ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 3 (27)
март
2007

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р физ.-мат. наук,
заслуженный деятель
науки РФ
В.Н. НЕВОЛИН

Председатель редакционного совета
д-р техн. наук, заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместители главного редактора:
И.Н. ЖЕСТКОВА
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Н.А. ФЕТИСОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Отв. за подготовку номера
канд. техн. наук А.В. БРОВЕР

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.

Тел.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

Пустовойт В.Н. От основания и до наших дней 3

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. Исследование механизма образования зародышей мартенсита при закалке в магнитном поле 4

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Бровер А.В., Дьяченко Л.Д. Самоорганизация поверхностных слоев металлических материалов при обработке концентрированными потоками энергии 8

Домбровский Ю.М. Физические основы и технология плазменного поверхностного упрочнения 14

Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д., Кацнельсон Е.А., Пахолок Т.С., Романовская Л.С. Модифицирование поверхностного слоя сталей лазерным легированием 26

Варавка В.Н. Динамическое прогнозирование структуры металлического сплава при импульсной поверхностной обработке 32

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Кудряков О.В., Архипов С.В., Сапунов С.Ю. Особенности строения и свойств горячецинкового покрытия, микролегированного никелем 40

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Пустовойт В.Н., Корнилов Ю.А. Использование эффекта Герберта для повышения стойкости режущих инструментов 47

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Бровер А.В. Устройство бесконтактной регистрации температуры металла, изменяющейся с гипервысокой скоростью 53

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

© Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2007

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 3 (27)
March
2007

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr of Phys. Math. Sci.,
The honoured worker
of a science of the RF
V.N. NEVOLIN

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

Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA
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
S.N. GRIGORIEV
V.Yu. ZAMYATIN
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
Yu.V. PANFILOV
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
N.A. FETISOVA
T.V. PARAYSKAYA

Responsible for preparation of number:
Cand. Tech. Sci. AV. Brover

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.

Ph.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Fax: (495) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

Pustovoyt V.N. From the basis and up to our days 3

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Pustovoyt V.N., Dolgachev Yu.V. Research of the mechanism of formation of germs of martensite at training in the magnetic field 4

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Brover A.V., Dyachenko L.D. Self-organizing of surface layers of metal materials at processing by the concentrated flows of energy . . . 8

Dombrovsky Yu.M. Physical foundations and technology of plasma surface strengthening 14

Brover G.I., Dyachenko L.D., Kacnelson E.A., Pacholok T.S., Romanovskaya L.S. Modifying of surface layer of steels by laser alloying 26

Varavka V.N. Dynamic forecasting of structure of a metal alloy at pulse superficial processing 32

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Kudryakov O.V., Sapunov S.Yu., Arkhipov S.V. Features of a structure and properties of a nickel-microalloyed hot zinc coating 40

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Pustovoyt V.N., Kornilov Yu.A. Availability of effect Gerbert for increase in cutting pover 47

PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

Brover A.V. The device of contactless registration of temperature of the metal, varied with hyperhigh speed 53

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2007**

В.Н. Пустовойт, *засл. деятель науки РФ, проф., д-р техн. наук, зав. кафедрой (Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)*

От основания и до наших дней

Кафедра "Физическое и прикладное материаловедение" была организована в 1943 г. в составе Ростовского-на-Дону института сельскохозяйственного машиностроения. Тогда она называлась кафедрой "Металловедение" и работала отдельно от кафедры "Технология металлов", как и сейчас – отдельно от кафедры "Технология конструкционных материалов". Время показало целесообразность такого разделения труда ученых – материаловедов и технологов, имеющих разный научный менталитет (по этой же причине, на наш взгляд, нецелесообразно преподавать сборную учебную дисциплину "Материаловедение и ТКМ").

С 1947 г. началось становление научного направления кафедры. Таким образом, в 2007 г. мы отмечаем 60-летие нашей научной школы. Первым постоянным заведующим кафедрой был проф., д-р техн. наук И.И. Хорошев, крупный специалист в области теории и практики производства ковкого чугуна, руководивший кафедрой до 1974 г. Его сменил заслуженный деятель науки и техники РСФСР, д-р техн. наук, проф. П.И. Русин, научные интересы которого были сосредоточены в основном на методах упрочнения изделий из чугуна с использованием высокочастотного нагрева. Вместе с этим в 1970-х годах начали развиваться и новые научные направления, такие как лазерное упрочнение деталей машин и металлообрабатывающего инструмента, методы термической обработки с использованием энергии внешнего магнитного поля, методы магнитной структуроскопии и др.

В 1988 г. заведующим кафедрой стал автор этих строк, и в девяностых годах научная школа продолжила свое развитие в направлении создания физических и технологических основ методов упрочнения стали с использованием высококонцентрированных потоков энергии и внешних воздействий. В настоящее время научная школа кафедры признана одной из ведущих в России и поддерживается грантом Президента РФ. Научные достижения кафедры отражены более чем в 1800 публикациях, в том числе пяти монографиях.

За время существования кафедра подготовила семь докторов и 88 кандидатов технических наук. На кафедре работает аспирантура, в которой ежегодно обучается около 10 аспирантов и соискателей, и докторантура, представленная в настоящее время двумя доцентами кафедры. За последние 10 лет исследовательские работы финансировались за счет хоздоговорных работ и средств госбюджета в рамках проектов Российского фонда фундаментальных исследований, межотраслевых научных программ, научных программ и грантов Минобрнауки РФ, грантов Президента РФ для молодых ученых и др.

По результатам научной деятельности разработаны уникальные технологические процессы лазерного упрочнения металлообрабатывающего инструмента, технологии лазерного поверхностного легирования и модифицирования покрытий, технологии поверхностного упрочнения с нагревом низкотемпературной плазмой, плазменной химико-термической обработки, в том числе оригинальный способ азотирования с использованием азота воздуха, способы комбинированного упрочнения деталей машин и инструмента с применением внешнего воздействия сильного магнитного поля. Созданы новые материалы: естественные композиты с дуальной феррито-мартенситной структурой для использования в тяжело нагруженных строительных конструкциях, для изготовления труб и котлов высокого давления, устройств броневой защиты. Все указанные разработки имеют инновационный потенциал и готовы для реализации потребителям "под ключ".

На кафедре работают девять штатных преподавателей, из которых четверо имеют ученую степень доктора технических наук и ученое звание профессора; средний возраст преподавателей 47 лет. В научном отделе кафедры работают 10 молодых научных сотрудников и инженеров, из них двое имеют ученую степень кандидата технических наук.

Кафедра является единственным в Южном Федеральном округе вузовским подразделением, которое готовит инженеров по специальности 15.05.01 "Материаловедение в машиностроении"; первый выпуск состоялся в 2006 г. Для успешной подготовки специалистов преподавателями кафедры опубликовано более 50 учебных пособий и методических разработок на основе государственного образовательного стандарта, созданы учебный план и рабочие программы по 15 специальным дисциплинам.

Динамичное развитие материальной базы обеспечивается благодаря приобретению современного научного оборудования за счет средств, полученных кафедрой за выполнение НИР, и средств централизованного бюджета вуза. Современной аппаратурой оснащены лаборатории металлографии, термические лаборатории, вычислительная лаборатория с новейшим программным обеспечением для количественной металлографии и выбора материалов, с мультимедийными учебными пособиями, виртуальным лабораторным практикумом, цифровым оборудованием для получения изображений структур и т.п. Вместе с тем уникальное оборудование лабораторий электронной микроскопии (четыре просвечивающих и сканирующих электронных микроскопа, электронограф) и рентгеноструктурного анализа (три установки) в значительной степени устарело морально и физически.

Приобретение новейшей техники необходимо для проведения научных исследований и улучшения качества подготовки специалистов. Этот дорогостоящий проект (около 45 млн руб.) кроме привлечения собственных ресурсов и средств централизованного бюджета университета кафедра рассчитывает реализовать при участии организаций-спонсоров, в том числе читателей журнала. Мы не рассматриваем это участие как благотворительность, а предлагаем свои услуги по реализации наших инновационных проектов в области НИР и целевой подготовки специалистов-материаловедов, которых мы гарантируем специализировать в соответствии с конкретными задачами потребителей.

На страницах этого номера журнала, который редакция любезно предоставила целиком нашей кафедре "Физическое и прикладное материаловедение", приведены результаты научных разработок ученых, аспирантов и докторантов кафедры.

УДК 620.22:537.612.4

В.Н. Пустовойт, *д-р техн. наук, проф.*, **Ю.В. Долгачев**, *студент*
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)

Исследование механизма образования зародышей мартенсита при закалке в магнитном поле

Уточнены данные, позволяющие оценивать влияние магнитного поля на снижение энергии образования зародышевого центра критического размера и изменение кинетики аустенитно-мартенситного превращения.

The data, allowing to estimate influence of a magnetic field on decrease in energy of formation of the germinal center of the critical size and change of kinetic of austenite-martensite transformation are specified.

Влияние внешнего магнитного поля на образование зародышей ферромагнитной фазы в парамагнитной матрице определено в работе [1]. Для характеристики состояния вещества при фазовом переходе первого рода в магнитном поле кроме обычных термодинамических параметров использовали дополнительный параметр упорядочения J, введенный Л.Д. Ландау [2] для характеристики переходов второго рода. С помощью этого параметра учитывали появление ближнего порядка в системе электронных спинов. В этом случае с известной степенью условности приписывали, например, мартенситному превращению некоторые черты фазового перехода второго рода, в частности нескачкообразное увеличение объемной намагниченности (исключая "взрывную" кинетику), вызванное "порционным" атермическим характером процесса. Это условие характеризуется непрерывностью в точке фазового перехода первой производной термодинамического потенциала Ф по обобщенной силе X_i (напряженность магнитного поля), т.е. отсутствием скачка обобщенной координаты x_i (намагниченность), так как $\partial\Phi/\partial H = J$.

Если исходной фазой является железоуглеродистый аустенит, то его парамагнитное состояние в макромасштабе характеризуется полным разупорядочением электронных спинов, при этом свободная энергия минимальна. Для выяснения особенностей магнитного состояния γ-фазы исследовали температурную зависимость обратной магнитной восприимчивости $1/\chi$ стали с 0,8 % С, в которой стабильный аустенит сохраняется до наиболее низких температур (рис. 1).

Магнитную восприимчивость и ее зависимость от температуры определяли с использованием высокочувствительных маятниковых весов с механической компенсацией в гравитационном поле. Измерение восприимчивости проводили относительным методом – в вакууме при массе образца 40...50 мг. В качестве эталонного вещества использовали моль Мора ($Fe_2SO_4(NH_4)_2{\cdot}6H_2O$) с удельной магнитной восприимчивостью при нормальной температуре $32{\cdot}10^{-6}$. Измерение восприимчивости железоуглеродистого аустенита оказалось возможным до температуры $t \approx 700$ °С. Ниже этой температуры измерению препятствует распад твердого раствора с образованием ферромагнитной α-фазы. При температурах $t > 820$ °С γ-фаза находится в парамагнитном состоянии, зависимость $1/\chi$ от t линейна и описывается законом Кюри–Вейса. При $t < 820$ °С наблюдается заметный рост χ, что приводит к отклонению указанной зависимости от закона Кюри–Вейса; при этом ход кривой удовлетворительно описывается функцией Ланжевена для супер-

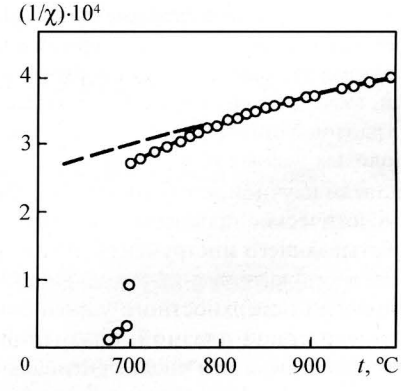


Рис. 1. Зависимость обратной магнитной восприимчивости $1/\chi$ стали с 0,8 % С от температуры t

парамагнетиков. Такое изменение магнитных свойств γ-фазы связано с самопроизвольным возникновением флуктуаций дальнего ферромагнитного порядка ("рои" спинов). "Рои" спинов представляют собой малые (однодоменные) ферромагнитные области, возникающие и аннигилирующие по статистическим законам. Эти области называют *ферромагнитными кластерами*, что подчеркивает их флуктуационный характер.

Наличие ферромагнитных кластеров в аустените обусловлено возникновением ситуации, при которой в микрообъемах с концентрационной неоднородностью (обогащенных атомами ферромагнитных веществ) проявляется положительное обменное взаимодействие, приводящее к установлению ферромагнитного порядка при температурах выше точки Кюри (или выше $T_{\gamma\to\alpha}$ для сталей, испытывающих при охлаждении γ→α-превращение с образованием ферромагнитной α-фазы). При этом суперпарамагнитные свойства аустенита рассматриваются как проявление "критического" суперпарамагнетизма, обусловленного магнитной неоднородностью вещества вблизи критической температуры (например, температуры Кюри или начала мартенситного превращения).

Больцмановская вероятность суперпарамагнитного состояния (при постоянных давлении и температуре) пропорциональна $\exp[-\Delta FV/(kT)]$, где ΔF – приращение свободной энергии, вызванное флуктуацией дальнего ферромагнитного порядка; V – объем флуктуации; k – постоянная Больцмана.

Приращение ΔF можно определить из общих термодинамических соображений. Если имеется система из N электронов с нескомпенсированными спинами, то в каждый момент времени из-за флуктуаций дальнего порядка в системе будет находиться m электронов с упорядоченным расположением спинов. Поскольку внутри однодоменной области пространственное расположение одинаковых спинов идентично атомной решетке, число распределений для такой системы с заданной намагниченностью

$$W = \frac{N!}{m!(N-m)!}.$$

При наложении внешнего магнитного поля в результате суперпозиции обменного и магнитного взаимодействий происходит дополнительное упорядочение магнитных моментов, что способствует увеличению устойчивости (времени релаксации) и мгновенной концентрации ферромагнитоупорядоченных участков. При этом изменение конфигурационной энтропии $\Delta S = k\ln(W)$ с учетом приближения Стирлинга $\ln(x!) = x\ln(x) - x$ можно записать таким образом:

$$\Delta S = k[N\ln(N) - m\ln(m) - (N-m)\ln(N-m)]. \quad (1)$$

В системе с m-ориентированными спинами намагниченность J подобна параметру дальнего порядка в теории Брэгга–Вильямса, который учитывает степень атомного упорядочения в кристаллической решетке, содержащей два вида атомов, а J^2 пропорционален той части полного числа спинов, которая состоит из спинов, находящихся в упорядоченных узлах. Тогда $J^2 = m/N$, $m = J^2N$, $(N - m) = N(1 - J^2)$ и для кристалла, содержащего один моль атомных мест (т.е. $kN_0 = R = 8{,}314$ кДж/(К·кмоль)),

$$\Delta S = -R[J^2\ln(J^3) + (1-J^2)\ln(1-J^2)]. \quad (2)$$

Нетривиальное для классической статистики выражение $J^2 = m/N$, основанное на квантовой природе ферромагнетизма, отражает явления ближнего порядка, при котором учитывается взаимодействие только ближайших соседств спинов.

Появление ближнего порядка приводит к изменению обусловленной обменным взаимодействием конфигурационной энергии, величина которой, отнесенная к одному молю, $\Delta E = -N_0J^2zA$, где z – координационное число; A – обменный интеграл.

Общее изменение свободной энергии, вызванное флуктуацией ферромагнитного порядка,

$$\Delta F = -N_0J^2zA - RT[J^2\ln(J^2) + (1-J^2)\ln(1-J^2)]. \quad (3)$$

Относительная намагниченность для суперпарамагнитного состояния описывается функцией Ланжевена:

$$J = \mathrm{cth}\left(\frac{MH}{kT}\right) - \frac{kT}{MH}, \quad (4)$$

где M – магнитный момент кластера.

Расчет ΔF по формуле (3) проводили в предположении, что корреляция между спинами при температуре, соответствующей возникновению суперпарамагнетизма, существует на расстоянии ≈1 нм (около трех элементарных ячеек аустенита при содержании углерода 0,8 %). При меньших размерах кластера однодоменная область становится неустойчивой, т.е. обменные силы в этом случае не способны поддерживать спонтанную намагниченность. Для области температур начала мартенситного γ→α-превращения в работе [3] размер кластеров оценен величиной ≈2,5 нм. Полагая для упрощения зависимость размера кластера от температуры линейной, получили расчетные температурные зависимости ΔE, $\Delta S{\cdot}T$ и ΔF, которые для условий действия внешнего поля напряженностью $H = 1{,}6$ МА/м иллюстрирует рис. 2, *а*.

Как видно, увеличение ΔF при высоких температурах и малой степени порядка определяется в основном соответствующим изменением энтропии. При более низких температурах наличие суперпарамагнитных кластеров больших размеров еще сильнее повышает свободную энергию. Однако дальнейшее снижение температуры приводит к установлению точного равно-

весия между соответствующими изменениями энтропии и внутренней энергии. Температура ≈180 К, отвечающая условию $\partial E/\partial J = \partial ST/\partial J$, соответствует ферромагнитной точке Кюри железоуглеродистого аустенита. Экстраполяция зависимости $1/\chi$ от T на ось температур также дает значение температуры Кюри (≈180 К).

Изменение свободной энергии, обусловленное образованием ферромагнитных кластеров, зависит от напряженности магнитного поля, а также от размера флуктуации дальнего ферромагнитного порядка, что следует из формул (3) и (4). В сильных полях максимум кривой $\Delta F(T)$ и температура Кюри смещаются в область более высоких температур, что находится в соответствии с известными представлениями об установлении дальнего ферромагнитного порядка выше точки Кюри из-за сильного парапроцесса, вызванного внешним полем.

Следует особо оговорить физический смысл величины ΔF, которую следует понимать как работу, совершенную обменными силами над молем вещества, по установлению в расположении электронных спинов порядка (параллельности), нарушаемого тепловой энергией. Условие $\Delta F > 0$ соответствует возникновению микрообъемов со спиновым порядком вследствие обменного и магнитного взаимодействий и их аннигиляции в результате теплового разупорядочения (но в каждый момент времени существует некоторое равновесное число таких микрообъемов).

Близкой, но недостаточно точной аналогией представляются флуктуации дальнего атомного порядка в жидком металле при температурах несколько более высоких, чем равновесная температура кристаллизации. Отличие заключается в том, что величину ΔF, обусловленную изменениями в магнитной подсистеме, по-видимому, нельзя считать аддитивным вкладом в движущую силу фазового перехода, который характеризуется изменением атомной симметрии (переход первого рода). Однако если рассматривать свободную энергию образования одного кластера, игнорируя энергию поверхности раздела между парамагнитной матрицей и группой атомов с параллельными спинами, то можно записать ее как

$$\Delta f^* = \Delta FVJ^2 N_0/V_м,$$

где $V_м$ – молярный объем.

Роль этой энергии при фазовом переходе первого рода сводится к тому, что ферромагнитные кластеры, воспринимая энергию внешнего магнитного поля через магнитострикционные напряжения, изменяют поле упругих сил в микрообъемах атомной решетки матрицы и этим способствуют снижению энергетического барьера для образования зародышевого центра критического размера.

Вместе с тем следует отметить, что расчеты величин и построение зависимостей по приведенным

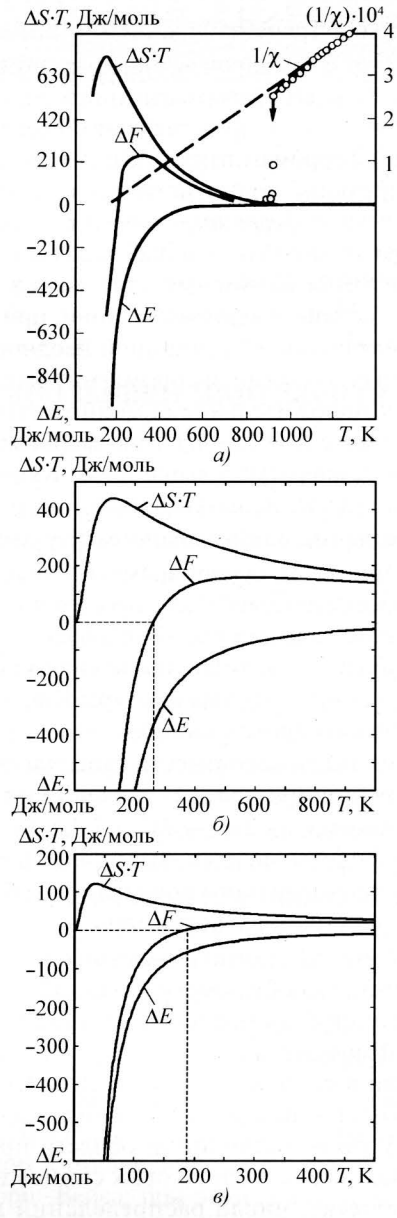


Рис. 2. Зависимости изменения свободной энергии стали с 0,8 % С, вызванного флуктуациями дальнего ферромагнитного порядка, от температуры *T*:
а – упрощенная; *б* – уточненная; *в* – при размере кластера d = 1,627 нм

в работе [1] формулам проводили вручную с помощью громоздких таблиц по дискретным точкам; при этом были неизбежны неточности. Поэтому в настоящей работе с использованием математического программного обеспечения сделано уточнение этих расчетов.

