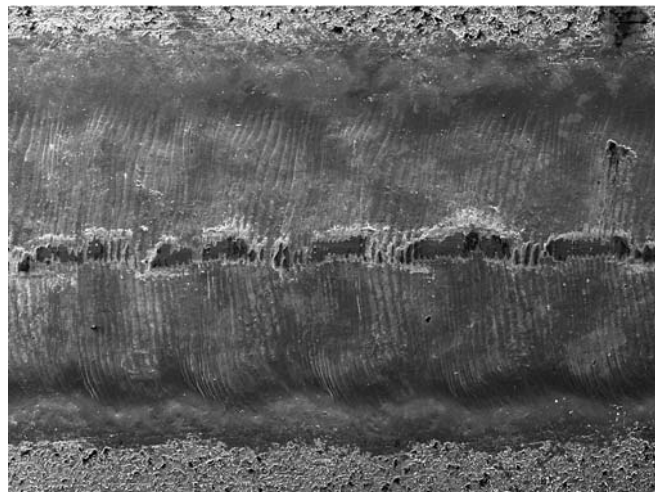


Рис. 2. Поверхность образцов после упрочнения фуллеренами C_{60} при лазерном нагреве

слоя на твердомере Emco-Test DURASCAN 20 при нагрузке 0,981 Н (100 гс).

Результаты исследований и их обсуждение

В работе проводили исследования состояния поверхности малоуглеродистой стали, подвергнутой лазерному легированию фуллеренами C_{60} . На рис. 1 представлены микрофотографии стальной поверхности с нанесенным слоем фуллерена C_{60} , полученные до и после лазерного облучения с помощью сканирующего электронного микроскопа. Видно, что испарение растворителя приводит к образованию микросталлов фуллерена размером в несколько микрометров. Эти микросталлы расположены беспорядочно по поверхности и отстоят друг от друга в среднем на расстоянии около 10 мкм. Лазерное облучение поверхности приводит к разрушению микросталлов и к формированию более или менее однородной пленки, содержащей фрагменты молекул фуллерена, внедренных в стальную матрицу.

Исследования показывают, что значения поверхностной микротвердости варьируются от 350 до 950 HV, причем, чем больше слоев, содержащих фуллерены C_{60} , тем выше твердость поверхности стали, однако толщина упрочненного слоя при этом уменьшается до 40 мкм. Плотность мощности лазерного излучения также влияет на микротвердость стальной поверхности. Максимальная твердость поверхности достигается при плотности мощности $q = 163 \text{ Дж/см}^2$.

Распределение поверхностной твердости упрочненной стали при нанесении четырех фуллереновых слоев, измеренной вдоль дорожки по центру с 50%-ным перекрытием лазерных пятен при плотности мощности $q = 163 \text{ Дж/см}^2$ приведено на рис. 3.

Видно, что распределение твердости носит регулярный скачкообразный характер, что указывает на структурную неоднородность упрочненного слоя, которая является результатом обработки лазерными импульсами с перекрытием. Максимальные значения соответствуют твердости мартенсита с содержанием 0,8 % С, а более низкие — феррито-цементитным структурам различной дисперсности, полученным при распаде мартенсита при повторном нагреве.

Измерения твердости с поперечных микрошлифов по толщине упрочненного слоя с шагом, равным примерно половине лазерного пятна, показывают аналогичные результаты. На рис. 4 показан характер распределения микротвердости по толщине упрочненного слоя в центре лазерного пятна.

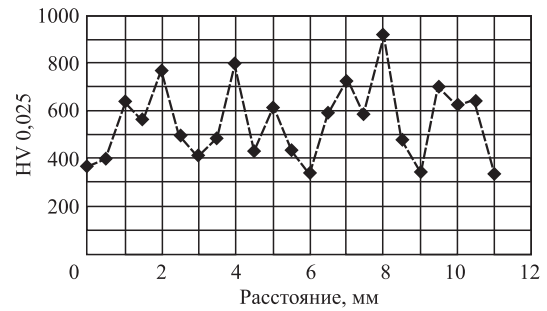


Рис. 3. Микротвердость упрочненной поверхности вдоль дорожки с 50%-ным перекрытием лазерных пятен

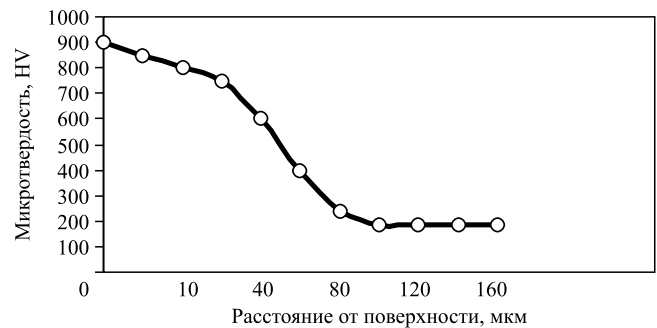
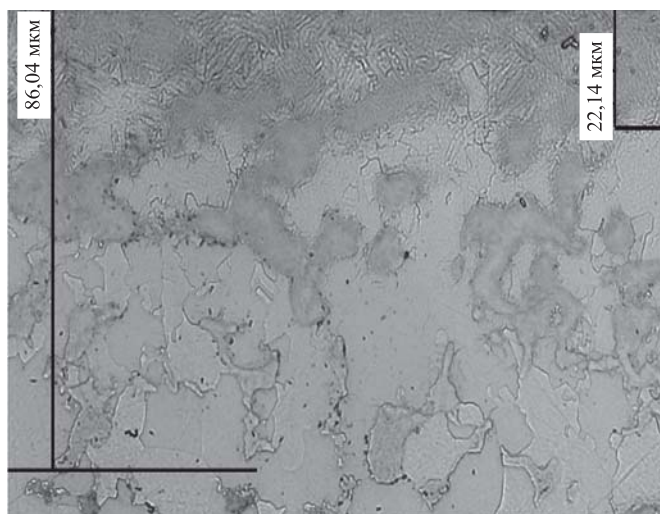