В процессе расчета выбирали те же значения параметров, которые были использованы в работе [1]. Чтобы вычислить относительную намагниченность J для суперпарамагнитного состояния с помощью

функции Ланжевена (4), необходимо рассчитать магнитный момент кластера:

$$M = J_s V, \qquad (5)$$

где J_s = 0,17 Тл – спонтанная намагниченность;

V – объем кластера, м^3.

При расчете объема учитывали, что для области температур начала мартенситного $\gamma \to \alpha$-превращения в работе [3] размер кластеров приблизительно оценен величиной 2,5 нм. В этом случае объем кластера вычислим как объем сферы диаметром 2,5 нм:

$$V = 0{,}5236(2{,}5 \cdot 10^{-9})^3 = 8{,}181 \cdot 10^{-27} \text{ м}^3.$$

Тогда

$$M = 0{,}17 \cdot 8{,}181 \cdot 10^{-27} = 1{,}391 \cdot 10^{-27} \text{ Тл} \cdot \text{м}^3.$$

При расчете по формуле (3) обменный интеграл вычисляли по формуле

$$A = 0{,}5k\theta, \qquad (6)$$

где θ = 180 К – ферромагнитная температура Кюри железоуглеродистого аустенита.

При $k = 1{,}380622 \cdot 10^{-23}$

$$A = 0{,}5 \cdot 1{,}380622 \cdot 10^{-23} \cdot 180 = 1{,}243 \cdot 10^{-21} \text{ Дж}.$$

Координационное число для решетки аустенита z = 12.

С учетом этих данных проведены вычисления по формулам (3), (4) и построены уточненные температурные зависимости ΔE, $\Delta S \cdot T$ и ΔF для условий действия внешнего поля напряженностью 1,6 МА/м (рис. 2, *б*).

В результате пересчета получены значения того же порядка, что и в работе [1]. Но, как видно по рис. 2, *б*, не выполняется условие $\partial E/\partial J = \partial ST/\partial J$ при температуре ≈180 К, соответствующей ферромагнитной точке Кюри железоуглеродистого аустенита. Приведенное равенство соблюдается при температуре 259 К. Это обусловлено тем, что размер кластера, в котором существует корреляция между спинами, точно не определен, а его значение для области температур начала мартенситного превращения принято равным ≈2,5 нм.

Однако можно точно определить размер кластера для того, чтобы указанное условие соблюдалось при температуре 180 К. Решение этой задачи показало, что для напряженности поля H = 1,6 МА/м размер кластера составляет 1,627 нм. При таком значении расчеты по формулам (3) и (4) дают температурные зависимости ΔE, $\Delta S \cdot T$ и ΔF, которые для условий действия внешнего поля напряженностью 1,6 МА/м отражает рис. 2, *в*.

Следует отметить: размер кластера зависит от напряженности магнитного поля, т.е. каждому значению напряженности поля соответствует минимальный размер области со спиновым порядком, способной воспринимать энергию этого поля через магнитострикционные напряжения, что делает эту область возможным зародышем критического размера.

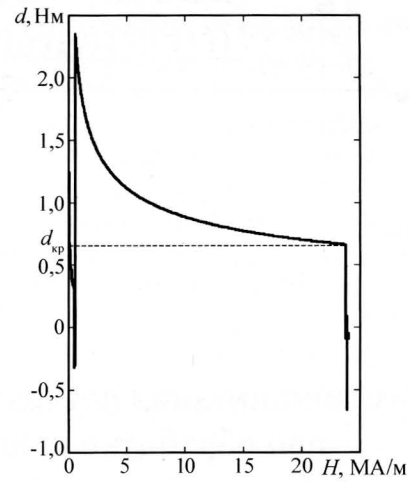


Рис. 3. Зависимость размера кластера *d* от напряженности магнитного поля *H*

На рис. 3 приведена зависимость размера кластера d от напряженности магнитного поля H, из которой следует, что функция Ланжевена, описывающая ситуацию "критического" суперпарамагнетизма, обусловленного магнитной неоднородностью вещества, оказывается приемлемой для расчетов в интервале напряженностей поля от 0,6 до 23,7 МА/м. Это вызвано тем, что существует минимальный критический размер кластера $d_{кр}$, равный приблизительно 0,66 нм (см. рис. 3), а не 1 нм, как было указано в работе [1]. При меньших размерах однодоменная область становится неустойчивой, т.е. обменные силы в этом случае не способны поддерживать спонтанную намагниченность. При H < 0,6 МА/м определение размера кластера по данным на рис. 3 и подстановка этого значения для расчета J по формуле (4) становятся нереальными из-за гиперболического характера функции Ланжевена, что при ординате >2,35 нм делает некорректными вычисления компьютера, переводящего размер кластера в область отрицательных значений.

Таким образом, получены уточненные данные, которые позволяют оценивать влияние магнитного поля на снижение энергии образования зародышевого центра критического размера и изменение кинетики аустенитно-мартенситного превращения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н.** Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. М.: Машиностроение, 1987. 255 с.

2. **Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М.** Статистическая физика. М.: Наука, 1976. Ч. 1. 583 с.

3. **Ромашев Л.Н., Ворончихин Л.Д., Факидов И.Г.** Магнитное состояние аустенита хромоникелевых сталей вблизи мартенситной точки // Металлофизика. Киев: Наук. думка, 1974. Вып. 55.

УДК 621.9.048.7

А.В. Бровер, *канд. техн. наук, доц.*, **Л.Д. Дьяченко**, *ст. преп.*
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)

Самоорганизация поверхностных слоев металлических материалов при обработке концентрированными потоками энергии

На основе анализа физических процессов, протекающих в зонах воздействия лазерного излучения на металлы, выявлены особенности самоорганизации структуры, что приводит к формированию нетривиальных свойств поверхностных слоев. Рассмотрены факторы, вызывающие локальную пластическую деформацию, которая вносит значительный вклад в эффект упрочнения.

On the basis of the analysis of the physical processes proceeding in zones of laser radiation influence on metals, features of self-organizing of structure are revealed, that results in formation of not trivial properties of surface layers. The factors resulting in local plastic deformation, which brings the significant contribution to effect of strengthening, are shown.

Введение

В ряде современных научных направлений наиболее перспективным в техническом отношении представляется изучение явлений, происходящих на поверхности металлических сплавов при их обработке *концентрированными потоками энергии* (КПЭ). Подобная обработка позволяет получать результаты, не достижимые при использовании традиционной технологии.

При воздействии КПЭ, в частности лазерного излучения, в стали в течение тысячных долей секунды происходит сложный комплекс структурных и фазовых превращений, способствующих возникновению значительного упрочнения. Механические свойства сталей при этом зависят от многих факторов: степени развития мартенситного превращения, исходного химического состава, количества и дисперсности карбидной фазы. Экспериментальными исследованиями установлено, что максимальное упрочнение после лазерной обработки достигается на сталях с массовой долей углерода более 0,6...0,8 % [1, 2]. Скоростные процессы, свойственные лазерному способу закалки, повышают твердость сталей на 20...30 % по сравнению с традиционным объемным упрочнением.

Постановка задачи

Эффект повышения механических характеристик в зонах обработки поверхности сталей источниками КПЭ обусловлен высокими скоростями нагрева и охлаждения, значительными температурными градиентами в зонах воздействия, которые наряду с $\alpha \leftrightarrow \gamma$-перекристаллизацией приводят к появлению термических напряжений (обусловленных различием удельных объемов и коэффициентов линейного расширения сосуществующих фаз), релаксирующих за счет образования, движения и взаимодействия дислокаций.

Таким образом, наблюдаемое упрочнение сплавов под действием лазерного импульсного излучения определяется:

- мартенситным превращением;
- суммарным влиянием *высокотемпературной локальной пластической деформации*, приводящей к особому дислокационному строению с повышенной дисперсностью блоков как в процессе облучения, так и впоследствии при фиксации неравновесных структур;
- ускорением процесса массопереноса атомов по механизму "дрейфа".

Ведущую роль в организации конечных структур играют внутренние поля напряжений, а также незавершенность гомогенизационных процессов и характер распределения примесей и легирующих элементов в растворе перед охлаждением. При этом твердость конечных структур будет зависеть не только от уровня общей насыщенности твердых растворов, но и от степени сохранившейся микрохимической неоднородности вокруг источников растворения. Локализация ре-

лаксационных процессов в результате зарождения и развития деформационных потоков вдоль межфазных границ, около включений карбидов, неметаллических включений и на прилегающих участках матрицы сталей вызывает формирование при лазерной обработке дальнодействующих полей напряжений, сопровождающихся локализацией возникновения диссипативных структур и свидетельствующих о процессах самоорганизации в облучаемом материале.

Практическое использование эффектов лазерного облучения сдерживается отсутствием единой концепции о механизме нетривиального структурообразования и о физических процессах в зонах воздействия лазерного излучения на металлы с учетом роли явления структурной наследственности, возникновения значительных температурных градиентов, приводящих к локальной пластической деформации, а также степени релаксации последствий наклепа.

В настоящей работе сделана попытка систематизации экспериментальных данных, содержащихся в литературе и полученных авторами, об особенностях самоорганизации структуры поверхностных слоев металлических материалов в зонах лазерной обработки.

Методика проведения исследований

Для исследований использовали стали У10А, У12, 9ХС, ХВГ, Х12М, Х12Ф1, ШХ15, Р6М5, сталь 45, а также модельные материалы – медь, никель, стали 12Х18Н9Т и 08Х13.

Импульсную лазерную поверхностную обработку осуществляли на технологической установке "Квант-16" при изменении плотности мощности излучения в пределах 80...150 МВт/м^2. Степень расфокусировки луча (3...6 мм) и длительность облучения ((3...6)$\cdot 10^{-3}$ с) позволили варьировать плотность мощности излучения в широких пределах.

Поверхностной обработке подвергали не менее чем по семь образцов размерами 10×10×15 мм для каждого варианта упрочнения. При измерениях различных величин определяли их средние значения, средние квадратические отклонения и доверительные интервалы при доверительной вероятности P = 0,95 (критерий Стьюдента составлял 2,447).

Микроструктуры изучали на поперечных и продольных шлифах на микроскопах МИМ-7 и Neophot-21. Исследования тонкой структуры обработанных слоев проводили на электронном микроскопе ЭММА-4 при увеличениях 15 000...20 000 по методу фольг, основанном на формировании изображения по дифракционному контрасту.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н с учетом стандартных правил размещения отпечатков, согласно которым минимально допускаемое расстояние между центрами соседних отпечатков составляло 30 мкм, от центра отпечатка до края образца – 20 мкм.

Наблюдение линий (ступенек) сдвига, возникших при пластической деформации, и измерение их величины осуществляли с использованием микроинтерферометра Линника (МИИ-4М).

Идентификацию фазового состава в зонах термовлияния проводили методом дифракционного рентгеновского анализа по глубине после электролитического полирования образцов и металлографического контроля структуры изучаемой поверхности. Исследования выполняли на дифрактометре ДРОН-0,5 в фильтрованном Fe_{K_α}-излучении с регистрацией интенсивности сцинтилляционными счетчиками. Съемку профилей рентгеновских линий осуществляли в режиме непрерывной записи со скоростью 1°/мин.

Обсуждение результатов

Экспериментально установлено [3], что вследствие неравномерного распределения энергии по сечению лазерного пучка облученные зоны металла имеют гетерогенное строение. В центральной части пятна поглощается максимальное количество энергии, достигается максимальная температура нагрева, снижающаяся к периферии облученной области.

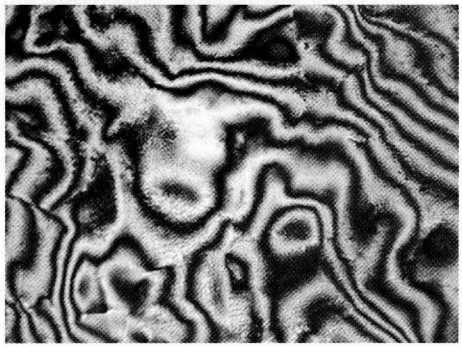
Следует отметить, что пониженная травимость лазерно-закаленной структуры может быть результатом динамической полигонизации [4, 5], обусловленной релаксацией тепловых напряжений и формированием мельчайших субзерен (наноструктурный эффект) с развитой поверхностью границ, имеющих низкую энергию.

Зоны упрочненного пятна различаются морфологией. В случае лазерной обработки с оплавлением поверхности образцов в пятне в общем случае присутствуют три зоны. Центральная, оплавленная зона глубиной 5...20 мкм имеет дендритно-ячеистое строение и содержит α-, γ-фазы и некоторое количество нерастворившихся карбидов, причем содержание γ-фазы составляет 30...90 % в зависимости от химического состава облучаемой стали.

В поперечном сечении столбчатые кристаллы выглядят как равноосные зерна, состоящие из отдельных блоков, ориентированных определенным образом в пределах каждого зерна, т.е. центральная часть пятна имеет мозаичную субструктуру (рис. 1, *а*).

В процессе исследований установлено, что при лазерной закалке из жидкого состояния вследствие температурных и концентрационных градиентов оплавленная зона характеризуется высокой степенью неравновесности жидкой фазы, бифуркационной

а)



б)

Рис. 1. Дендритно-ячеистое строение (×700) оплавленной зоны на стали 45, наблюдаемое в обычном (*а*) и интерференционном (*б*) микроскопах

неустойчивостью расплава и переходом ламинарного течения жидкости к турбулентному. Образующиеся при этом вихри обеспечивают на разных масштабных уровнях диссипацию энергии, аномальные потоки массопереноса и диспергирование растущих кристаллов. Смещение интерференционных полос на возникающем рельефе поверхности в центральной части пятна отчетливо фиксируются при исследовании структуры с использованием микроинтерференционного микроскопа МИИ-4М (рис. 1, *б*)

Одна из особенностей строения оплавленной зоны заключается в искривлении границ зерен в виде зубчатости (рис. 2), которая, по-видимому, является следствием миграции границ за счет значительных напряжений и пластической деформации в микрообъемах, возникающих при лазерной обработке. Следует отметить, что в случае лазерного оплавления поверхности металла, т.е. когда в центральной части пятна возникает слой застывшего расплава, основным источником деформаций служат термические напряжения при кристаллизации, а также напряжения, возникающие на границе зоны расплава и твердого металла при кристаллизации.

Тепловое травление этой зоны (нагрев до 100...500 °С с выдержкой 1...4 ч) позволило выявить

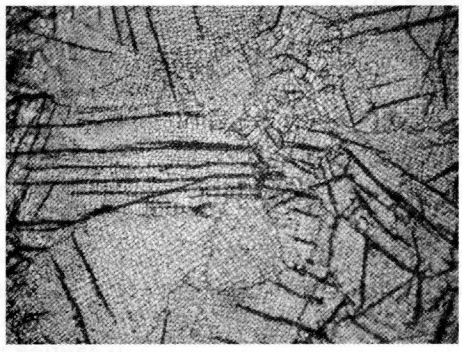


Рис. 2. "Игольчатое" строение зоны лазерной закалки из жидкого состоянии на стали Р6М5 (×500)

ее "игольчатое" строение. Электронно-микроскопические исследования показали, что каждая "игла" оттенена внешне декорирующими ее карбидами. По-видимому, "иглы" представляют собой преимущественные выделения карбидов в легированных сталях вдоль линий сдвигов и полос скольжения, приводящие к формированию текстуры выделений.

Таким образом, при лазерной обработке с оплавлением поверхности после быстрого поглощения энергии лазерного импульса следует расширение нагретой области, окруженной большой массой холодного исходного металла, т.е. возникает неравномерное термическое расширение при большом градиенте температур. Этот процесс в совокупности с локальными изменениями объема при полиморфных $\alpha \leftrightarrow \gamma$-переходах приводит к появлению в следующей (второй) зоне облученного пятна термических напряжений, релаксирующих за счет образования, движения и взаимодействия дислокаций.

Приведем некоторые типичные результаты исследования эффектов локальной пластической деформации в области, окружающей зону лазерной закалки из жидкого состояния.

Определение следов пластической деформации в процессе облучения является сложной задачей. Вероятно, абсолютные значения пластических деформаций невелики из-за кратковременности действия светового импульса и на большинстве материалов не наблюдаются обычные деформационные эффекты (изменение формы зерен, образование двойников и полос деформации). Однако при исследовании модельных сплавов, имеющих однофазную структуру или структуру с небольшим количеством второй фазы, удается доказать наличие эффекта пластической деформации.

В настоящей работе для исследования выбраны медные и никелевые сплавы, а также техническое железо с низким содержанием углерода. Образцы имели полированную поверхность для изучения следов

скольжения и поворота зерен. Облучение проводили на лазерных установках ГОС-30М и "Квант-16". Плотность мощности излучения составляла 150 МВт/м^2, длительность импульса – около $1 \cdot 10^{-3}$ с при различной степени расфокусировки луча.

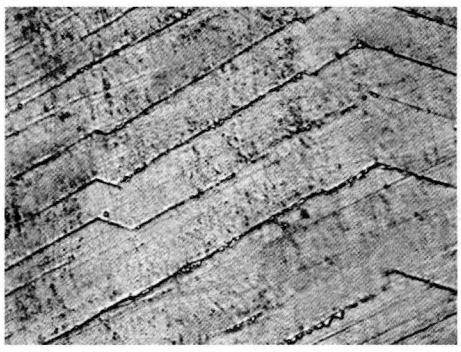
Установлено, что в медных и никелевых сплавах около оплавленной зоны (в зоне термического влияния) наблюдаются деформационный рельеф и поворот зерен. Эти явления связаны с суммированием микроперемещений большого числа дислокаций в своих плоскостях скольжения, что приводит к макросдвигам, проявляющимся на поверхности полированных образцов в виде линий или полос скольжения и рельефных границ зерен. При этом можно наблюдать следы скольжения нескольких систем, характер которых свидетельствует о высокой скорости пластической деформации [5, 6].

Таким образом, с помощью подбора материалов и условий облучения доказано возникновение локальной пластической деформации при обработке металлов концентрированными потоками энергии. В зонах лазерного облучения сплавов формируется сложное напряженное состояние, сопровождающееся релаксационными процессами уменьшения локализованных напряжений и массопереноса. В результате образуются сложнодеформированные дислокационные диссипативные структуры.

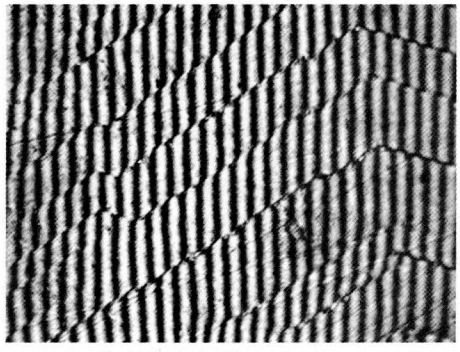
Деформация осуществляется за счет выраженного поперечного скольжения в зерне (рис. 3, *а*). В большой полосе скольжения (длиной $L = 1 \cdot 10^{-2}$ мм) число дислокаций, скапливающихся на кромках (около препятствий), достигает высоких значений – порядка 1000. Вокруг таких горизонтальных дислокационных групп действует поле высоких напряжений, направленное против источника и вызывающее торможение в соседних плоскостях скольжения. Из-за больших скоплений дислокаций возможны изгиб и поворот полос скольжения, что также приводит к торможению движущихся дислокаций и упрочнению.

Для исследования следов скольжения применяли интерференционную микроскопию. При использовании полученных на модельных сплавах результатов в настоящей работе сделана попытка определения напряжений сдвига, вызывающих пластическую деформацию металла в зонах лазерной обработки.

Вдоль границ зерен на поверхности образуются V-образные выступы, связанные с необходимостью аккомодации разной по значению деформации в соседних зернах. Развитие выраженного поверхностного рельефа, обусловленного скольжением и образованием сбросов внутри зерен, является следствием структурных изменений при локальной пластической деформации в результате воздействия КПЭ. Измерив



а)



б)

Рис. 3. Линии скольжения (×700) на меди после лазерной обработки, наблюдаемые в обычном (*а*) и интерференционном (*б*) микроскопах

смещение интерференционных полос одинаковой толщины, можно судить о напряжениях сдвига, вызывающих локальную пластическую деформацию на поверхности облученного пятна.

Как видно на рис. 3, *б*, на линиях скольжения появляется смещение интерференционных линий. После измерения этих смещений (Δ) вычисляли высоту ступеньки, образующейся на линии скольжения:

$$h = \frac{\lambda}{2}\frac{\Delta}{l},$$

где λ – длина волны монохроматического излучения;

l – расстояние между полосами интерференции.

Высота ступеньки h пропорциональна числу дислокаций nb, исходящих из действующего дислокационного источника (n – число дислокаций, вышедших на поверхность; b – вектор Бюргерса). Однако вероятность того, что выход дислокаций произошел перпендикулярно к плоскости наблюдения, мала. Приняв наиболее удобный для наблюдения интерференционной картины угол выхода равным 45° [7], получим ступеньку на линии скольжения в виде равностороннего прямоугольного треугольника с

гипотенузой, равной h. Тогда действительная высота ступеньки (катет) $h_1 = h/\cos 45°$. В итоге

$$nb = h_1 = \frac{2h}{\sqrt{2}}. \quad (1)$$

Предшествующая скольжению упругая деформация в кристалле равна τ/G, где τ – приложенное напряжение, G – модуль сдвига. Когда начинается скольжение, упругая деформация релаксирует в области диаметром $2L$, где L – длина линий скольжения дислокаций [8].

Предположив полный переход суммарной упругой деформации ($2L\tau/G$) в пластическую, равную nb при распространении n дислокационных петель, получим

$$nb = 2L\tau/G. \quad (2)$$

Таким образом, использовав выражения (1) и (2), можно рассчитать напряжение сдвига τ, вызывающее пластическую деформацию (при $L = 1 \cdot 10^{-2}$ мм).

Результаты вычислений приведены в таблице. Разброс расчетных значений связан с большим количеством измерений. Несмотря на это, результаты показывают, что напряжения сдвига, вызывающие локальную пластическую деформацию на поверхности облученного пятна, намного превышают условный предел текучести сплавов $\sigma_{0,2}$. Данное отличие связано с релаксацией напряжений путем пластической деформации по мере достижения предела текучести материала.

Отдельно следует выделить роль включений различного состава исходной структуры в формировании структуры и свойств лазерно-закаленных слоев, особенно на легированных сталях. Включения, являясь концентраторами напряжений и способствуя локализации релаксационных процессов в результате зарождения и развития деформационных потоков вдоль межфазных границ и в прилегающих участках матрицы сталей, вызывают формирование дальнодействующих полей напряжений, которое сопровождается локализацией возникновения диссипативных структур и свидетельствует о процессах самоорганизации в системе включение–матрица.

Расчетные значения напряжения сдвига τ в лазерно-облученных слоях модельных материалов

Материал	τ, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
Медь	320,9...423,8	40...80
Никель	311,7...578,4	120...160
Техническое железо	519,6...607,8	120
Сталь 08Х13	410,7...547,6	205
Сталь 12Х18Н9Т	386,5...485,3	195...205

При проведении металлофизических экспериментов установлено, что энергия лазерного луча оказалась достаточной для оплавления тугоплавких и плавления легкоплавких включений карбидов в легированных сталях, а также для развития процессов массопереноса через границы раздела включение–матрица. При оплавлении зоны матрицы, прилегающие к включениям, насыщаются компонентами включений, которые фиксируются при резком охлаждении в твердом растворе. По-видимому, вблизи включений в момент воздействия происходят релаксационные микропластические процессы деформационного происхождения, а при охлаждении – релаксация термических напряжений.

Кроме того, при оплавлении часть расплавившихся включений в случае быстрого охлаждения может затвердеть, как тонкие аморфные пленки, что вносит дополнительный вклад в общее упрочнение стали при лазерной обработке.

Металлографические исследования сталей также показали, что, поскольку в зоне лазерного воздействия повышается температура, с высокой скоростью происходят рекристаллизационные процессы, имеющие динамический характер и определяющиеся типом стали и ее исходным состоянием, возможны динамическая полигонизация, первичная, вторичная и собирательная рекристаллизация.

В частности, установлено, что в зонах лазерного облучения на образцах из технического железа (малоуглеродистая сталь) наблюдается значительное повышение микротвердости (до 2800...3200 МПа) по сравнению с исходной структурой (1000 МПа). В этом случае структура металла около оплавленной зоны отличается мелкозернистостью: средний диаметр зерен равен 3...20 мкм (в исходной структуре 80...100 мкм) [6]. Подобный эффект соизмерим с деформационным упрочнением с высокими степенями обжатия. Измельчение зерна и повышение твердости облученного технического железа объясняются фазовым наклепом при $\alpha \leftrightarrow \gamma$-перекристаллизации, пластической деформацией под действием термических напряжений и последующей рекристаллизацией [9].

Следует отметить, что при облучении высоколегированных сталей типа Р6М5 в зоне лазерной закалки из твердого (аустенитного) состояния наблюдаются границы аустенитных зерен и нерастворенные карбиды. Твердость металла в этой зоне достигает 9500...11 000 МПа. Рентгеноструктурный анализ зон облучения показал, что при обработке без оплавления поверхности рефлексы основных фаз сталей, закаленных из твердого состояния, имеют размытый

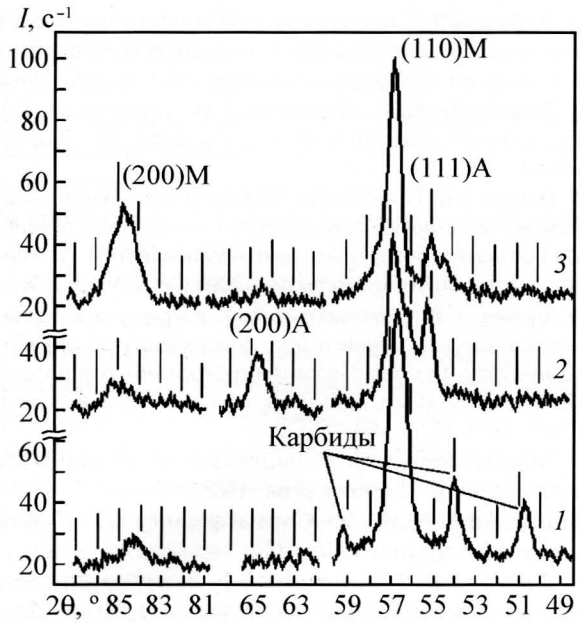


Рис. 4. Фрагменты рентгенограмм поверхностных слоев на стали Р6М5 после объемной термообработки (*1*), лазерной закалки с плотностью мощности излучения q = 80 (*2*) и 200 МВт/м^2 (*3*):
I – интенсивность; 2θ – угол отражения; А – аустенит; М – мартенсит

профиль (рис. 4). Это связано с искаженностью и неоднородностью структуры, повышенной плотностью дефектов, возникающих из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения, значительных температурных градиентов в материале, а также с фазовым наклепом при α↔γ-перекристаллизации. Так, для быстрорежущих сталей размеры блоков металла в зонах лазерной обработки составляют $(0{,}33...0{,}57)\cdot10^{-5}$ см против $3\cdot10^{-5}$ см в исходной структуре. Плотность дислокаций при этом достигает $(9...30)\cdot10^{11}$ см$^{-2}$ против исходной, не превышающей $0{,}3\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

Кроме того, особенностью рентгенограмм упрочненных слоев является то, что профиль рефлекса α-фазы не имеет ярко выраженного дублета тетрагональности (см. рис. 4). Это может быть связано с его высокой неоднородностью, возникающей при частичном растворении карбидов исходного металла.

Проведенные исследования поверхностных слоев стали 45 после обработки КПЭ показали, что микротвердость участков мартенсита на месте бывших перлитных зерен составляет 8200...8500 МПа, а бывших ферритных зерен – 3200...3500 МПа при исходной твердости 1000 МПа. Такое увеличение твердости феррита объясняется его наклепом при фазовой перекристаллизации и деформированием зерен феррита, обусловленным объемными изменениями соседних зерен, претерпевших мартенситное превращение.

Значительный интерес представляет изучение причин достижения аномально высокой твердости (до 11 000 МПа) стали 45 после двойной закалки – сначала обычной, затем локальной лазерной. При высокоскоростном лазерном нагреве мартенсита закалки или мартенсита низкого отпуска осуществляется обратное мартенситное превращение (М→А). Таким образом, в стали происходят три мартенситных превращения – два прямых и одно обратное. Наряду с локальной пластической деформацией фазовый наклеп приводит к резкому возрастанию плотности дислокаций и других дефектов кристаллических решеток, что определяет повышение твердости и износостойкости стали.

Результаты рентгеноструктурных исследований (см. рис. 4) также показали, что при закалке легированных сталей из твердого (аустенитного) состояния в облученном слое фиксируется 30...50 % остаточного аустенита. Несмотря на это экспериментально установлено, что твердость зоны лазерной закалки стали выше, чем после объемной закалки, в связи с присутствием необычных по свойствам фаз, формирующихся при скоростном нагреве.

Отмечено, что при лазерной закалке без оплавления поверхности наблюдается уширение дифракционных линий аустенита (200) А и (311) А, интегрально отражающих плотность и распределение дислокаций. Это вызвано усилением фазового наклепа γ-фазы при увеличении количества мартенсита лазерной закалки, ростом уровня микронапряжений и вероятности образования деформационных дефектов упаковки вследствие мартенситного превращения.

С ростом количества аустенита в облученных зонах физическое уширение линий уменьшается. Это может быть связано с некоторым уменьшением пластической деформации γ-фазы вследствие давления жесткого мартенситного "каркаса".

Следует отметить, что при лазерной закалке сталей увеличение вероятности формирования деформационных дефектов упаковки в остаточном аустените, возможно, подготавливает процесс образования ε-карбида и способствует его более легкому осуществлению при отпуске. При этом зарождение ε-карбида в остаточном аустените облегчается в связи с наличием общих кристаллографических плоскостей с идеальным сопряжением, а также дефектов упаковки с ГПУ-структурой.

Выводы

Лазерное излучение в зависимости от его параметров (энергии, длительности и формы импульса), а также от теплофизических характеристик и структурного

состояния обрабатываемого материала позволяет реализовать в поверхностных слоях различные процессы. В результате эффект упрочнения сталей при лазерном воздействии достигается не только вследствие мартенситного превращения, растворения карбидов, насыщения матрицы их компонентами, микрохимической неоднородности, но и **высокотемпературного наклепа,** повышения плотности дефектов кристаллического строения и **пластических сдвигов.** Все эти факторы действуют одновременно, и разделить их влияние при исследовании сталей, подвергаемых лазерной обработке, не всегда представляется возможным.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Миркин Л.И.** Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: МГУ, 1975. 383 с.

2. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высш. шк., 1987. 187 с.

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

4. **Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н.** Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. М.: Машиностроение, 1987. 254 с.

5. **Бровер А.В.** Проявление эффектов локальной пластической деформации в поверхностных слоях стали при обработке концентрированными потоками энергии // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 7. С. 27–31.

6. **Бровер А.В., Дьяченко Л.Д.** К вопросу о локальной пластической деформации при поверхностной обработке металлических материалов концентрированными потоками энергии // Изв. вузов. Сев.-Кав. регион. Технические науки. 2005. № 4. С. 66–69.

7. **Золотаревский В.С.** Механические испытания и свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. 350 с.

8. **Бернштейн М.Л.** Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 432 с.

9. **Данильченко В.Е., Польчук Б.Б.** Лазерное упрочнение технического железа // Физика металлов и металловедение. 1998. Т. 86. № 4. С. 124–128.

УДК 621.785.5:553.9(043.4)

Ю.М. Домбровский, *д-р техн. наук, проф.*
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)

Физические основы и технология плазменного поверхностного упрочнения

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. Изучена структура, механические и эксплуатационные свойства стали и чугуна после закалки с нагревом сканируемой дугой во взаимосвязи с физическими процессами, протекающими при нагреве. Разработаны основы создания оборудования для плазменного поверхностного упрочнения.

Theoretical and applied questions of heating steel and cast iron by a heat scanning an air - plasma arch are considered with the purpose of thermal and chemicothermal processing. Conceptual positions of heating of metals by sources of the concentrated streams of energy, and also thermal physics the analysis of heating by scanning an plasma arch are resulted. The structure, mechanical and operational properties steel and cast iron after strengthening from heating by scanning an arch in interrelation with the physical processes proceeding at heating is investigated. Bases of creation of the equipment for plasma superficial strengthening are developed.

Актуальность проблемы

Процессы, приводящие к отказам изделий, – изнашивание, коррозия, рост трещин при статических, динамических и знакопеременных нагрузках – начинаются с поверхности, а значит, определяются свойствами относительно тонкого поверхностного слоя, выполняющего особую роль в обеспечении надежности и долговечности машин и механизмов.

Для поверхностного упрочнения в современном материаловедении чаще всего используют тепловое, иногда комбинированное воздействие с наложением силовых и электромагнитных полей различных длин волн, которые создаются *концентрированными потоками энергии* (КПЭ). Несмотря на преимущества по

сравнению с традиционными способами упрочнения, обработка КПЭ все еще не находит широкого применения в мировом промышленном производстве, поскольку требует сложного и дорогостоящего оборудования, особых условий эксплуатации и квалификации обслуживающего персонала.

Упрочнение с нагревом низкотемпературной плазмой, обладая преимуществами других источников КПЭ, в значительной мере лишено перечисленных недостатков, и, по-видимому, этим объясняется рост интереса к нему специалистов в последнее время как источнику регламентированного нагрева под термическую и химико-термическую обработку.

Фактором, сдерживающим практическое использование этого способа упрочнения, оставалась неизученность обширного круга вопросов, касающихся его физики и технологии. Применение ограничивалось также высокой стоимостью плазмообразующих сред (аргон, водород, азот и их смеси) и отсутствием рационального способа регулирования удельной мощности плазменной дуги в пятне нагрева.

В начале 1990-х годов часть этих проблем была преодолена и в работах сотрудников кафедры "Физическое и прикладное материаловедение" ДГТУ было убедительно доказано, что в качестве плазмообразующего газа вполне допустимо использовать сжатый воздух, а его окисляющее воздействие при нагреве не превышает такового после печного нагрева без контролируемых атмосфер. Одновременно было предложено управлять воздушно-плазменной дугой переменным электромагнитным полем и за счет изменения амплитуды сканирования дуги регулировать удельный тепловой поток на поверхности нагрева.

После этого возник новый круг задач, требующих решения. *Сканируемая плазменная дуга* (СПД) – специфический тепловой источник, нагрев которым не подвергался теплофизическому анализу, а значит, оставались неизвестными характер распределения температурных полей, градиенты температур и скоростей нагрева при заданных параметрах обработки. Более того, не существовало единства взглядов специалистов на основные параметры обработки источниками КПЭ и, в частности, СПД. Отсутствовала информация об эффективном КПД нагрева СПД и очевидной его связи с амплитудой сканирования; особенностях тепловложения в плоскости сканирования дуги из-за неравномерности ее линейной скорости и т.п. Оставались неизученными причины формирования сложной топографии упрочненных слоев; возможность совмещения термоупрочнения с поверхностным легированием при использовании плазмообразующего воздуха; влияние на структурообразование при нагреве СПД исходного структурного состояния, скорости охлаждения, кратности обработки, химического состава упрочняемого материала и многие другие.

Кроме того, недостаточными были сведения о комплексе механических и эксплуатационных свойств упрочненных слоев материалов при плазменно-дуговом нагреве.

На решение перечисленных научных задач, а также определение принципов разработки оборудования и технологии *плазменного поверхностного упрочнения* (ППУ) были направлены усилия коллектива кафедры "Физическое и прикладное материаловедение" ДГТУ.

Методическое обеспечение исследований

Эксперименты проводили на образцах широкой гаммы железоуглеродистых материалов промышленных плавок: технического железа, конструкционных и инструментальных сталей, а также чугунов с разной структурой металлической основы – от ферритной до перлитной.

Идея сканирования плазменной дугой поверхности изделия была реализована в оригинальной экспериментальной установке [1, 2], включающей: специальный плазмотрон с укрепленным на нем электромагнитным сканером; силовой блок поджига и питания дуги; рабочий стол-ванну для крепления изделия и включения его в цепь "источник питания – дуга"; транспортное устройство для перемещения плазмотрона относительно изделия; блок балластных реостатов для регулирования тока дуги; воздушный компрессор с редуктором и ротаметрическим устройством для дозирования плазмообразующего воздуха.

Ввиду отсутствия строгого математического описания модели поведения низкотемпературной плазменной дуги в турбулентном потоке газа было предпринято экспериментальное определение конструктивных и энергетических параметров плазмотрона и сканера, в ходе которого были установлены их значения, обеспечивающие наилучшую устойчивость работы и поджига плазменной дуги, однородность ее факела и максимальную амплитуду сканирования [3].

Металлографическое исследование упрочненных поверхностных слоев осуществляли с помощью оптической микроскопии. Тонкую структуру материалов изучали методом электронной трансмиссионной микроскопии на металлических фольгах при ускоряющем напряжении 100 кВ на микроскопе ЭММА-4. Качественный и количественный рентгеновский фазовый анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-0,5 в фильтрованном Fe_{K_α} -излучении.

Термограммы нагрева и охлаждения регистрировали с помощью платина-платинородиевых термопар (ПП-1) диаметром 0,3 мм, привариваемых микроду-

гой на фиксированной глубине от поверхности образца и скоростного самописца ENDIM621.

Абразивную износостойкость упрочненных слоев оценивали по методике М.М. Хрущова и М.А. Бабичева на машине трения Х4-Б. Изнашивание в паре трения изучали на лабораторной установке ИЦ "Сплав" МПС РФ (Ростов-на-Дону) в условиях трения без смазочного материала при возвратно-поступательном движении.

Прочностные и пластические свойства материалов после объемного и поверхностного упрочнения разных видов определяли по результатам статических испытаний на изгиб на машине 2054 Р-5 с использованием методики, предложенной Ю.А. Геллером для оценки свойств упрочненных хрупких слоев на поверхности стали в высокопрочном состоянии.

Концептуальные положения теплофизики нагрева источниками КПЭ

При обработке материалов КПЭ в подавляющем большинстве случаев используют их тепловое воздействие на поверхностные слои материала. Анализ теплового воздействия энергетического пучка независимо от его природы целесообразно разделить на две части, касающиеся как самого источника теплоты, так и нагреваемого объекта.

Для количественной оценки КПЭ как теплового источника достаточно знать его эффективную удельную мощность q_2 (учитывающую КПД нагрева и отнесенную к единице площади пятна нагрева) и время τ его действия [4], которые являются известными величинами. Для упрощения расчетов закон распределения плотности теплового потока на пятне нагрева источника в инженерной теплофизике принято заменять усредненным значением удельной мощности, рассчитанным из условия равномерного распределения теплового потока на пятне нагрева меньшего эффективного радиуса.

Нагреваемое тело как приемник тепловой энергии источника имеет собственные коэффициент поглощения энергии данной физической природы и способность к теплопереносу от поверхности нагрева, определяемые теплофизическими константами материала. Потери энергии на пути от источника до поверхности тела учитываются эффективным КПД нагрева, который может быть определен экспериментально.

Большинство задач теплопроводности в сплошных средах в настоящее время решены. На основе одного из таких решений для случая нагрева полубесконечного тела быстродвижущимся полосовым источником размером l в направлении его движения со скоростью v с нулевыми начальными и граничными условиями 2-го рода проследим за условиями теплового баланса на поверхности нагреваемого тела.

Для этого случая максимальная температура на поверхности тела описывается выражением

$$T = \frac{q_2\sqrt{\omega l}}{\lambda\sqrt{\pi v}}, \qquad (1)$$

где ω и λ – температуро- и теплопроводность материала.

Учитывая, что время действия движущегося источника $\tau = l/v$, можно записать

$$T = \frac{q_2\sqrt{\omega}}{\lambda\sqrt{\pi}}\sqrt{\tau}. \qquad (2)$$

Введя ограничение $T \le T_{пл}$, которое вытекает из условия нагрева поверхностного слоя материала до температуры плавления $T_{пл}$, и выразив из уравнения (2) удельную мощность q_2, получим

$$q_2 = \frac{T_п\lambda\sqrt{\pi}}{\sqrt{\omega\tau}}. \qquad (3)$$

Правая часть выражения (3) за исключением времени τ – константа, зависящая только от теплофизических характеристик материала. Подставив их значения для стали 45 и приняв время τ = 1 с, исходя из физической сути понятия удельной мощности как энергии, подводимой к единице площади в единицу времени, получим $q_2 = 3{,}8\cdot10^7$ Вт/м^2 – предельное значение удельной мощности, которую способно поглощать стальное тело за счет теплопроводности без оплавления поверхности. Аналогичный расчет порогового значения удельной мощности для достижения парообразования стали той же марки ($T_{кип}$ = 3100 °С) дает значение $q_2 = 7{,}8\cdot10^7$ Вт/м^2.

Таким образом, при обработке КПЭ лимитирующим фактором является возможность материала поглощать энергию и транспортировать ее за счет теплопроводности от пятна нагрева. Превышение темпа подвода энергии над возможностью ее поглощения материалом вызывает тепловое пересыщение поверхностных слоев с последующим поэтапным изменением агрегатного состояния.

Очевидно также, что при $T \le T_{пл}$ каждому уровню удельного теплового потока, развиваемого на поверхности тепловым источником, соответствует вполне определенное время его действия. Следовательно, каждому сочетанию q_2 и τ соответствует определенная толщина поверхностного слоя стали, нагретого до заданной температуры. Расчеты показывают, что если с учетом высокой скорости нагрева принять возможность достижения предзакалочного состояния в стали

на глубине залегания изотермы 1000 °С, то толщина закаленного слоя (при условии охлаждения его с критической скоростью) при $q_2 = 1 \cdot 10^7$, $1 \cdot 10^8$ и $1 \cdot 10^9$ Вт/м^2 составит 10, 1 и 0,1 мм, а скорость нагрева 50, $50 \cdot 10^2$ и $50 \cdot 10^4$ °/с соответственно. Эти результаты хорошо согласуются по порядку величины с данными других авторов, полученными при исследовании КПЭ различной природы с указанными уровнями удельной мощности.

При сравнении тепловых источников с удельной мощностью в интервале $1 \cdot 10^6 ... 1 \cdot 10^9$ Вт/м^2, который охватывает большинство используемых промышленных источников КПЭ, видно, что по уровню удельной мощности ($1 \cdot 10^8$ Вт/м^2) СПД занимает промежуточное место между ТВЧ с концентрацией магнитного потока и лазерным (или электронно-лучевым).