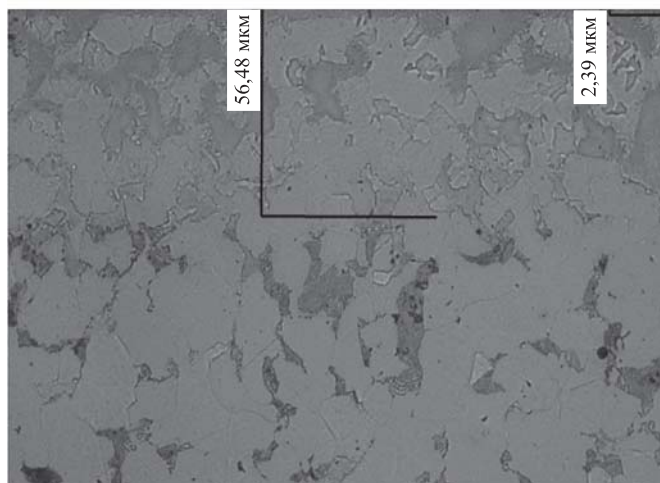
Рис. 4. Распределение микротвердости малоуглеродистой стали по толщине упрочненного слоя

В целях определения структуры и фазового состава упрочненной стальной поверхности фуллеренами C_{60} с использованием лазерного нагрева в работе проводили металлографические исследования и определение концентрации углерода по толщине слоя. Металлографические исследования показывают, что структура упрочненного слоя состоит из мартенсита и феррито-цементитных смесей различной дисперсности, образовавшихся в результате распада мартенсита при повторном нагреве. На рис. 5 видно, что строение и толщина упрочненного слоя зависят от числа фуллереновых слоев, нанесенных на поверхность стали перед лазерной обработкой. При нанесении одного слоя фуллеренов толщина упрочненного слоя составляет 86 мкм, а при нанесении четырех слоев — 56 мкм. Концентрация углерода в упрочненном слое также зависит от количества фуллереновых слоев. Максимальная концентрация углерода достигается вблизи поверхности и составляет 6,27 и 6,38 % С, а минимальная 4,88 и 4,91 % С на глубине 86 и 56 мкм соответственно.

Таким образом, исследования упрочнения стальной поверхности фуллеренами C_{60} с использованием лазерного нагрева показали, что при нанесении лазерных пятен с 50%-ным перекрытием структура упрочненного слоя состоит из мартенсита и феррито-цементитных смесей различной



а)



б)

Рис. 5. Микроструктуры упрочненного слоя малоуглеродистой стали после модифицирования фуллеренами C_{60} при лазерном нагреве с плотностью мощности $q = 163 \text{ Дж/см}^2$: а — один слой фуллеренов; б — четыре слоя фуллеренов

дисперсности, образовавшихся в результате распада мартенсита при повторном нагреве. Толщина и микротвердость упрочненного слоя зависят от количества фуллереновых покрытий, нанесен-

ных на поверхность стали перед лазерной обработкой. Максимальная толщина упрочненного слоя 86 мкм. Максимальная микротвердость достигается в центре лазерного пятна и составляет 950 HV.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Chudina O.V.** Modifying the steel surface by laser heating // *Welding International*. 2017. V. 31. № 3. P. 233—237.
2. **Лазерное** легирование конструкционных сталей нанокуглеродными материалами / О.В. Чудина, А.В. Елецкий, С.Д. Федорович и др. // *Технология машиностроения*. 2017. № 9. С. 5—9.
3. **Исследование** механизма поверхностного упрочнения сталей нанокуглеродными материалами с использованием лазерного нагрева / Г.С. Бочаров, А.В. Елецкий, О.С. Зилова и др. // *Физика металлов и металловедение*. 2018. № 2. Т. 119. С. 211—216.
4. **Исследование** механизма поверхностного упрочнения сталей нанокуглеродными материалами с использованием лазерного нагрева / Бочаров Г.С., Елецкий А.В., Зилова О.С. и др. // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 2. С. 197—201.
5. **Оптимизация** упрочнения стальной поверхности углеродными наноструктурами с последующей обработкой высокоинтенсивными источниками / Г.С. Бочаров, А.В. Елецкий, А.В. Захаренков и др. // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2018. № 1. С. 33—39.
6. **Лазерное** легирование конструкционных сталей нанокуглеродными материалами / Чудина О.В., Елецкий А.В., Федорович С.Д. и др. // *Сварочное производство*. 2018. Вып. 1. С. 20—25.
7. **Елецкий А.В.** Механические свойства углеродных наноструктур // *Успехи физ. наук*. 2007. Т. 177. С. 233—274.
8. **Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Блинов В.М., Бульенков Н.А.** Структура и свойства сверхупругих и твердых углеродных частиц, армирующих износостойкие композиционные материалы, полученные из смеси порошков железа и фуллеренов под давлением // *Российские нанотехнологии*. 2008. Т. 3. № 5—6. С. 150—156.
9. **Штанский Д.В., Кулинич С.А., Левашов Е.А., Moore J.J.** Особенности структуры и физико-механических свойств наноструктурных тонких пленок // *Физика твердого тела*. 2003. Т. 45. № 6. С. 1122—1129.

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

E-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

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

Технический редактор *Конова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 04.05.2018 г. Подписано в печать 02.07.18 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