Приведенные рассуждения убеждают в необходимости всестороннего исследования СПД как многоцелевого источника нагрева в промышленности.

Теплофизика нагрева металлов СПД

Был предпринят теплофизический анализ процесса нагрева металлических материалов тепловой энергией СПД как специфического сканируемого высокотемпературного источника.

При математическом описании температурных полей в нагреваемом материале температурной зависимостью его теплофизических констант пренебрегали, учитывая мнение большинства исследователей о незначительной (менее 12 %) погрешности, вносимой этим упрощающим приемом.

В процессе постановки тепловой задачи придерживались принципа разумной схематизации условий однозначности, касающихся нагреваемого тела, теплового источника, начальных и граничных условий [5]. Для нагреваемого тела выбраны граничные условия 2-го рода и нулевые начальные, которые описывают нагрев холодного ($T_0(x, y, z) = 0$) полубесконечного тела с пассивными граничными поверхностями и адиабатической приконтактной поверхностью, обращенной к тепловому источнику.

Схематизация СПД как теплового источника позволила обосновать возможность упрощения закона распределения интенсивности теплового потока от нормально-синусоидального до полосового с равномерным распределением теплового потока по ширине сканирования. При этом принимали во внимание экспериментально установленное (рис. 1) постоянство толщины закаленного слоя по ширине сканирования, если не учитывать переходов сегментной формы по краям упрочненной зоны. Такая равномерность является несомненным преимуществом СПД по

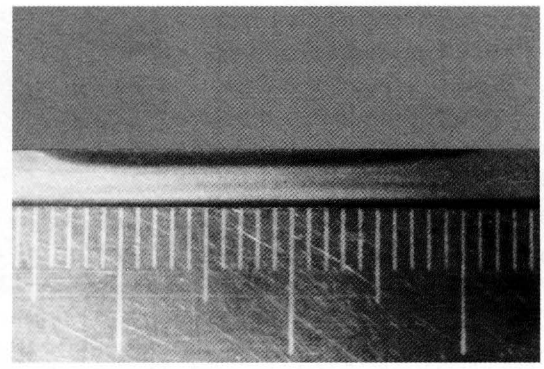


Рис. 1. Закаленный слой на поверхности образца из стали 70 после нагрева СПД (на фоне миллиметровой линейки)

сравнению с другими КПЭ, что можно объяснить, по крайней мере, тремя причинами:

1) высокой линейной скоростью дуги в плоскости сканирования (до 4 м/с) при использованной частоте (50 Гц);

2) уменьшением электрической мощности дуги в амплитудных точках, вызванным ее удлинением (до 10 % согласно расчету);

3) увеличением доли отраженной теплоты плазменной дуги в амплитудных точках при его конвективном теплообмене с нагреваемой поверхностью.

С учетом изложенного удельная тепловая мощность СПД

$$q_2 = \frac{W\eta}{B \cdot 2r_0} = \frac{0{,}877W\eta}{BR}, \qquad (4)$$

где W – полная электрическая мощность дуги; η – эффективный КПД нагрева; B – ширина зоны обработки (сканирования); r_0 – эффективный радиус столба дуги на поверхности нагрева; R – радиус пятна нагрева.

Методика перехода от R к r_0 заимствована из работ академика Н.Н. Рыкалина. Радиус пятна нагрева R определяли экспериментально методом прожига несканируемой дугой тонколистового материала с легкоплавким покрытием (прием описан в работах А.Н. Резникова).

Эффективный КПД нагрева СПД определяли с помощью калориметрирования; при этом было установлено [6], что с уменьшением амплитуды сканирования он возрастает от 45 до 75 %.

Таким образом, тепловая задача распределения температурных полей при нагреве СПД свелась к решению линейного дифференциального уравнения теплопроводности для ограниченного по ширине полосового быстродвижущегося теплового источника с равномерным тепловыделением, нулевыми начальными и граничными условиями 2-го рода.

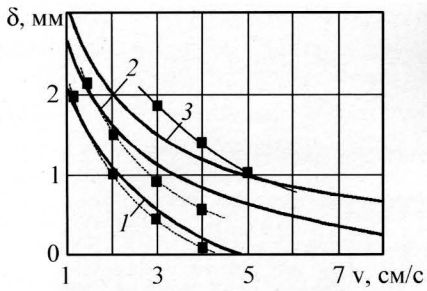


Рис. 2. Экспериментальная (точки) и расчетная (линии) зависимости глубины нагрева δ стали 70 до температуры 1000 °С от скорости перемещения v СПД разной интенсивности $q \cdot 10^{-8}$, Вт/м^2: *1* – 0,81; *2* – 1,22; *3* – 1,92

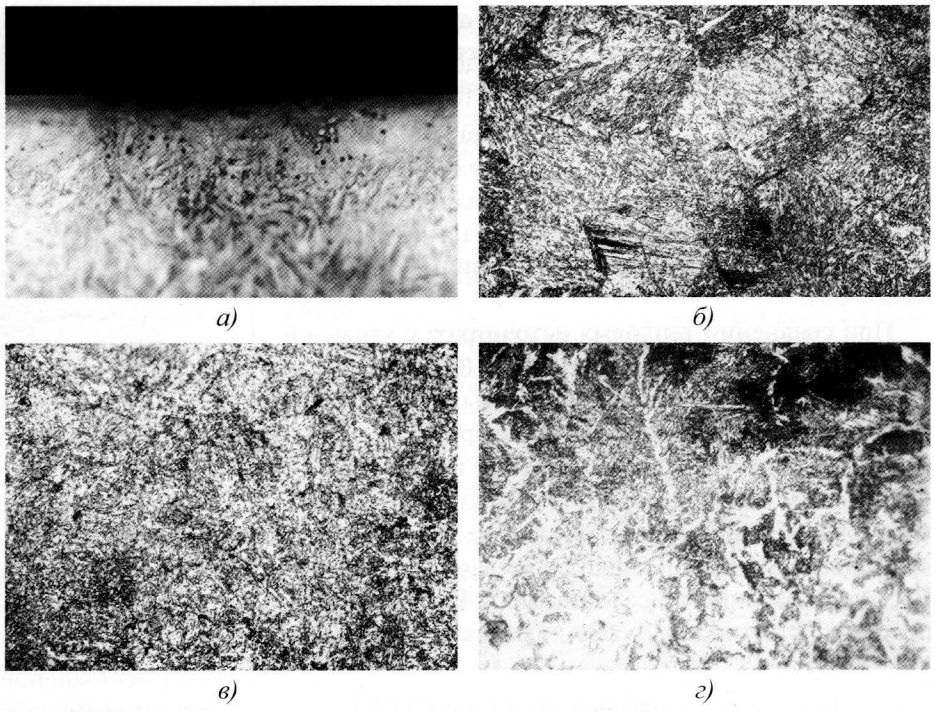


Рис. 3. Многослойное строение закаленного слоя на поверхности образца из стали 70 после ППУ (×500)

В указанной постановке задача является типовой с известным решением. Исходя из расчетной схемы были получены формулы для расчета температуры в плоскости движения источника (на поверхности) в квазистационарном режиме.

Получены также выражения для определения температуры по сечению нагретого слоя, а также глубины залегания изотермы 1000 °С в широком диапазоне скоростей перемещения плазмотрона относительно стального изделия и удельных тепловых потоков СПД.

Номинал изотермы выбран исходя из рекомендуемой температуры закалки среднеуглеродистой стали с учетом ее возрастания за счет высокой скорости нагрева (экспериментально определено значение порядка 2000 °/с на глубине 0,5 мм от поверхности), а глубина ее залегания соответствует толщине закаленного слоя при условии обеспечения критической скорости охлаждения.

На рис. 2 приведены результаты расчета режимов закалки стали 70 с нагревом СПД и экспериментальные зависимости толщины закаленного слоя, сравнение которых подтверждает справедливость выбранной модели процесса и сделанных допущений при схематизации нагреваемого тела и теплового источника.

Были предложены также выражения для расчета термического цикла нагрева–охлаждения (нестационарный процесс), позволяющие проследить за изменением температуры точки тела во времени. Сравнение результатов расчета по этим выражениям с реальными термограммами для заданных режимов обработки обнаружило хорошее совпадение средней скорости нагрева и толщины закаленного слоя стали, полученных экспериментальным и расчетным путем. Таким образом, предложенное математическое описание температурных полей для случая нагрева СПД достаточно точно описывает процесс и может быть использовано для аналитических оценок результатов ППУ.

Структурообразование железоуглеродистых сплавов при нагреве СПД

В отличие от других источников КПЭ при нагреве воздушной СПД в поверхностном слое железа и стали формируется особая структурная многослойная композиция (рис. 3). Электролитическим травлением удается выявить в поверхностном оплавленном слое высокодисперсное дендритное строение с вырождением дендритов к поверхности нагрева в равноосные зерна, что хорошо согласуется с существующими представлениями о кристаллизации в гипернеравновесных условиях. При нагреве СПД элементы оплавления на поверхности практически неизбежны в местах контакта со сжатой плазменной дугой прямого действия (рис. 3, *а*), температура которой, по большинству оценок, составляет $(13...15) \cdot 10^3$ К. Максимальная толщина оплавленного слоя, которую удается сохранить на поверхности нагрева за счет поверхностного натяжения расплава без применения каких-либо искусственных приемов удержания, не превышает 0,1 мм.

При закалке в следующем слое (≈ 10 % общей толщины упрочненного слоя), пограничном с оплавленным, наблюдается крупнозернистая структура (рис. 3, *б*), образовавшаяся в условиях температур, близких к температуре солидус. Размер зерна мартенсита в этой зоне по ГОСТ 8233–56 оценивается 8–10 баллом. Далее следует самый протяженный участок (70...80 % толщины упрочненного слоя) – зона мелкоигольчатого мартенсита (рис. 3, *в*) с максимальной для стали данной марки твердостью. Размер зерна в этом слое соответствует 3–4 баллу.

При мягких режимах нагрева (малые q и v) в структуре возможно появление зоны переходных структур (рис. 3, *г*) от закалочных к исходной. Протяженность этой зоны зависит также от степени подготовленности исходной структуры к аустенитизации.

Изучение тонкой структуры среднеуглеродистой стали с помощью трансмиссионной электронной микроскопии показало, что в зоне крупноигольчатого мартенсита последний преимущественно имел строение реечного типа с присутствием отдельных крупных пластинчатых кристаллов, а мелкоигольчатая зона представляла собой высокодисперсный пакетный мартенсит с фрагментацией по длине составляющих его реек. Резкое и множественное изменение дифракционного контраста на снимках в последнем случае свидетельствует о высокой плотности дислокаций в мартенсите, а полигональность кристаллов аналогична субструктуре после *высокотемпературной механической обработки* (ВТМО).

В зоне мелкоигольчатого мартенсита после плазменной закалки микротвердость стали 70 (при толщине слоя 1...2,5 мм) составила 8...8,5 ГПа в сравнении с 7 ГПа после объемной закалки и 9 ГПа после лазерной (глубина закалки 0,1...0,15 мм).

С ростом степени неравновесности в условиях воздействия высоких температур при обработке СПД в фазовом составе сталей возникают изменения, характерные для использования других источников КПЭ. Так, с повышением q от $1{,}92 \cdot 10^8$ до $3{,}6 \cdot 10^8$ Вт/м^2 и скорости движения дуги v от 2,97 см/с до 10 см/с на рентгеновских дифрактограммах появляются линии аустенита (200) и (111), затем их интенсивность возрастает, а в РДЛ α-фазы возникает асимметрия в сторону малых углов отражения, свидетельствующая о концентрационной микронеоднородности мартенсита по углероду от практически безуглеродистых до предельно насыщенных для данных динамических условий аустенитизации.

Участки малоуглеродистого аустенита имеют высокую температуру $M_н$, что приводит к распаду мартенсита по двухфазному механизму в период его образования и закалочного охлаждения. Самоотпуск мартенсита по этой схеме весьма вероятен, поскольку при нагреве СПД значительно увеличиваются толщина и теплоемкость поверхностных слоев металла, а скорость их охлаждения уменьшается. При больших электронно-микроскопических увеличениях в крупных кристаллах мартенсита после закалки стали отчетливо просматриваются пластинчатые выделения карбида, микродифрактограмма которых позволяет идентифицировать их как ε-карбид.

Обнаружено влияние исходного структурного состояния стали на результаты ППУ. Так, если после объемной закалки в воде сталь 70 имела твердость в среднем 7 ГПа, то после ППУ от нормализованного состояния – 8 ГПа, а после предварительной закалки или закалки с отпуском – 8,5...9 ГПа. Толщина упрочненного слоя предварительно объемно-закаленных образцов всегда на 20...30 % больше, чем образцов после нормализации. Указанное явление, возможно, связано с изменением механизма аустенитизации стали в условиях скоростного нагрева структур закалки с нормального на бездиффузионный по типу обратного мартенситного превращения.

При изучении стойкости структур плазменной закалки к разупрочнению при нагреве обнаружено повышение этого показателя стали после ППУ, по крайней мере, в интервале температур низкого отпуска (200...250 °С) по сравнению с объемно-закаленным состоянием. Основной причиной этого является протекание первых стадий двухфазного распада уже в период закалочного охлаждения. В результате сталь сохраняет двухфазное состояние мартенсита до более высоких температур, при этом повышается его стойкость к однофазному распаду.

Полученные результаты подтвердили справедливость эмпирического условия Г.Ф. Головина и М.М. Замятнина о возможности достижения критической скорости закалки в среднеуглеродистых нелегированных сталях за счет кондуктивного теплоотвода в случае, если обеспечивается соотношение нагретого и ненагретого объема изделия 1:10 и более. В связи со значительной глубиной прогрева при обработке СПД это условие часто не выполняется и возникает необходимость дополнительного охлаждения, например спрейерного по методу непрерывно-последовательной закалки.

Экспериментально установлено, что многократная обработка СПД с промежуточным охлаждением не приводит к повышению твердости или существенному увеличению толщины упрочненного слоя на сталях, а лишь способствует увеличению протяженности переходной зоны от закаленной к исходной структуре и, следовательно, нецелесообразна.

Изучение особенностей плазменно-дугового упрочнения на широкой гамме легированных конструкционных и инструментальных сталей позволило

установить, что во всех случаях среднее значение твердости по сечению закаленного слоя после нагрева СПД превышает этот показатель после печного нагрева. Эффект упрочнения зависит от содержания углерода в стали и сначала резко возрастает (в сталях с ≤ 0,5 % С), затем стабилизируется и при ≥ 0,7 % С начинает уменьшаться, возвращаясь к уровню, достижимому в низкоуглеродистых сталях. Максимальное упрочнение наблюдается в среднеуглеродистых (0,4...0,5 % С) и слаболегированных сталях с такой же массовой долей углерода. Легирующие элементы, вводимые в состав стали для увеличения прокаливаемости, повышают эффект упрочнения в низко- и среднеуглеродистых сталях, однако дальнейшее увеличение их содержания, особенно при одновременном повышении массовой доли углерода, действует противоположным образом в связи с ростом количества остаточного аустенита в структуре. Аналогичное действие оказывают легирующие элементы, приводящие к снижению интервала температур мартенситного превращения.

В результате исследования влияния нагрева СПД на формирование упрочненного слоя в графитизированных чугунах установлено [7], что лучшие результаты термоупрочнения получены на ковком чугуне по сравнению с серым, а эффективность обработки существенно зависит от исходной структуры металлической основы чугуна. Наиболее подготовленной является структура перлитного типа, которая позволяет создать закаленный слой толщиной 1,0...1,2 мм, что, однако, примерно вдвое меньше, чем удается получить на сталях. Основной причиной этого следует считать низкую температуру плавления чугунов, в частности серого, с наличием участков легкоплавкой структуры эвтектического типа. Также весьма нежелательно присутствие в структуре основы чугуна феррита, который целесообразно устранить перед ППУ, выполнив, например, сравнительно недорогую операцию нормализации.

Физические явления в металлах при нагреве СПД

Впервые обращено внимание на роль тепловых напряжений в структурообразовании при нагреве источниками КПЭ [8, 9]. При скоростном нагреве напряжения практически мгновенно возникают в локальных микрообъемах нагреваемой поверхности, окруженных ("бандажированных") холодными стенками ненагретого металла.

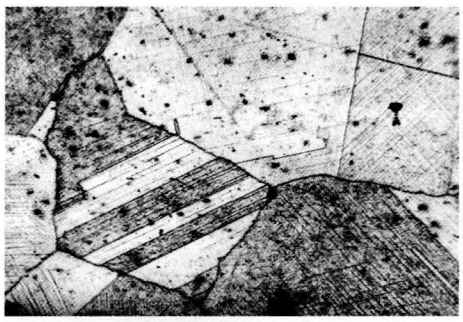
Выполнен аналитический расчет порядка величины этих напряжений с позиции линейной теории термоупругости, которую, по мнению авторов работы [10], допустимо использовать для количественной оценки.

Для случая плоскодеформированного состояния с использованием реальной термограммы распределения температурных полей при нагреве стали тепловой энергией СПД рассчитаны температурные напряжения по глубине в нескольких условных слоях. Обращает на себя внимание высокое значение этих напряжений на поверхности (3500 МПа). Однако следует учитывать, что эти напряжения не являются остаточными и расчетного значения термические напряжения никогда не достигают, поскольку по мере их возникновения и приближения к пределу текучести материала при данной температуре происходит их релаксация в результате пластической деформации.

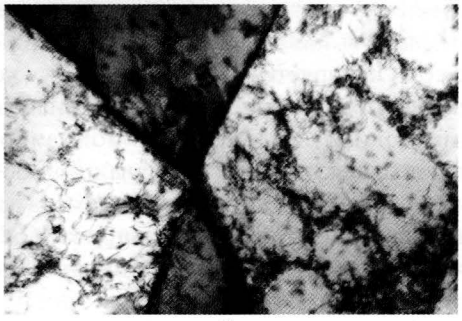
Экспериментальное выявление "чисто термической" составляющей внутренних напряжений, возникающих в нагреваемом поверхностном слое за счет его термического расширения и анизотропии температурного коэффициента расширения соседних зерен в результате воздействия импульсного лазера "Квант-16" и сканируемой плазменной дуги, проводили на образцах из хромоникелевой стали типа Х1810Т аустенитного класса. Таким способом исключали роль "фазовой составляющей" внутренних напряжений, которая, возможно, имеет место при скоростном нагреве кристаллографически упорядоченных структур (мартенсит, бейнит) и требует отдельного рассмотрения.

После обработки обоих видов в зернах аустенита (в пределах границ) обнаружены множественные линии скольжения, изменяющие свое направление при пересечении двойников отжига (рис. 4, *а*). В некоторых зернах наблюдается скольжение в нескольких плоскостях, что свидетельствует о реализации стадии множественного скольжения при пластической деформации. Следы скольжения видны в тех зернах, плоскости скольжения которых пересекают поверхность шлифа, образуя ступеньки. Максимальная высота этих ступенек, измеренная на интерференционном микроскопе МИИ-9, составила после лазерной обработки 0,92 мкм, после плазменной – 0,22 мкм и закономерно уменьшалась до 0,08 мкм вглубь в соответствии с характером распределения температуры по глубине нагрева для каждого вида обработки. Глубина зоны с описанными структурными изменениями для лазерной обработки составила 0,3 мм, для плазменной – более 5 мм.

Наблюдение в электронном микроскопе на просвет тонких металлических фольг, вырезанных из зон со следами скольжения после нагрева СПД, показало (рис. 4, *б*), что в них формируется полигональная дислокационная структура. Как видно, в полях субзерен практически отсутствуют единичные дислокации, что свидетельствует о том, что при нагреве СПД вследствие значительного запаса теплоты в исследованной



а)



б)

Рис. 4. Следы скольжения от термических напряжений (*а*) и дислокационная структура (*б*) в зоне нагрева СПД аустенитной стали Х18Н10Т:
а – ×500; *б* – ×32 000

стали завершается, как минимум, стадия полигонизации с образованием сетки малоугловых границ.

Таким образом, в поверхностных слоях стали при плазменном нагреве по мере роста температуры и термических напряжений происходит их релаксация в результате пластической деформации и синхронно развиваются процессы динамического возврата, полигонизации и (при наличии температурных и временных условий) начальные стадии рекристаллизации. Здесь просматривается явная аналогия между плазменной обработкой (как разновидности КПЭ) и ВТМО. Оба вида обработки используют общие факторы и механизмы упрочнения, приводящие к созданию совершенной полигональной субструктуры горячедеформированного аустенита и наследованию ее мартенситом при закалке.

Другим важным явлением, обусловливающим формирование нетривиальной структуры в поверхностных слоях металла при обработке воздушной СПД, следует считать легирование тонкого поверхностного слоя (≈0,1 мм) атомарными продуктами диссоциации плазмообразующего воздуха и, прежде всего, азотом [11]. Такое попутное поверхностное азотирование, например, в техническом железе приводит к созданию структуры, состоящей из азотистого мартенсита

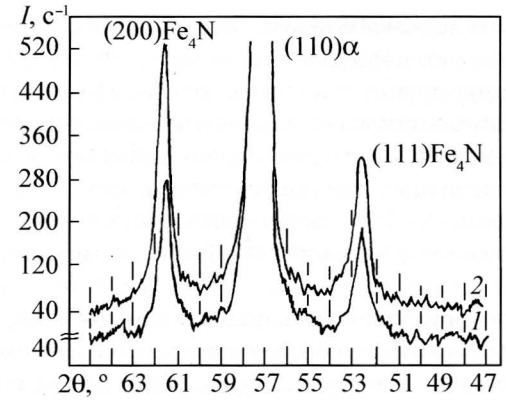


Рис. 5. Фрагменты рентгенограмм поверхностных слоев армко-железа после плазменно-дуговой закалки и отпуска при *t* = = 550 °С:
1 – после обработки на воздухе; *2* – после обработки под слоем воды; *I* – интенсивность; 2θ – угол отражения

и остаточного аустенита с нарастанием доли последнего к поверхности насыщения.

Зона насыщения в армко-железе имеет четкую неровную границу, характерную для диффузионных слоев. После травления на поверхности преобладает светлая однородная фаза, а граница перехода к неоплавленной зоне и приграничная область травится сильнее, и здесь выявляется игольчатое строение на фоне фазы более светлого оттенка. Микротвердость по толщине слоя неодинакова и имеет значительный разброс: ближе к поверхности она составляет 4,2...6,2 ГПа, а в зоне игольчатого строения возрастает от 7,8 до 12,9 ГПа (местами до 15 ГПа) при исходной твердости 2,1...2,4 ГПа.

Рентгенофазовый анализ показал присутствие в структуре поверхностного слоя армко-железа значительного количества остаточного аустенита, а сильная размытость РДЛ α-фазы свидетельствует о протекании мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения.

Окончательное подтверждение того, что обнаруженные фазы являются пересыщенными растворами внедрения в системе Fe–N, дали рентгенограммы закаленных и отпущенных при температуре 550 °С образцов (рис. 5). Распад азотистого мартенсита и остаточного аустенита при отпуске приводит к образованию гетерогенной смеси азотистого феррита и нитрида железа Fe_4N.

При нагреве под слоем воды насыщение поверхности железа азотом усиливалось, что можно объяснить стимулирующим воздействием продуктов диссоциации воды (H_2 и O_2) на процесс диффузионного насыщения.

Наличие углерода в составе стали снижает интенсивность насыщения поверхностного слоя азотом из

воздушно-плазменной дуги, поскольку эти элементы, как известно, повышают термодинамическую активность друг друга в растворах железа. После закалки стали самостоятельные соединения азота на рентгенограммах не фиксируются, но появляются в виде карбонитридных фаз после отпуска, причем угловое положение их РДЛ достаточно нестабильно ввиду значительной растворимости N и C в этих соединениях.

Одновременно с насыщением обнаружено, что в этом слое происходит перераспределение легирующих элементов (и в первую очередь углерода) из состава сплава в направлении границы между оплавленной и неоплавленной зонами. Природа такого перераспределения пока окончательно не установлена. Наиболее вероятным объяснением этого явления, сопутствующего нагреву и другими источниками КПЭ, может служить воздействие на подвижные атомы внедрения градиента термических напряжений (бародиффузия) по толщине слоя, возникающего при нагреве источником высокой удельной мощности. В связи с ростом температуры в нагреваемом слое и резким увеличением диффузионной подвижности атомов их перераспределение может завершаться еще до момента достижения слоем температуры плавления.

Возможность поверхностного легирования при нагреве СПД

Установлено, что единственным способом совмещения в одном процессе закалки с химико-термической обработкой при обработке воздушной СПД является нагрев изделия под слоем водорастворимого химического соединения, содержащего легирующие элементы [12].

Определены необходимые и достаточные **условия поверхностного легирования** этим способом:

- нагрев с регламентированным (≈0,1 мм) оплавлением поверхности;
- предварительная очистка насыщаемой поверхности от оксидов и металлургической окалины;
- максимальная глубина погружения упрочняемой поверхности (но не более 3 мм исходя из условий надежного поджига и горения плазменной дуги);
- использование предельно насыщенных водных растворов химических соединений для достижения максимального эффекта;
- пригодность любых химических соединений, содержащих элементы внедрения (солям отдается предпочтение из экологических соображений).

Экспериментально определено, что при плазменной обработке стали 30 под слоем водных растворов: карбамида $CO(NH_2)_2$, красной кровяной соли $K_3Fe(CN)_6$, буры $Na_2B_4O_7$ образуется слаботравящийся слой протяженностью ≈0,1 мм, эффект упрочнения в котором можно однозначно связать с поверхностным легированием. Далее, вплоть до глубины ≈1 мм, присутствует слой со структурой закалки твердостью 4 ГПа. Микротвердость структурных составляющих в легированном слое колеблется от 6 до 10 ГПа в зависимости от вида насыщающей среды.

Можно предположить, что столь высокая скорость диффузионного насыщения обеспечивается следующей очередностью процессов. Под действием высокой температуры плазменного потока вода из слоя раствора соли испаряется; при этом ионные комплексы легирующего элемента распадаются, находясь под бомбардирующим воздействием ионизированных атомов газов и электронов из состава плазмообразующего воздуха. Атомы легирующего элемента в столбе плазменной дуги переходят в активированное состояние и транспортируются потоком плазмы к насыщаемой поверхности.

Весьма вероятно, что это явление связано с электропереносом в столбе дуги низкотемпературной плазмы по аналогии с обнаруженным В.Б. Фиксом эффектом "электронного ветра" за счет взаимодействия электронов проводимости с ионами. Эффект сводится к тому, что электроны, передавая импульс иону, как бы "сдувают" его в направлении своего движения, заставляя его двигаться иногда даже против действия электростатических сил. Можно предположить, что данный эффект проявляется в максимальной степени применительно к ионам примесных атомов внедрения (C, N, B), имеющим низкую энергию активации диффузии. Такие атомы содержатся в ионных комплексах, возникших в результате диссоциации указанных солей при растворении в воде.

Экспериментально зафиксированы различия в эффективности поверхностного легирования при плазменно-дуговой обработке технического железа и стали. Микротвердость легированного слоя из растворов карбамида и буры в техническом железе во всех случаях была выше, чем в образцах из стали 30: в карбамиде – 12,9...15 ГПа против 10 ГПа (в стали); в буре – 10,7...12,9 ГПа против 8 ГПа.

Полученные результаты согласуются с классической теорией химико-термической обработки, из которой следует, что в насыщающей среде нежелательно присутствие элементов, повышающих термодинамическую активность друг друга в растворах, поскольку это приводит к взаимному снижению их растворимости. При насыщении азотом из столба воздушно-плазменной дуги углерод стали не только препятствует этому процессу, но и сам оттесняется диффундирующим азотом вглубь – на границу с неоплавленным слоем.

Исследование влияния числа последовательных проходов плазменной дугой на эффективность легирования из жидких сред показало нецелесообразность повторной обработки, которая приводила лишь к таким негативным последствиям, как появление микротрещин, наплывов и кратеров, выход на поверхность грубодисперсных структур, расплавление и унос слоя, сформировавшегося после предыдущего прохода, за счет силового действия плазменной дуги.

Разработаны общие рекомендации по осуществлению поверхностного легирования железа и стали с нагревом воздушно-плазменной дугой.

Влияние ППУ на свойства стали

Многослойность и особенности фазового состава упрочненного поверхностного слоя железа и сталей после ППУ обеспечивают им комплекс особых механических и эксплуатационных свойств [13]. Так, после плазменно-дуговой закалки микротвердость среднеуглеродистой стали возрастает до 8,5...9 ГПа по сравнению с 7 ГПа после печного нагрева. Экспериментально доказано, что ППУ, повышая предел текучести $\sigma_т$, несущественно снижает трещиностойкость (K_{1C}) и потому охрупчивающее влияние упрочненных слоев на образец проявляется в минимальной степени. По результатам испытаний образцов из стали на статический трехточечный изгиб сделан вывод о наилучшем сочетании прочностных и пластических свойств для режима закалки с нагревом СПД после предварительной объемной закалки и отпуска (350...450 °С), что объясняется присутствием зоны отпуска, исполняющей роль барьера при распространении трещины на начальных стадиях разрушения.

При испытаниях на абразивную износостойкость после закалки с нагревом плазменной дугой преимущество (по сравнению со стандартными режимами закалки) имеет среднеуглеродистая сталь, что объясняется ее более высокой твердостью, однако после химико-термической обработки результаты менее однозначны, возможно, из-за малой толщины легированного слоя в условиях испытания (удельная нагрузка, размер абразивного зерна, путь трения).

Испытания на изнашивание в условиях сухого трения металла по металлу показали существенное преимущество плазменно-дуговой химико-термической обработки, достигающее в некоторых случаях (при ППУ в растворе буры) 2,5 раза в сравнении с закалкой по стандартным режимам.

Оборудование и технология ППУ

Определены общие принципы создания оборудования для реализации плазменного поверхностного упрочнения [14] . Контролируемый нагрев при ППУ обусловливает специфические требования к конструкциям и энергетическим параметрам плазмотрона, электромагнитного сканера, источника питания, опыт создания которых ранее отсутствовал. Функционирование системы источник питания–плазмотрон–сканер–изделие зависит от большого числа взаимосвязанных конструктивных и энергетических параметров. Ее математическое описание в настоящее время также отсутствует, поэтому предприняты экспериментальное изучение этих параметров и последующая стабилизация на рациональном уровне с таким расчетом, чтобы в итоге переменными оказались лишь основные характеристики процесса, определяющие конечные результаты.

Сформулированы особенности конструкции и **рекомендации по созданию системы плазмотрон–сканер:**

- конструкция магнитопровода сканера должна быть симметричной относительно анодного пятна дуги;
- расстояние между соплом плазмотрона и изделием целесообразно выбирать максимальным, исходя из возможностей источника питания;
- рабочий зазор в сканере не должен превышать половину расстояния между соплом и изделием;
- ферромагнитные части оснастки для крепления изделия по возможности удалить от магнитопровода и обмоток сканера;
- пуск установки для ППУ должен осуществляться от единой схемы управления, которая предусматривала бы включение привода перемещения и цепи питания сканера с задержкой после возбуждения основной дуги;
- промышленную частоту питания сканера следует выбирать экономически обоснованно с учетом инерционности плазменной дуги, проявляющейся при управлении на более высоких частотах; при этом должно обеспечиваться отсутствие заметных тепловых волн от сканирования.

В ходе исследований обнаружен не описанный ранее эффект разворота плоскости сканирования дуги относительно вертикальной оси на некоторый угол, который при уточнении составил 12...15°.

Природа такого разворота, вероятнее всего, связана с инерционным смещением плоскости сканирования в сторону вращения потока плазмообразующего газа в процессе вихревой стабилизации столба дуги. Однако нельзя исключать и иную причину этого эффекта. Например, наряду с нормальной составляющей силы Лоренца может присутствовать касательная составляющая, вызванная вихревым движением заряженных частиц плазменной дуги в переменном магнитном поле. Обнаруженный эффект необходимо учитывать при разработке технологии ППУ.

При уменьшении ширины зоны нагрева до величины порядка диаметра пятна нагрева несканируемой дуги возрастает удельная мощность и возникает необходимость увеличения скорости перемещения плазмотрона до нескольких метров в секунду, что проблематично с точки зрения создания и эксплуатации транспортных устройств. По этой причине предложен и исследован альтернативный способ регулирования ширины зоны нагрева путем разворота плазмотрона со сканером вокруг вертикальной оси, а следовательно, и плоскости сканирования относительно направления основного движения; получены зависимости толщины и ширины упрочненного слоя от угла разворота.

Рассматривали вопрос согласования вольт-амперных характеристик источника питания и дуги с точки зрения устойчивости работы этой системы и особенностей регламентированного нагрева поверхности теплом СПД.

В результате изучения семейств *вольт-амперных характеристик источника питания* (ВАХИП) и *статических вольт-амперных характеристик дуги* (СВАХД) сформулированы основные **рекомендации по выбору источника питания** для ППУ сканируемой дугой:

• взаимное расположение СВАХД и ВАХИП должны удовлетворять известному условию для коэффициента устойчивости $K_у$ системы источник питания–дуга ($K_у > 0$), которое при работе на жестком (независимом) участке СВАХД соблюдается при ВАХИП, имеющей пологопадающий характер;

• для исключения влияния на удельную мощность возмущающих факторов (например, изменения расстояния между соплом и изделием при короблении последнего), взаимное расположение СВАХД и ВАХИП целесообразно обеспечивать с учетом принципа саморегулирования мощности дуги, который обеспечивается при работе на независимом участке СВАХД при условии наклона ВАХИП порядка 1 В/А;

• источник питания следует выбирать с возможно более высоким напряжением холостого хода для обеспечения надежности поджига и устойчивости работы плазменной дуги, а также максимальной ширины упрочнения за один проход.

На основании исследования остаточной температуры стальных образцов разной массы при плазменно-дуговой обработке предложены следующие **способы закалочного охлаждения** при ППУ:

1) охлаждение за счет кондуктивного теплоотвода в холодные части изделия;

2) увеличение скорости охлаждения путем нагрева изделия под слоем охлаждающей жидкости (возможен вариант совмещения закалки с поверхностным легированием из жидких сред);

3) закалка непрерывно-последовательным методом с использованием спрейерного устройства.

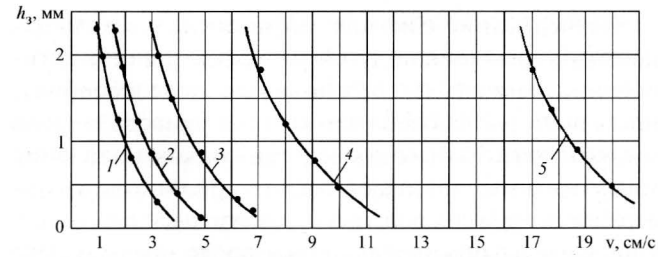


Рис. 6. Экспериментальная зависимость толщины закаленного слоя h_3 среднеуглеродистой стали от скорости перемещения плазменной дуги v при разных значениях тока сканера $I_с$, мА:
1 – 250; *2* – 200; *3* – 150; *4* – 75; *5* – 35

При обработке СПД в связи с большим теплосодержанием нагреваемых слоев и недостаточной массой изделия рекомендуется использовать два последних способа.

Стратегия **выбора основных параметров упрочнения с нагревом СПД** сводится к следующему. Предварительно изучаются и стабилизируются на рациональном уровне основные конструктивные и энергетические параметры системы источник питания–плазмотрон–сканер в соответствии с приведенными выше рекомендациями.

Далее экспериментально определяют: радиус пятна нагрева R несканируемой дуги, зависимость мощности дуги W, эффективного КПД нагрева η и амплитуды сканирования $B/2$ от тока сканера $I_с$.

Затем по формуле (4) и рассчитывают удельную мощность q_2 в интервале возможных значений амплитуды сканирования; сочетания q_2 и скоростей обработки v для достижения на поверхности температуры плавления конкретной стали; глубину залегания изотермы, соответствующей рекомендуемой температуре закалки стали (толщину закаленного слоя), для полученных сочетаний q_2 и v в заданном интервале изменения тока сканера [5].

Последнюю зависимость представляют в графическом виде и проверяют выборочно экспериментальным путем (металлографически) по толщине закаленного слоя. При удовлетворительном совпадении результатов расчета и эксперимента в дальнейшем указанную зависимость используют при назначении режимов упрочнения на данном виде оборудования.

Наличие таких заранее построенных экспериментальных зависимостей исключает необходимость выполнения каких-либо расчетов. По ширине зоны обработки B определяют, как описано выше, соответствующий ей ток сканера $I_с$ и для заданной толщины закаленного слоя h_3 находят скорость обработки v.

Подобная зависимость (рис. 6) была экспериментально построена для созданного автором с сотрудниками технологического комплекса оборудования для плазменно-дугового упрочнения.

Режим нагрева при плазменном поверхностном легировании следует выбирать из условия формирования легированного слоя в пределах оплавленной зоны глубиной не более 0,1 мм. При более глубоком проплавлении поверхностного натяжения оказывается недостаточно, чтобы удержать металл от раздувания при силовом воздействии СПД. Этот параметр должен стать исходным при ориентировочном расчете режимов нагрева. При известных q_2, R и теплофизических константах обрабатываемого материала определяют скорость v, при которой глубина залегания изотермы плавления составляет 0,1 мм. Затем режим следует проверить экспериментально, принимая во внимание то обстоятельство, что погружение изделия в водный раствор соли на глубину 3 мм практически не влияет на режим нагрева по сравнению с обработкой в воздушной атмосфере.

Разработанные технологические процессы плазменно-дугового термоупрочнения и легирования и оборудование для реализации ППУ освоены и внедрены на предприятиях России и Украины.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Домбровский Ю.М., Бровер А.В.** Экспериментальная установка для плазменного поверхностного упрочнения деталей машин. М., 1996. 5 с. Деп. в ВИНИТИ 22.11.96, № 3387-В96.

2. **Домбровский Ю.М.** Электромагнитный сканер для плазменной поверхностной обработки // Термическая обработка стали (Теория, технология, техника эксперимента): межвуз. сб. науч. тр. /ДГТУ. Ростов-н/Д, 1996. С. 20–25.

3. **Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н.** Выбор оптимальных параметров плазмотрона для плазменного упрочнения (ППУ) // Изв. вузов. Черная металлургия. 1998. № 8. С. 54–57.

4. **Домбровский Ю.М.** Постановка тепловой задачи нагрева сканируемой плазменной дугой // Сварные конструкции и технология их изготовления: сб. науч. ст. / ДГТУ. Ростов-н/Д, 1998. С. 36–43.

5. **Домбровский Ю.М.** Расчет температурных полей в стали при нагреве сканируемой плазменной дугой // Сварные конструкции и технология их изготовления: сб. науч. ст. / ДГТУ. Ростов-н/Д, 1998. С. 81–85.

6. **Домбровский Ю.М.** Эффективный КПД нагрева воздушно-плазменной дугой со сканированием // Электронная обработка материалов. 1997. № 1–2. С. 27–29.

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

8. **Новые** доказательства протекания внутризеренной деформации при скоростном нагреве: Теория и технология процессов пластической деформации / Ю.М. Домбровский, В.Н. Варавка, А.В. Шабаринов и др. // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. (26–27 окт. 2004 г.) / МИСиС-ТУ. Москва. С. 276–277.

9. **Домбровский Ю.М., Анищенко Е.В.** Плазменное поверхностное упрочнение чугунов // Вест. ДГТУ. 2001. Т. 1. № 1(7). С. 73–78.

10. **Боли Б., Уэйнер Дж.** Теория температурных напряжений: пер. с англ. М.: Мир, 1964. 517 с.

11. **Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н.** Поверхностное легирование сталей с плазменным нагревом // Материаловедение. 1998. № 6. С. 53–55.

12. **Пат. 2003731 С1 РФ, МКИ[5] С 23 С 8/00, С 23 С 10/00, С 21 С 1/09.** Способ поверхностного пламенного упрочнения "Плазмахим" / Домбровский Ю.М. № 5061571/02; заявл. 07.09.92; опубл. 30.11.93, Бюл. № 43–44.

13. **Домбровский Ю.М.** Влияние плазменной термической обработки на прочность стальных конструкций // Свар. пр-во. 1999. № 3. С. 14–16.

14. **Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н.** Технологические аспекты нагрева воздушно-плазменной дугой // Термическая обработка стали (Теория, технология, техника эксперимента): межвуз. сб. науч. тр. / ДГТУ. Ростов-н/Д, 1998. С. 68–72.

Заместителю главного редактора нашего журнала лауреату премии Правительства РФ в области науки и техники, д-ру физ.-мат. наук, проф. ФОМИНСКОМУ Вячеславу Юрьевичу – 50 лет

В.Ю. Фоминский родился 19 февраля 1957 г. в Коврове Владимирской обл. В 1980 г. окончил с отличием Московский инженерно-физический институт (МИФИ). В 1986 г. защитил кандидатскую диссертацию, в 1999 г. – диссертацию на соискание ученой степени доктора физико-математических наук. Более 20 лет занимается научно-исследовательской деятельностью.

В настоящее время проф. Фоминский является ведущим научным сотрудником МИФИ по кафедре физики твердого тела и квантовой радиофизики. Область его научных интересов – взаимодействие импульсного лазерного и ионного облучения с твердым телом, модифицирование материалов и формирование неравновесных поверхностных структур (наноматериалов) высокоэнергетическим воздействием и осаждением лазерной плазмы.

Педагогическая деятельность В.Ю. Фоминского включает обучение студентов старших курсов МИФИ учебно-исследовательской работе, помощь студентам в подготовке дипломных проектов, руководство аспирантами и докторантами. По совместительству он является заведующим кафедрой общей и прикладной физики в Московском государственном университете сервиса.

Редакция и редакционный совет журнала поздравляют Вячеслава Юрьевича с юбилеем и желают ему крепкого здоровья, творческих успехов и новых достижений на благо российской науки и образования!

УДК 621.785:669.14.018.29

Г.И. Бровер, *д-р техн. наук, проф.*, **Л.Д. Дьяченко**, *ст. преп.*, **Е.А. Кацнельсон**, *доц.*,
Т.С. Пахолок, Л.С. Романовская, *аспиранты*
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)

Модифицирование поверхностного слоя сталей лазерным легированием

Приведены результаты экспериментальных исследований структуры и свойств сталей и сплавов, подвергнутых лазерному легированию из покрытий разного химического состава. Показано, что рациональный выбор химического состава и способа нанесения покрытий на поверхность металлических изделий различного функционального назначения позволяет повысить микротвердость облученных рабочих зон на 30...50 %, износостойкость в 2...3 раза в сравнении с объемно-закаленными сталями.

Results of experimental researches of structure and properties of steels and the alloys, plunged to a laser alloying from coverings of a different chemical compound are given. It is shown, that the rational choice of a chemical compound and a way of drawing of coverings on a surface of metal products of various functional assignment allows to increase hardness of the irradiated working zones on 30...50 %, wear resistance in 2...3 times in comparison with volumetric-training steels.

Введение

Анализ проблемы повышения надежности и долговечности изделий различного функционального назначения показал, что в настоящее время не представляется возможным решить вопрос увеличения срока их службы только путем применения дорогостоящих высоколегированных сталей, поскольку в большинстве случаев это экономически не оправдывается.

В связи с этим чрезвычайно актуальным и важным становится путь повышения долговечности изделий из углеродистых и экономно-легированных сталей за счет термоупрочнения и микролегирования их рабочих частей с использованием лазерного излучения. При этом резко сокращается расход дефицитных и дорогих материалов, а эффект повышения работоспособности оказывается значительным, так как в тонких поверхностных слоях сталей и сплавов можно получить более высокие физические и механические характеристики, чем в монолитных изделиях.

О возможности и перспективах проведения процесса лазерного легирования указывается в ряде работ [1–3]. Однако лазерное легирование поверхностных слоев различных материалов – проблема сложная и многогранная, требующая проведения множества экспериментов и проверки некоторых положений традиционной термической и химико-термической обработки применительно к специфическому процессу импульсного лазерного облучения. Кроме того, существует необходимость изыскания возможностей управления структурообразованием и целенаправленного изменения свойств упрочненных поверхностных слоев за счет лазерного легирования сталей и сплавов из различных покрытий, содержащих комбинации легирующих элементов и их соединений (карбидов, нитридов, карбонитридов, оксидов и т.д.).

Методика эксперимента

В настоящей работе для целей поверхностного упрочнения и легирования различных материалов использовали лазерные установки импульсного действия ГОС-30М, "Квант-16", "Квант-18". Изменение энергии излучения от 10 до 30 Дж, степени расфокусировки луча от 4 до 10 мм и длительности импульса излучения от $1\cdot10^{-3}$ до $9\cdot10^{-3}$ с позволило варьировать плотность мощности излучения в широких пределах – от 60 до 250 МВт/м^2.

В качестве материалов для исследований применяли стали У8А, У10А, ХВГ, Х12М, Р6М5, Р18 и др.

Структуру сталей после лазерной обработки изучали на микроскопах МИМ-7, Neophot-21. При рентгеноструктурных исследованиях использовали дифрактометры ДРОН-0,5, ДРОН-3. Съемку профилей рентгеновских линий проводили в режиме непрерывной записи со скоростью 1 °/мин в фильтрованном Fe_{K_α}- излучении с регистрацией интенсивности сцинтилляционным счетчиком. Твердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н.

Легирующие покрытия формировали несколькими методами: *электроискровым легированием* (ЭИЛ) на установке "Элитрон"; ионно-плазменным напылением на установке "Булат" (метод КИБ); химическим осаждением; нанесением насыщающих покрытий шликерным методом. Дисперсность порошка в последнем случае составляла 30...60 мкм. В качестве связующего компонента шликерных обмазок выбран пековый лак марки А. Легирующие порошки и связку смешивали

в отношении 1:4, динамическая вязкость обмазки при нанесении составляла $(0,5...0,65)\cdot10^{-3}$ Па·с. Толщина покрытия не превышала 80 мкм.

Обсуждение результатов

При лазерной обработке с плотностью мощности излучения $q > 150$ МВт/м^2 на поверхности сталей формируется упрочненный участок толщиной 80...120 мкм, состоящий в общем случае из трех структурных зон: зоны закалки из жидкого состояния, зоны закалки из твердого (аустенитного) состояния и переходной (к основному металлу) зоны. Лазерное легирование, как известно, возможно лишь при условии оплавления покрытия и поверхностного слоя стали, т.е. в зоне лазерной закалки из жидкого состояния. При этом нельзя исключать и возможность диффузии легирующих элементов из поверхностного легированного слоя в зону закалки из твердого аустенитного состояния.

При проведении исследований установлено, что зависимость твердости облученной стали, например Р6М5, от энергии излучения при используемых значениях длительности импульса имеет вид кривой с максимумом, т.е. при лазерной термообработке существует определенный интервал значений энергии, в котором наблюдается упрочнение поверхностного слоя стали. Узкий интервал рабочих энергий связан с необходимостью создания оптимальных условий для аустенитизации, т.е. для достаточного насыщения твердых растворов углеродом и легирующими элементами при минимальном растворении карбидной фазы. Эти условия нарушаются при лазерной закалке из жидкого состояния: происходит практически полное растворение исходных карбидов и таким образом уменьшается плотность концентрационно-неоднородных участков металла, что наряду с возможным выгоранием углерода при высоких температурах процесса приводит к снижению твердости облученной стали.

Совмещение лазерной закалки с легированием поверхностного слоя стали из внешних источников (покрытий) должно привести к расширению диапазона рабочих энергий, так как при этом появляется возможность искусственно регулировать степень растворения исходных карбидов и уровень насыщения твердых растворов за счет использования дополнительных источников легирующего вещества из покрытий разного состава.

На основании результатов металлофизических исследований в работе установлено, что в зонах лазерного легирования из жидкого состояния неоднородность распределения плотности мощности лазерного луча по пятну, а также наличие температурных и концентрационных градиентов обусловливают высокую степень неравновесности жидкой фазы, бифуркационную неустойчивость расплава и переход ламинарного течения жидкости к турбулентному. Образующиеся при этом вихри обеспечивают на разных масштабных уровнях диссипацию энергии, аномальные потоки массопереноса и диспергирование растущих кристаллов, т.е. наноструктурные эффекты.

Таким образом, **лазерная жидкофазная обработка покрытий с введением в покрытия дисперсных частиц соединений различных элементов позволяет получить нанокомпозитный материал с заданными составом, структурой и свойствами.** При этом использовали комбинированный подход к его созданию: получали микрокристаллическую матрицу за счет высокоскоростной кристаллизации при лазерном оплавлении и нанокристаллиты, вплавленные из покрытий. Вследствие малого размера кристаллитов оплавленного металла значительную долю материала (≈50 %) занимают межкристаллитные границы, что коренным образом меняет механизмы, ответственные за формирование макроскопических характеристик лазерно-легированных материалов.

Путем использования разных по составу покрытий можно либо повысить насыщенность твердых растворов вплоть до выделения дисперсных карбидов или интерметаллидов, либо помимо этого добиться вплавления твердых тугоплавких частиц (карбидов, нитридов, оксидов) в поверхностный слой обрабатываемого изделия. Оба варианта имеют большое положительное значение, поскольку позволяют повысить твердость и эксплуатационные характеристики материалов.

Кроме того, большое влияние на свойства лазерно-легированных поверхностных слоев оказывает процесс практически мгновенного поглощения энергии при лазерной обработке, который приводит к генерации волн напряжений, ускоряющих массоперенос легирующих элементов из покрытий в основной металл, и к высокотемпературной локальной пластической деформации микрообъемов металла. Установлено, что пластическое течение осуществляется по механизму формирования складчатых полос деформации за счет образования и развития диполей частичных дисклинаций, связанных с проявлением поворотной моды пластического течения. Для лазерно-легированных слоев эти процессы приводят к образованию полос скольжения, представляющих собой цепочки глобулярных включений, образующих квазимодулированную структуру.

Отдельно следует выделить роль включений разного состава (как исходной структуры, так и вплавленных из покрытий) в формировании структуры и свойств лазерно-легированных слоев. Включения карбидов, нитридов, оксидов в поверхностном слое

материалов способствуют локализации пластической деформации путем взаимодействия с движущимися в плоскостях скольжения дислокациями и возникновению локальных пластических ротаций. В результате вокруг включений образуются сложнодеформированные диссипативные структуры, в которых наблюдаются увеличение микроискажений и уменьшение блоков, т.е. проявляются локальные наноструктурные эффекты. При этом включения могут служить не только концентраторами, но и релаксаторами напряжений в процессе рекристаллизации, фазовых превращений, направленного массопереноса и т.д.

Следует отметить, что системы искусственного легирования выбирали целенаправленно, в зависимости от диктуемых условиями эксплуатации требований к материалам для деталей машин и инструмента различного функционального назначения. При этом учитывали, что лазерное легирование поверхностного слоя различных изделий или лазерная наплавка покрытий разного состава на их рабочие поверхности оказывают комплексное влияние на взаимодействие облученных изделий с контртелами. Путем рационального выбора состава легирующих покрытий можно [5, 6]:

- уменьшить коэффициент трения, снизить силы и температуры процесса эксплуатации;
- улучшить прочностные свойства основы;
- повысить твердость и теплостойкость рабочих поверхностей изделий;
- снизить схватываемость рабочих поверхностей с контртелом;
- повысить прочность сцепления покрытия с основой;
- защитить основу от влияния высоких температур процесса эксплуатации благодаря теплоизоляционному эффекту покрытия.

В работе использовали следующие легирующие элементы: углерод, молибден, ванадий, вольфрам, хром, кобальт, никель, кремний, их комбинации и соединения: WC, TiN, ZrN и др. При проведении искусственного легирования системы легирующих элементов выбирали таким образом, чтобы одни легирующие элементы (Cr, Co, W, Mo) частично сохранялись в твердом растворе при нагреве в процессе эксплуатации или в процессе последующего (после лазерного упрочнения) отпуска, задерживая распад мартенсита, а другие (C, V), выделяясь из раствора наряду с частью перечисленных выше легирующих элементов, усиливали дисперсионное твердение и повышали вторичную твердость. Для протекания указанных процессов обязательно присутствие в покрытиях углерода, который компенсирует возможное при высокотемпературном нагреве обезуглероживание поверхностного слоя материала (особенно в присутствии Co, Mo), способствует дополнительному насыщению твердых растворов, может приводить к формированию дисперсных карбидов легирующих элементов в процессе охлаждения после лазерной обработки или в процессе последующего отпуска структур лазерного легирования [7].

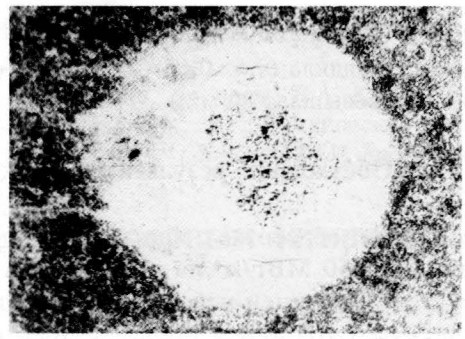


Рис. 1. Вплавление карбидов хрома в поверхностный слой стали У10А при лазерном облучении (×600)

Например, для повышения стойкости к истиранию в поверхностный слой материалов вводили C, V, W или Mo, Cr, а в случае эксплуатации материалов при повышенном разогреве рабочих поверхностей – C, V и Co.

В процессе исследований установлено, что не весь порошок, нанесенный на поверхность стали, участвует в легировании и что количество "выброшенного" с поверхности порошка зависит от энергии лазерного излучения. Очевидно, что объем выброса изменяется от ≈100 % при энергии излучения 4...10 Дж (т.е. когда не образуется легированный слой) до минимального значения – 30...50 %, определяемого теплофизическими характеристиками материалов порошка и основы, а также энергией и длительностью импульса (выброс тем больше, чем короче импульс излучения).

В случае лазерного вплавления тугоплавких соединений в поверхностный слой сталей этот процесс происходит за счет захвата частиц и их турбулентного перемешивания с образовавшимся расплавом. Вокруг вплавленных частиц наблюдаются зоны с повышенным содержанием углерода и легирующих элементов и пониженной травимостью, что особенно заметно после дополнительного низкотемпературного нагрева облученного металла (рис. 1).

Результаты дюрометрического анализа облученного металла показали существенную неоднородность значений твердости непосредственно около вплавленных включений и между ними, что наглядно видно на рис. 2.

О характере протекания рассмотренных выше процессов в облученных зонах свидетельствуют результаты спектрального и рентгеноструктурного анализа. При спектральном анализе образцов из стали

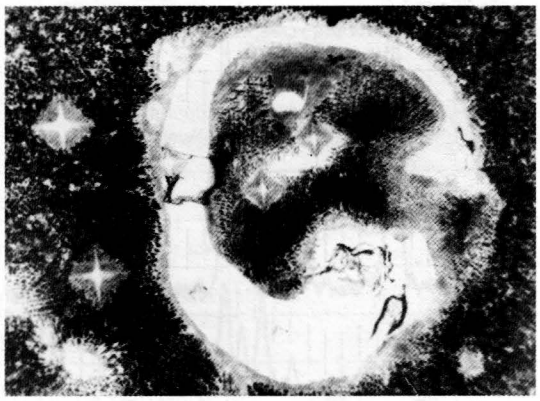


Рис. 2. Структурная неоднородность около вплавленных при лазерном нагреве тугоплавких включений на стали У10А (×600)

У8А, поверхность которых была легирована из обмазок, содержащих ферросплавы молибдена, хрома, ванадия, при лазерном нагреве, зафиксировано присутствие значительного количества перечисленных элементов на глубине 100 мкм, что свидетельствует о процессах массопереноса и диффузии легирующих элементов из жидкой в твердую фазу. При рентгеноструктурном анализе стали Х12М (рис. 3) после лазерного легирования из покрытий, содержащих порошки твердого сплава ВК10 или стандартный карбюризатор, на ретгенограммах наблюдаются рефлексы WC (кривая *3*) или Fe_3C (кривая *4*), что свидетельствует об эффективном протекании вплавления в поверхностный слой стали твердых частиц WC или выделения из пересыщенных углеродом твердых растворов дисперсных частиц Fe_3C при лазерном воздействии.

Металлографический анализ образцов из разных сталей, подвергнутых лазерному легированию стандартным карбюризатором и порошком твердого сплава ВК10 или Т15К6, показал, что во всех случаях на поверхности появляется светлая, слабо травящаяся полоса металла глубиной 110...150 мкм. Установлено, что лазерное поверхностное легирование по сравнению с лазерной закалкой приводит к увеличению толщины упрочненного слоя на 30...40 %, вероятно, за счет высокой поглощательной способности тонкого слоя легирующей обмазки.

Анализ распределения твердости по толщине упрочненного слоя позволил оценить степень достигнутого упрочнения и определить характер распределения структур по сечению. Максимальная степень упрочнения (до микротвердости 12,3...12,8 ГПа) достигается при лазерном легировании поверхностного слоя образцов твердым сплавом по сравнению со структурами лазерной цементации (11,3...11,8 ГПа) и лазерной закалки (10...10,8 ГПа).

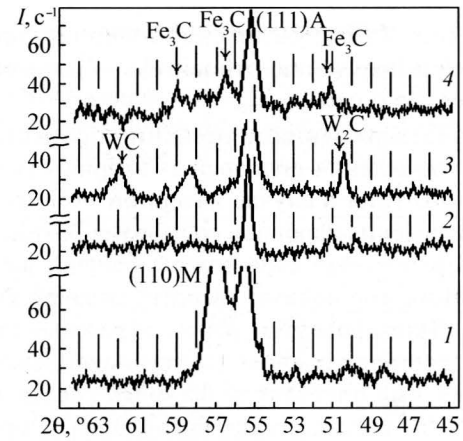


Рис. 3. Фрагменты рентгенограмм стали Х12М после объемной термообработки (*1*), лазерной закалки (*2*), лазерного легирования сплавом ВК10 (*3*), лазерной цементации (*4*):
I – интенсивность; 2θ – угол отражения

Повышение твердости при лазерном легировании можно объяснить, если учесть, что высокие скорости нагрева и особенно охлаждения, присущие лазерному способу закалки, приводят к образованию высокопрочных, метастабильных, пересыщенных углеродом и легирующими элементами твердых растворов, которые зачастую предшествуют образованию химических соединений или интерметаллидных фаз. Дисперсные выделения вторичных фаз препятствуют движению дислокаций в облученном металле и тем самым оказывают прямое влияние на степень упрочнения. Кроме того, незавершенность гомогенизационных процессов из-за быстротечности лазерной обработки способствует созданию в твердых растворах системы микроучастков с разной степенью насыщенности углеродом и легирующими элементами и с разной степенью искаженности кристаллических решеток твердых растворов. Эти процессы также приводят к упрочнению облученного металла.

В случае проведения лазерного легирования сталей порошками, содержащими карбиды хрома и вольфрама, наблюдается их вплавление в поверхностный слой из обмазки. Поскольку площадь вплавленных карбидов составляет 30 % общей площади облученной зоны, то этот фактор способствует значительному повышению твердости и основных эксплуатационных характеристик поверхностного слоя сталей.

В целях сравнения эффектов упрочнения были проведены раздельные эксперименты по ЭИЛ сталей графитом и твердым сплавом ВК6. Был опробован также вариант комбинирования ЭИЛ с лазерной закалкой. Дюрометрические исследования поверхностного слоя сталей показали, что последующая после ЭИЛ лазерная закалка приводит к несущественному снижению твердости облученного металла при значи-

тельном (в 3...4 раза) увеличении толщины упрочненных слоев и получению относительно равномерного поверхностного слоя.

Для подтверждения протекания процессов возможного выделения дисперсных вторичных фаз цементитного типа в случае лазерной цементации, а также вплавления карбидов вольфрама, хрома и титана в поверхностный слой сталей в случае лазерного легирования порошками твердых сплавов типа ВК или ТК, были проведены рентгенофазовые исследования упрочненных слоев на легированных сталях. Для сравнения определяли фазовый состав легированных участков на сталях после ЭИЛ графитом и твердым сплавом. Относительное содержание карбидов оценивали по отношению интегральных интенсивностей линий с разными индексами плоскостей отражения.

Установлено, что лазерная цементация углеродистой стали У8А по сравнению с ЭИЛ графитом приводит к смещению линий карбида типа M_3C в сторону бóльших углов отражения, что свидетельствует об измененном стехиометрическом составе дисперсных включений, образующихся при скоростном лазерном нагреве. Отмечено, что интенсивность рефлексов M_3C больше на легированных сталях типа Х12М по сравнению с углеродистыми сталями, что свидетельствует о более высокой эффективности процесса легирования и большей способности легированных сталей к карбидообразованию при внешнем воздействии в присутствии повышенного количества углерода (рис. 4, *а*). Этот эффект можно объяснить возможным образованием сложных карбидов $(Fe, Cr)_3C$ на легированных сталях взамен Fe_3C на углеродистых. Поскольку радиус атома хрома больше, чем атома железа, параметр решетки $(Fe, Cr)_3C$ увеличивается по сравнению с параметром решетки Fe_3C, свидетельством чего и является смещение рефлексов M_3C на рентгенограммах в сторону меньших углов отражения.

При определении возможности вплавления в поверхностные слои сталей карбидов WC при ЭИЛ и лазерной обработке установлено, что на рентгенограммах фиксируются рефлексы WC и W_2C, формирующегося в условиях дефицита углерода (рис. 4, *б*). Отмечено некоторое смещение рефлексов карбидов в сторону бóльших углов отражения, что свидетельствует об их измененном стехиометрическом составе. Трансформация карбида WC в W_2C способствует повышению твердости легированного поверхностного слоя, поскольку твердость карбида W_2C в 2 раза превышает твердость карбида WC.

Проведенные исследования показали, что, несмотря на чрезвычайно малую продолжительность процесса лазерного легирования, в случае лазерной

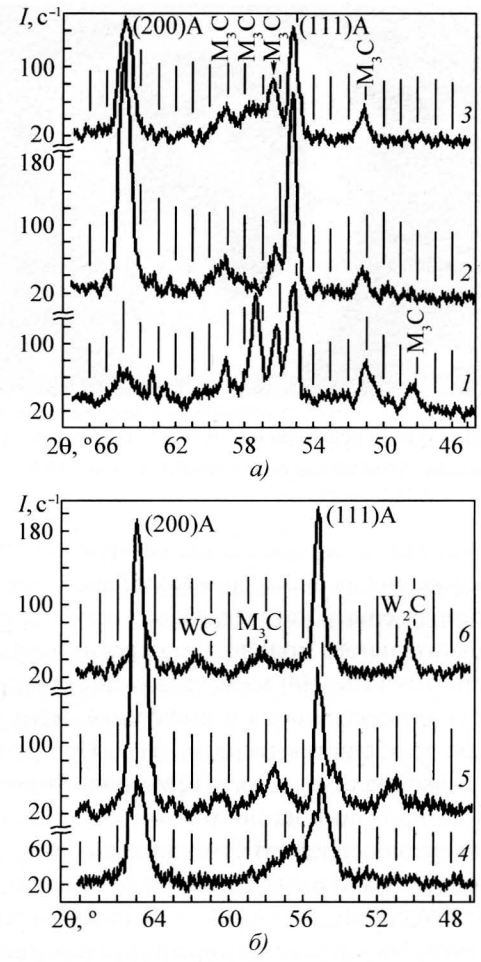


Рис. 4. Фрагменты рентгенограмм стали Х12М после ЭИЛ графитом (*1*), ЭИЛ графитом с последующей лазерной закалкой (*2*), лазерной цементации из обмазок (*3*), ЭИЛ сплавом ВК6 (*4*), ЭИЛ сплавом ВК6 с последующей лазерной закалкой (*5*), лазерного легирования из обмазок, содержащих сплав ВК6 (*6*)

цементации возможно местное скопление атомов углерода вблизи дефектов кристаллического строения твердых растворов, необходимое для образования карбидов типа M_3C. В случае лазерного легирования твердыми сплавами типа ВК фиксируется значительное количество (30...35 %) вплавленных карбидов WC, W_2C, имеющих высокую твердость. Эти эффекты положительно влияют на основные эксплуатационные свойства облученных сталей.

Для расширения представлений о процессах, происходящих в зонах лазерного воздействия при совмещении лазерного легирования со скоростной закалкой, проведены эксперименты по облучению стали Р18, на поверхность которой методом КИБ были нанесены покрытия TiN, ZrN. Установлено, что если после ионно-плазменного напыления формируется упрочненный слой толщиной 3...5 мкм, то после

Основные характеристики поверхностного слоя стали У8А после обработки разными способами

Способ обработки или нанесения покрытия, состав покрытия, основные легирующие элементы	Толщина упрочненного слоя, мкм	Микротвердость, ГПа	Износ*, мг
Объемная закалка	–	8,5	25
Импульсная лазерная закалка	130	11	12,5
Непрерывная лазерная обработка	500...800	9	15...17
ЭИЛ графитом	30	14	11,5
ЭИЛ графитом с последующей импульсной лазерной закалкой	140	12,5	11
Лазерная цементация из обмазок	160...180	12,5	11
ЭИЛ твердым сплавом ВК6	40	14	11,5
ЭИЛ твердым сплавом ВК6 с последующей импульсной лазерной закалкой	160	12,5	10
Лазерное легирование из обмазок, содержащих ферросплавы Mo, Cr, V и C	160	12	8
ЭИЛ молибденом	40	12,5	10
ЭИЛ молибденом с последующей импульсной лазерной закалкой	180	11	9
Нанесение TiN методом КИБ	5	15...17	8
Нанесение TiN методом КИБ с последующей импульсной лазерной закалкой	140	12,5	10

*При испытании на изнашивание в течение 120 мин.

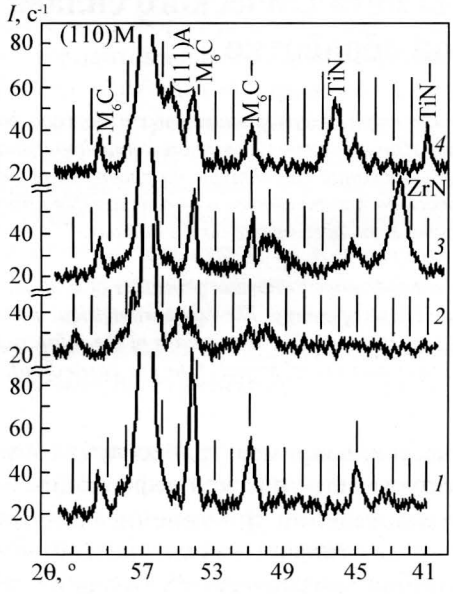


Рис. 5. Фрагменты рентгенограмм стали Р18 после объемной термообработки (*1*), лазерной закалки (*2*), нанесения ZrN (*3*), нанесения TiN с последующей лазерной закалкой (*4*)

последующей лазерной обработки толщина слоя достигает 100...120 мкм. При этом на рентгенограммах фиксируются рефлексы TiN и ZrN (рис. 5), что свидетельствует о протекании процесса лазерного легирования поверхностного слоя быстрорежущих сталей дисперсными частицами нитридов титана и циркония, имеющими высокую микротвердость (до 15...17 ГПа).

Особенности строения лазерно-легированных слоев на сталях оказывают влияние на твердость, тепло- и износостойкость облученного металла (таблица), особенно при использовании твердых насыщающих обмазок, содержащих порошки ферросплавов молибдена, хрома, ванадия в сочетании с углеродом, или порошки твердых сплавов.

Выводы

1. Совмещение лазерного нагрева с легированием поверхностных слоев сталей из покрытий, полученных разными способами, является эффективным средством повышения основных эксплуатационных характеристик упрочняемых изделий, особенно при использовании покрытий, содержащих твердые тугоплавкие карбиды, нитриды, оксиды легирующих элементов. Лазерное легирование целесообразно проводить с плотностью мощности излучения q = = 100...200 МВт/м^2; при этом нижний предел значений q применим при облучении с импульсами длительностью τ = 1...3 мс, верхний – при τ = 4...10 мс. Диаметр пятна облучения следует выбирать в зависимости от размеров рабочей части изделий и требований

производительности процесса лазерного облучения в интервале 4...9 мм.

2. Строение и свойства лазерно-легированного поверхностного слоя сталей зависят от способа нанесения легирующих покрытий; при этом наибольшими эффективностью, экономичностью и простотой обладает шликерный способ. Состав покрытий необходимо определять исходя из требуемых по условиям эксплуатации свойств упрочняемых изделий.

3. Рациональный выбор режимов лазерной обработки, состава и способа нанесения легирующих покрытий обеспечивает повышение микротвердости (на 30...50 %), теплостойкости (на 50...70 °С), износостойкости (в 2...3 раза) рабочих поверхностей лазерно-легированных изделий в сравнении с объемно-закаленными.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Леонтьев П.А., Хан М.Г., Чеканова Н.Т.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 141 с.

2. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высш. шк., 1987. 191 с.

3. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Основы лазерного термоупрочнения сплавов. М.: Высш. шк., 1988. 159 с.

4. **Верещака А.С., Третьяков И.П.** Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1986. 190 с.

5. **Бородин И.Н.** Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1982. 141 с.

6. **Гинберг А.М., Иванов А.Ф.** Износостойкие и антифрикционные покрытия. М.: Машиностроение, 1982. 42 с.

7. **Портной К.И., Бабич Б.Н.** Дисперсно-упрочненные материалы. М.: Металлургия, 1974. 199 с.

УДК 669.17:669:53:621.785.54

В.Н. Варавка, *проректор по инновационной деятельности, канд. техн. наук, доц. (Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)*

Динамическое прогнозирование структуры металлического сплава при импульсной поверхностной обработке*

Исследована возможность применения динамического анализа к изучению гипернеравновесных процессов формирования структуры металлических сплавов при поверхностной обработке с использованием концентрированных потоков энергии. Рассмотрен двухпараметрический метод моделирования структуры на уровне дефектов кристаллического строения металла. Разработаны собственные средства программного обеспечения для компьютерного моделирования. Проведены оценки соответствия модельных и экспериментальных данных.

The work is devoted to application of the dynamic analysis to study a hyper nonequilibrium processes of a structure formation of metal alloys at superficial processing with use of the concentrated flows of energy. The two-parametrical method of modeling of structure at a level of defects of a crystal structure of metal is considered. The own means of the software for computer modeling are developed. The estimations of conformity of modeling and experimental data are carried out.

Введение

Динамический анализ с успехом применяют в разных областях технической науки, преимущественно там, где состояние системы характеризуется колебаниями, цикличностью, варьированием временны́х параметров. Его эффективность особенно наглядна при изучении существенно нелинейного состояния систем с преимущественно диссипативным характером процессов, например: трибосопряжений, доменной структуры, пластической деформации и др.

В металловедении применение динамического анализа делает только первые шаги. Возможность использования динамических методов исследования в этой области науки обусловлена специфическим характером взаимодействия материала со средой. Динамический анализ перспективен там, где взаимодействие металла со средой является существенно неравновесным. В частности, широкие возможности новый динамический подход открывает в области математического моделирования процессов структурообразования и прогнозирования свойств металлических сплавов при поверхностной упрочняющей обработке

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках ФЦНТП (проект № 2006-РИ-112.0/001/469) и программы ЕЗН (рег. № 01200502879).

с применением высокоэнергетических импульсных источников, т.е. там, где прямое наблюдение и исследование структурных процессов "*in situ*" или "*in statu na scendi*" невозможно и исследование носит вероятностно-прогностический характер с использованием экспериментальных данных по принципу "*ipso facto*".

Возможности динамического анализа позволяют строить исследования с привлечением новейших теоретических достижений, включая в работу методики и элементы фрактального анализа, неравновесной термодинамики, теории диссипативных систем, синергетики. Это открывает весьма актуальную перспективу развития теории существенно неравновесных фазовых превращений и структурообразования металлических сплавов.

Динамический анализ позволяет учесть существенную неравновесность процесса в параметрическом виде, например через сверхвысокие скорости нагрева или охлаждения и скорость деформации (как результат фазового наклепа и термострикционных напряжений).

Общая методология нового динамического подхода включает: определение структурных элементов – носителей подводимой через поверхность энергии; составление дифференциальных уравнений, описывающих поведение структурных элементов; дискретизацию в целях перехода от временных зависимостей к параметрической форме отображений; построение различных вариантов моделей формирования структуры и свойств. Для прогнозирования структурных состояний модель строится в плоскости компонентов динамической системы – структурных элементов с их переменной "концентрацией". Для последующего выбора технологических режимов, например, упрочняющей обработки модель строится в плоскости управляющих параметров динамической системы.

Задачи динамического анализа при изучении процессов структурообразования

В общем случае любая термодинамическая система (в том числе и металлический сплав, который служит объектом исследования данной работы) находится под действием двух внешних термодинамических факторов – температуры T и давления p. Они являются управляющими параметрами системы. Если фактор времени t не влияет на T и p, то состояние системы отвечает заданным T и p и такие условия, как и состояние системы, следует рассматривать как равновесные ($dT/dt \to 0$, $dp/dt \to 0$). Если фактор времени учитывается, то воздействие на систему при $dT/dt \neq 0$ и $dp/dt \neq 0$ не является равновесным и система со временем изменит свое состояние. Тогда с учетом временнóго фактора в качестве неравновесных условий следует рассматривать скорости изменения температуры и давления. Степень неравновесности воздействия на металл тем больше, чем выше скорости ($dT/dt \neq \infty$, $dp/dt \to \infty$).

Чтобы уйти от конкретных методов обработки материала и перейти на более универсальный теоретический уровень, позволяющий моделировать фазовые и структурные превращения, следует рассматривать скорости изменения не внешних факторов, а их репродукции (отклики, аналоги, отражения) в материале, т.е. не скорость изменения внешней температуры, а скорость нагрева или охлаждения материала (например, $v_{охл} = dT/dt$); не скорость изменения давления или внешней нагрузки, а скорость изменения внутренних напряжений или скорость деформации материала (например, $\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt$). Таким образом, в качестве *управляющих параметров* исследуемой системы, задающих степень ее неравновесности, примем $v_{охл}$ и $\dot{\varepsilon}$.

Согласно законам синергетики и неравновесной термодинамики [1–6] по мере возрастания степени неравновесности в системе происходят два характерных явления: изменяется иерархия структурных элементов-энергоносителей и уменьшается масштаб взаимодействия этих элементов. Эти процессы связаны с тем, что системе необходимо с большей интенсивностью осуществлять диссипацию подводимой энергии и для этого она структурируется с привлечением новых собственных ресурсов.

Применительно к металлическим сплавам в условиях, близких к равновесным, энергоносителями являются одиночные атомы компонентов сплава, диффузионно-перемещающиеся по кристаллу в направлении выравнивания химических потенциалов. В существенно неравновесных условиях более мощными энергоносителями являются атомные комплексы – дислокации, дисклинации, фононы, обладающие и более высокой скоростью переноса энергии. Протяженность атомных перемещений существенно сокращается и приобретает согласованный (упорядоченный) характер. Процессы взаимодействия атомных комплексов становятся микролокальными, т.е. в системе идет не единонаправленный (пространственно-детерминированный) процесс, такой как диффузия в квазиравновесном состоянии, а множество локализованных одинаковых микропроцессов. Другими словами, система (металл) разбивается на самоподобные микрообъемы (ячейки), и по мере усиления неравновесности размер этих ячеек уменьшается, а интенсивность энергетических микропроцессов в ячейках растет, т.е. происходит фрактализация системы.

В работах [7–9] было показано, что при обработке металлических сплавов *концентрированными потоками энергии* (КПЭ), например при импульсном лазерном облучении, такой самоподобной (фрактальной)

частью системы, ее диссипативным структурным элементом являются неравновесные *вакансионно-дислокационные взаимодействия* (ВДВ). В частности, они способны стать катализатором феноменологического механизма мартенситного превращения в сталях, при котором формируется мартенсит, обладающий кристаллографическими и морфологическими особенностями. Кроме того, неравновесные ВДВ инициируют в стали процессы, приводящие к образованию аномальной структуры "белого слоя".

При поверхностной обработке металла с использованием КПЭ на этапе охлаждения всегда существуют пересыщение вакансиями и связанный с ним вакансионный поток. Это следует из простых соображений. Поток вакансий возникает в том случае, если релаксация вакансий к равновесной концентрации "не успевает" за изменением температуры. Время релаксации вакансий

$$t_v = \frac{L_v^2}{D_v}, \qquad (1)$$

где L_v – эффективная ширина вакансионного потенциала; D_v – коэффициент диффузии вакансий.

Под эффективной шириной вакансионного потенциала L_v здесь понимается расстояние, на которое должны переместиться вакансии в направлении уменьшения температуры, чтобы их концентрация снизилась до равновесной. Другими словами, L_v является линейной мерой той области, которая ограничивает все перемещения вакансий.

Аналогично время релаксации термических процессов

$$t_т = \frac{L_т^2}{\chi}, \qquad (2)$$

где $L_т$ – параметр, определяющий размер зоны, в пределах которой происходят все температурные изменения (поэтому $L_т$ можно назвать шириной термического потенциала по аналогии с L_v); χ – температуропроводность.

Тогда условие существования движения (миграции, дрейфа или потока) вакансий в прогретом слое, определяющем возможность действия ВДВ, можно записать в виде

$$t_т < t_v. \qquad (3)$$

С учетом различия величин D_v и χ, которое составляет, как минимум, три-четыре порядка (при температурах, близких к $T_{пл}$), ясно, что в пределах одной и той же области ($L_т \approx L_v$) условие (3) выполняется всегда, т.е. при любых конечных скоростях охлаждения вакансии не успевают релаксировать к равновесной концентрации и в пределах области $L_т \approx L_v$ (в неравномерно прогретом слое) всегда будет существовать движение вакансий в направлении градиента температур.

В упрочняющих технологиях, использующих КПЭ, градиенты температурные достигают значений $1\cdot10^6...1\cdot10^8$ К/с (например, при импульсном лазерном облучении). Это априори предполагает весьма мощные вакансионные потоки. В реальном кристалле вакансионный поток функционирует в дискретной среде и его распространение определяется взаимодействием со стоками, основными из которых являются дислокации и их комплексы. Изменение конфигурации переползающей дислокации при устойчивом фронте имеет динамику источника Бардина–Херринга, а при неустойчивом фронте и закрепленных концах стремится к конфигурации квазидиполя. Дислокационный квазидиполь, как показано в работе [7], играет роль катализатора нетривиального механизма фазового превращения в существенно неравновесных условиях.

Таким образом, в последовательности процессов, протекающих в металлическом сплаве, между воздействием КПЭ и формированием метастабильной структуры в результате действия нетривиального механизма фазового превращения, наименее изученным остается вопрос об изменении дислокационной структуры как единого целого, как среды, в которой развивается превращение. Поэтому задачу динамического анализа на начальном этапе его применения для изучения процессов существенно неравновесного структурообразования можно сформулировать как количественное описание эволюции дефектной среды металлического сплава в условиях диссипативности. Тогда объектом динамического анализа является двухпараметрическая двухкомпонентная система. В качестве параметров динамической системы ранее уже определены $v_{охл}$ и $\dot{\varepsilon}$, а также ее компоненты: убывающая – пересыщение вакансиями и возрастающая – плотность дислокаций.

Плотность дислокаций увеличивается за счет изменения конфигурации дислокационных линий, неконсервативно движущихся (переползающих) в вакансионном потоке. Схема эволюции формы дислокационной линии включает: прямолинейный участок, закрепленный на концах (до начала вовлечения дислокации в вакансионный поток) → парные ступеньки (начало переползания) → источник Бардина–Херринга начальная фаза ВДВ: изгиб линии дислокации с нормальным распределением высот парных ступенек по длине закрепленного участка) → → квазидиполь (развитая стадия существенно неравновесных ВДВ: потеря устойчивости дислокационного фронта и, как следствие, резкое вытягивание дис-

локации в узкую полупетлю между точками закрепления; рост полупетли происходит в направлении, обратном вакансионному потоку). Следует отметить, что эта схема реализуется только для дислокаций, имеющих краевую компоненту вектора Бюргерса.

Характеристика исследуемой динамической системы

Если пересыщение вакансиями в момент времени t обозначить $x(t)$, а плотность дислокаций – $y(t)$, то взаимосвязь их относительных скоростей изменения составит исследуемую динамическую систему:

$$\begin{cases} \dfrac{\dot{x}}{x} = \dfrac{x_{k+1} - x_k}{x_k} = -\alpha - \beta y; \\ \dfrac{\dot{y}}{y} = \dfrac{y_{k+1} - y_k}{y_k} = \gamma x, \end{cases} \quad (4)$$

где α, β, $\gamma > 0$ – коэффициенты.

В системе (4) x в отсутствие y убывает с некоторым постоянным коэффициентом α, что физически означает отжиг (аннигиляцию) вакансий не на дислокациях, а на других стоках (например, высокоугловых границах или свободных поверхностях); y в отсутствие x остается постоянным. Снижение x пропорционально y, а прирост y пропорционален x.

Запишем систему (4) в дискретном виде:

$$\begin{cases} x_{k+1} = x_k - \alpha x_k - \beta x_k y_k; \\ y_{k+1} = y_k + \gamma x_k y_k \end{cases} \quad (5)$$

и введем в нее принятые ранее управляющие параметры $h \infty v_{охл}$ и $q \infty \dot{\varepsilon}$. Не вдаваясь в математические подробности параметрической дискретизации, выполненной по методу Эйлера, приведем ее результат в наиболее компактной форме:

$$\left.\begin{aligned} &\begin{pmatrix} x_{k+1} \\ y_{k+1} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} x_k \\ y_k \end{pmatrix} + \frac{h}{2}\begin{pmatrix} f(x_k, y_k) + f(x_k + qf(x_k, y_k), y_k + qg(x_k, y_k)) \\ g(x_k, y_k) + g(x_k + qf(x_k, y_k), y_k + qg(x_k, y_k)) \end{pmatrix}; \\ &f(x, y) = -\alpha x - \beta xy; \\ &g(x, y) = \gamma xy. \end{aligned}\right\} \quad (6)$$

Полученная система отображений является частным случаем динамической системы Лоттки–Вольтера, приведенной к двухпараметрической форме. Прежде чем приступить к анализу этой системы, отметим некоторые ее особенности для понимания физической природы этой системы, для оценки ее возможностей и проведения последующего количественного анализа процесса структурообразования.

Параметры динамической системы *h* и *q*

Наиболее адекватно процесс охлаждения металлического сплава при обработке КПЭ характеризуется экспоненциальным законом [8]:

$$\frac{T_1}{T_1^0} = \mathbf{e}^{-\varphi(t_1 - t_0)}, \quad (7)$$

где φ – константа охлаждения, $с^{-1}$ (фактически это средняя характеристическая скорость охлаждения металла в определенном температурном интервале); $t = t_1 - t_0$ – время охлаждения от температуры T_1^0 до температуры T_1.

Внешний управляющий параметр, характеризующий степень термической неравновесности системы (6), введем как величину $h = m\varphi^{-1}$ [с], где m – коэффициент пропорциональности, зависящий от метода обработки КПЭ (т.е. от конкретного способа поверхностного нагрева). Для практических целей подбор коэффициента m – несложная задача, а для величины φ можно использовать следующие экспериментальные данные: при импульсной лазерной обработке $\varphi = 460...1540$ $с^{-1}$; при детонационном упрочнении $\varphi = 90...170$ $с^{-1}$; при термообработке ТВЧ с концентрацией магнитного потока $\varphi = 6...11$ $с^{-1}$; при объемной закалке (непрерывное охлаждение) $\varphi = 0{,}5...1{,}2$ $с^{-1}$.

Аналогичным образом введем второй управляющий параметр, характеризующий степень механической (деформационной) неравновесности системы (6): $q = n(\dot{\varepsilon})^{-1}$ [с], где n также является коэффициентом пропорциональности, зависящим от способа поверхностной обработки. Обобщив результаты собственных экспериментальных исследований и литературные данные, авторы рекомендуют интервалы значений $\dot{\varepsilon}$, которые приведены на рис. 1.

Введенные таким образом управляющие параметры позволяют учитывать в высокотемпературных процессах фазовых переходов, структурообразования и деформации, происходящих при упрочняющей обработке КПЭ металла, вклад как термических, так и деформационных вакансий. Для предлагаемой авторами модели (4)–(6) это является важным моментом, поскольку соотношение концентраций двух генетически различных типов вакансий по мере увеличения прогретого слоя металла может существенно различаться (рис. 2). В этом случае однопараметрическая модель может давать весьма неполные оценки либо потребует серьезных ограничений условий применимости, например,

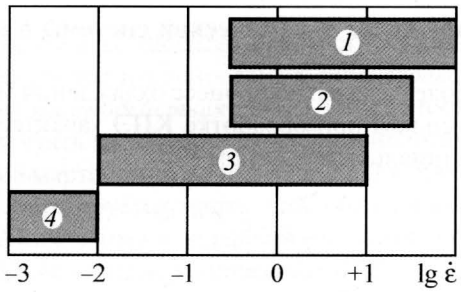


Рис. 1. Обобщенные экспериментальные значения скорости локальной пластической деформации $\dot{\varepsilon}$, характерные для разных способов упрочняющей обработки:
1 – импульсная лазерная обработка; *2* – детонационное упрочнение; *3* – термообработка ТВЧ с концентрацией магнитного потока; *4* – объемная закалка

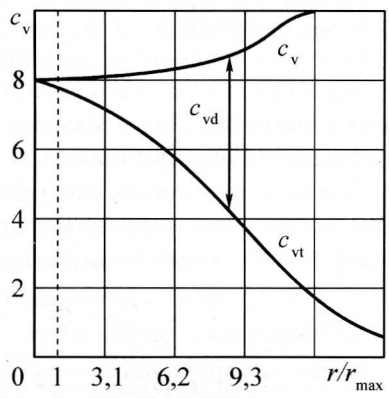


Рис. 2. Зависимости общей концентрации вакансий c_v, концентрации термических c_{vT} и деформационных вакансий c_{vd} от относительной толщины слоя обработки r/r_{max}

по толщине структурно измененного слоя. Толщина этого слоя должна быть такой, чтобы разность между концентрациями термических и деформационных вакансий не превышала 10...15 %. По данным исследований, проведенных в свое время Х.Дж. ван Бюрреном и Й. Такамурой, для сплавов на основе Fe предельные значения толщины прогретого поверхностного слоя r_{max}, для которого это условие выполнимо, составляют в зависимости от скорости охлаждения $v_{охл}$:

$v_{охл}$, °C/c	$1\cdot10^1$	$1\cdot10^2$	$1\cdot10^3$	$1\cdot10^4$	$1\cdot10^5$
r_{max}, мм	2,5	0,8	0,25	0,08	0,02

При этом количество вакансий в слое толщиной $r > r_{max}$ распределяется так, как показано на рис. 2.

Таким образом, среди известных методов обработки КПЭ ни один не обеспечивает указанное условие, а значит, однопараметрический метод динамического анализа будет страдать неполнотой физической картины и завышенными погрешностями при итерациях.

Коэффициенты динамической системы α, β, γ

Первое уравнение системы (4) выражает релаксацию вакансионного пересыщения. По физической природе коэффициенты α и β представляют собой относительные скорости изменения вакансионного пересыщения. Этот процесс определяется тем, насколько быстро вакансии достигнут стоков. Поэтому оба коэффициента можно выразить через отношение Γ_v/k, где Γ_v – частота скачков вакансий при миграции в потоке, а k – среднее число скачков, которое должна совершить вакансия до достижения стока (предполагается, что k не зависит от температуры); при этом

$$\Gamma_v = \nu \exp\left(-\frac{E_{vм}}{kT}\right),$$

где $\nu = 1\cdot10^{13}$ с$^{-1}$ – множитель, определяемый в статистической теории абсолютных скоростей реакций Эйринга; $E_{vм}$ – энергия активации миграции вакансий.

Величина Γ_v задает скорость перемещения вакансии и может быть выражена через коэффициент диффузии вакансий D_v, межплоскостное расстояние d и коэффициент корреляции ψ [10]:

$$\Gamma_v = \frac{6D_v}{d^2\psi}, \qquad (8)$$

где ψ = 0,654, 0,727 и 0,781 для примитивной кубической (ПК), ОЦК- и ГЦК-решетки соответственно. Этот коэффициент отражает корреляцию между двумя последовательными скачками вакансий, что характерно для потока вакансий (если ψ = 1, то движение вакансий не коррелировано).

Коэффициент α характеризует процесс релаксации вакансионного пересыщения в отсутствие дислокаций, что означает отжиг вакансий на других стоках. Основными стоками вакансий в отсутствие дислокаций являются границы зерен или фаз, поэтому выражение для расчета коэффициента α должно включать размерный фактор, характеризующий зерновой состав сплава, т.е. для коэффициента α $k = \lambda/a$ (λ – размер зерна; a – параметр решетки).

Коэффициент β характеризует тот же процесс релаксации, но через дислокационные стоки. Поэтому в выражении для β должна фигурировать величина $k = 1/(a\sqrt{\rho_0})$, выражающая расстояние между дислокациями в конфигурации пространственной сетки (ρ_0 – исходная плотность дислокаций).

Тогда для α и β окончательно получим

$$\alpha = \frac{6D_v a}{d^2 \psi \lambda}; \ \beta = \frac{6D_v a\sqrt{\rho_0}}{d^2 \psi}. \qquad (9)$$

Второе уравнение системы (4) выражает относительную скорость прироста плотности дислокаций. Механизм этого прироста подробно описан выше. Он реализуется через неконсервативное движение дислокации при ВДВ и выражается через скорость переползания дислокации $v_п$. В работе [11] для условий "термоудара", что как раз характерно для обработки с использованием КПЭ,

$$v_п \approx \frac{8D_s}{b}, \qquad (10)$$

где D_s – коэффициент самодиффузии атомов; b – краевая компонента вектора Бюргерса.

Это значение $v_п$ соответствует вакансионному пересыщению $c_v^0/c_v = 3\cdot 10^3$ (так как в этом случае $\ln c_v^0/c_v \approx 8$) и отвечает примерно середине того температурного интервала, где ВДВ функционируют наиболее интенсивно. Поэтому для практических целей динамического анализа значение $v_п$, соответствующее выражению (10), может быть использовано при условии, что в качестве D_s принимается эффективный (средний интегральный) коэффициент диффузии $D_s^{ср}$ в интервале $T_1^0 - T_1$, а пересыщение считается постоянным, соответствующим примерно середине этого температурного интервала.

Это приближение допустимо, поскольку речь идет о постоянном коэффициенте γ в динамической системе. Таким образом, коэффициент γ представляет собой усредненное значение скорости переползания закрепленного на концах дислокационного отрезка длиной L в условиях "импульсного термоудара". Перемещение переползающей дислокации лимитировано размерами ячейки пространственной дислокационной сетки $L = \rho_0^{-0,5}$. Тогда

$$\gamma = \frac{8D_s}{bL}. \qquad (11)$$

Значения коэффициентов (9) и (11) рассчитывают только с учетом структурных и кинетических характеристик материала, и, в отличие от параметров h и q, они не зависят от способа обработки.

Итерационная система и ее возможности

Для проведения итераций в динамической системе (4)–(6) разработан оригинальный программный продукт DynSys, в возможности которого заложено решение задач динамического анализа. С его помощью для заданной системы дискретных отображений (6) можно определить:

1) множество неподвижных точек динамической системы (т.е. равновесие системы). Для неравновесных ВДВ это выражается в релаксации вакансионного пересыщения, что математически означает $x_k = 0$ для любых начальных условий (x_0, y_0), и в формировании определенной дислокационной конфигурации с плотностью ρ, соответствующей конечному значению $y_k \neq 0$;

2) устойчивые (притягивающие) и неустойчивые неподвижные точки динамической системы. Первые из них в динамике носят название *аттракторов*. Каждый аттрактор имеет свой бассейн притяжения – множество начальных точек (x_0, y_0), траектории которых сходятся к аттрактору. Физическим смыслом аттрактора является определенная, устойчивая в данных условиях дислокационная конфигурация, отвечающая специфическому типу метастабильной структуры сплава;

3) области фазового пространства со сходящимися и расходящимися траекториями начальных точек (x_0, y_0); физическая интерпретация расходящихся траекторий заключается в том, что для таких начальных условий (x_0, y_0) при заданных параметрах h и q ВДВ затруднены или невозможны;

4) скорость сходимости траекторий в фазовом пространстве (x, y) в виде числа итераций, за которое начальная точка (x_0, y_0) достигает неподвижной точки $(x_k = 0, y_k)$. Скорость сходимости траекторий характеризует интенсивность ВДВ: быстрая сходимость является признаком существенной нелинейности ВДВ, происходящих на значительном удалении от равновесия; именно в этом случае ВДВ наиболее значительно влияют на фазовые переходы и процессы структурообразования (примеры быстрой и медленной сходимости траекторий приведены на рис. 3, полученном методом сечений Пуанкаре с использованием пакета MathCAD при $h = 1,0$, $q = 0,93$, $x_0 = 0,9$, $y_0 = 0,9$, $x_k = 0$, $y_k = 0,503$ (рис. 3, *а*) и $h = 0,2$, $q = 1,0$, $x_0 = 6$, $y_0 = 6$, $x_k = 0$, $y_k = 9,08$ (рис. 3, *б*). Число "витков " траектории соответствует числу итераций);

5) области фазового пространства, в которых исследуемая динамическая система является диссипативной: математически система (6) диссипативна, если модуль ее якобиана меньше единицы. На физическом уровне диссипативность означает, что подводимая энергия остается в системе, перераспределяется в ней и переводит систему на новый структурный уровень. В рассматриваемом случае механизмом диссипации являются неравновесные ВДВ, поэтому недиссипативные области

фазового пространства не отвечают целям исследования и могут быть исключены из рассмотрения;

6) множество значений параметров h и q для заданной точки (x, y), при которых система (6) является диссипативной, а траектории этой точки являются сходящимися, т.е. программа позволяет моделировать пространство управляющих параметров (h, q) по заданному типу структуры сплава.

Помимо перечисленных выше возможностей программа обладает наглядностью, высоким быстродействием и позволяет одновременно работать с пространствами компонент и параметров. Для каждой точки начальных условий программа строит траекторию и рассчитывает число итераций до достижения точки-аттрактора, расположенной на вертикальной оси. Цвет областей точек фазового пространства, имеющих равное число итераций, соответствует цветам линий уровня. Окно программы приведено на рис. 4; показано фазовое пространство компонент (x, y) в режиме построения траекторий (орбит) на фазовом пространстве.

Данные на рис. 4 получены для импульсной лазерной обработки (h = 0,444, q = = 0,098) низкоуглеродистой стали (x_0 = 4,3) в состоянии со средней/высокой степенью деформации (y_0 = 15,1). Динамический анализ для таких исходных данных предсказывает относительно высокую интенсивность ВДВ (быстрая сходимость траектории) с возрастанием плотности дислокаций (x_k = 0, y_k = 18,9).

Экспериментально также фиксируется существенное изменение дислокационной картины. В феррите низкоуглеродистой стали 08кп (состояние холоднокатаного листа) после лазерного облучения хаотичное (или в виде сплетений) распределение дислокаций (рис. 5, *а*) сменяется их упорядоченным расположением в виде параллельных линий, схожих с дислокационным "лесом" (рис. 5, *б*). Такая дислокационная структура может быть определена как квазидипольная, поскольку квазидиполь

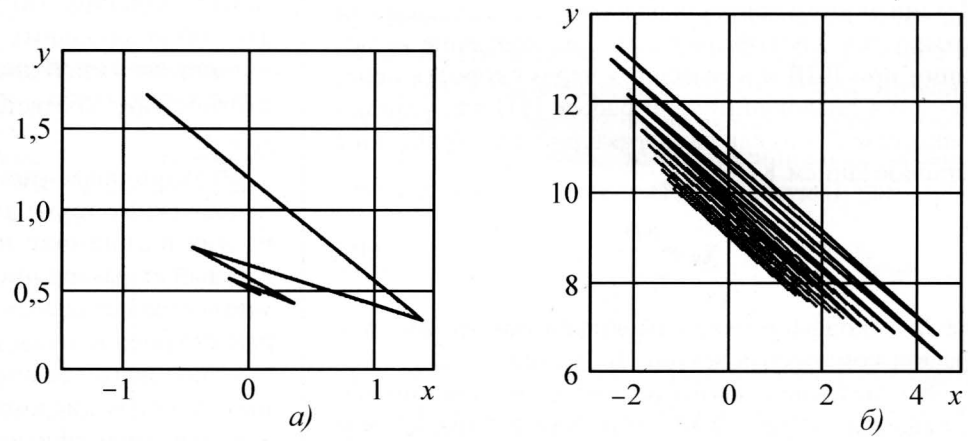


Рис. 3. Примеры быстрой (*а*) и медленной (*б*) сходимости траекторий в фазовом пространстве (*x*, *y*)

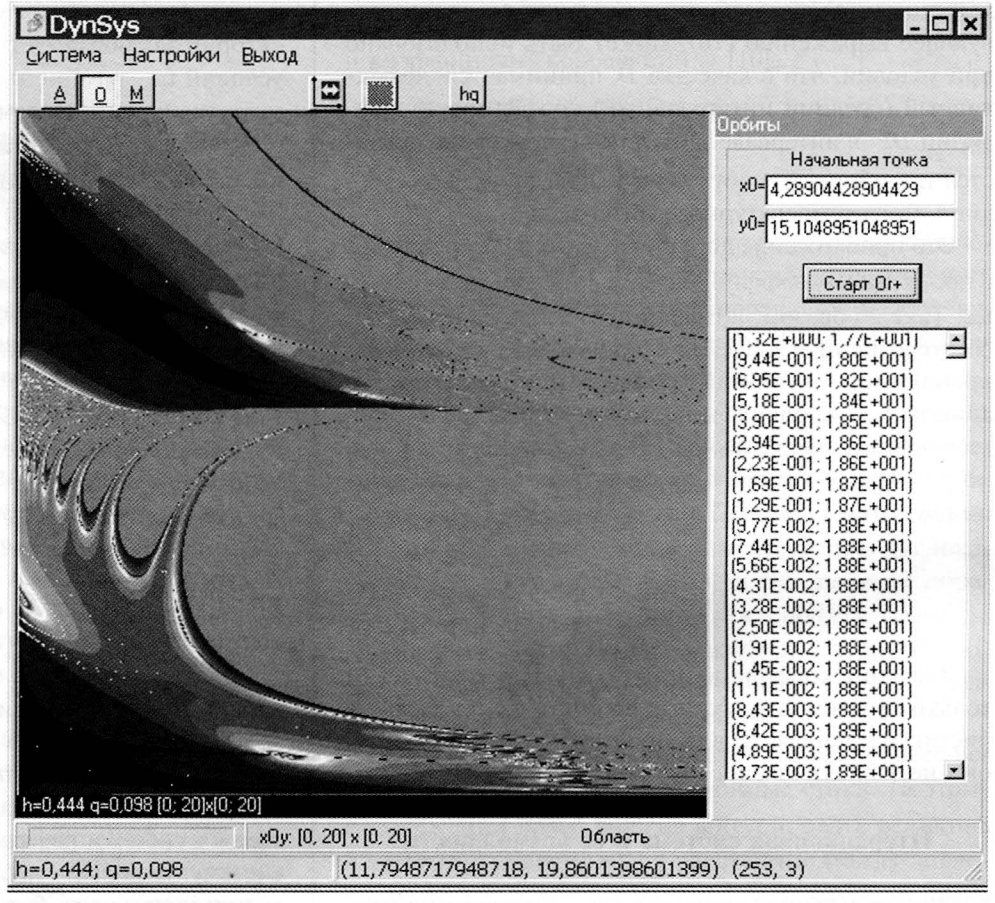
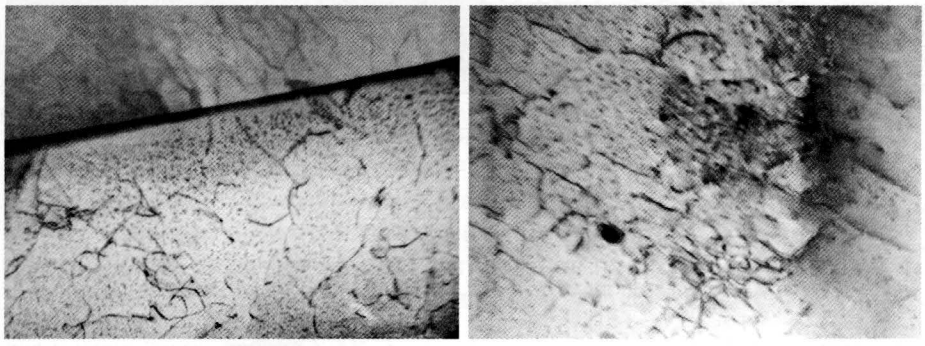


Рис. 4. Окно программы DynSys



а) *б)*

Рис. 5. Дислокационная структура (×25 000) феррита стали 08кп до лазерной обработки (*а*) и после нее (*б*)

(в рассматриваемом случае) – это дислокационная петля, плоскость которой перпендикулярна к плоскости фольги, и поэтому в поле зрения электронного микроскопа он будет выглядеть отрезком прямой. Таким образом, в данном случае наблюдается соответствие между результатами динамического и электронно-микроскопического исследований.

Заключение

В представленной работе автор стремился раскрыть теоретические и методические основы применения динамического анализа при изучении гипернеравновесных процессов формирования структуры металлических сплавов в условиях их обработки с использованием КПЭ. Это направление имеет хорошие перспективы в тех исследовательских вопросах материаловедения, где прямое наблюдение происходящих процессов невозможно. На данный момент существуют инструмент для исследования в виде программы DynSys и понимание природы физических процессов, к изучению которых этот инструмент применим. С учетом этого наиболее актуальны накопление и обобщение экспериментального материала, который можно поставить в соответствие результатам динамического анализа. Таким образом, на настоящем этапе необходимо создание базы данных с систематизацией (в рамках каждого метода обработки) значений управляющих параметров h и q, с одной стороны, и структурных и морфологических особенностей материала – с другой. В установление корреляционных связей между этими полюсами одного технологического процесса и должен внести свой вклад динамический анализ.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Николис Г., Пригожин И.** Самоорганизация в неравновесных системах. М.: Мир, 1979. 512 с.
2. **Пригожин И.** От существующего к возникающему: Время и сложность в физических науках: пер с англ. М.: Мир, 1985. 327 с.
3. **Николис Г., Пригожин И.** Познание сложного: Введение: пер. с англ. М.: Мир, 1990. 342 с.
4. **Эбелинг В.** Образование структур при необратимых процессах: пер. с англ. М.: Мир, 1979. 279 с.
5. **Хакен Г.** Синергетика. М.: Мир, 1980.
6. **Хакен Г.** Информация и самоорганизация: Микроскопический подход к сложным системам: пер. с англ. М.: Мир, 1991. 240 с.
7. **Кудряков О.В.** Дислокационные квазидиполи и их роль в мартенситном превращении стали // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 94. № 5. С. 3–10.
8. **Кудряков О.В., Варавка В.Н.** Феноменология мартенситного превращения и структуры стали. Ростов-н/Д: изд. центр ДГТУ, 2004. 200 с.
9. **Варавка В.Н., Кудряков О.В., Пустовойт В.Н.** Формирование анормальных структур при закритических условиях термической обработки // Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. 2005. Спецвыпуск: Проблемы машиностроения (к 75-летию ДГТУ). С. 79–85.
10. **Кристиан Дж.** Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. 1: Термодинамика и общая кинетическая теория. М.: Мир, 1978. 806 с.
11. **Хирт Дж., Лоте И.** Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.

9-я Международная практическая конференция-выставка
"ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА, ВОССТАНОВЛЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН, МЕХАНИЗМОВ, ОБОРУДОВАНИЯ, ИНСТРУМЕНТА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ"

10–13 апреля 2007 г., Санкт-Петербург, Государственный региональный образовательный центр (ул. Аэродромная, д. 4)

Темы конференции:

- технологии диагностики и дефектации, мойки и очистки, восстановления заданной геометрии, упрочнения и восстановления свойств поверхности, механической обработки нанесенных покрытий, окраски и консервации;
- масла, смазки, клеи и герметики;
- процессы трения и изнашивания, защита от коррозии, конструкционные и эксплуатационные методы повышения долговечности.

В рамках конференции будет проходить школа-семинар "Все методы повышения стойкости инструмента, штампов, пресс-форм и другой технологической оснастки".

Организаторы: Санкт-Петербургский государственный политехнический университет; НПФ "ПЛАЗМАЦЕНТР".

Тел.: (812) 585-36-64, (901) 304-31-91, (812) 528-74-84; факс: (812) 528-74-84
htpp://www.plasmacentre.ru/conf • E-mail:info@plasmacentre.ru, office@plasmacentre.ru

УДК 621.793.5:669.586

О.В. Кудряков, *д-р техн. наук, проф.*, **С.В. Архипов**, *аспирант*
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону);
С.Ю. Сапунов, *канд. техн. наук*
(ОАО "ТАГМЕТ", Таганрог)

Особенности строения и свойств горячецинкового покрытия, микролегированного никелем

Рассмотрены аспекты применения никеля в качестве компонента цинкового покрытия на стали, формируемого методом сухого горячего цинкования. Изучены физическая природа и закономерности влияния никеля на кинетику кристаллизации покрытия. Экспериментально и теоретически обоснован тормозящий механизм воздействия микродобавок никеля на рост цинкового покрытия, в частности подавление эффекта Санделина. Приведены данные микроструктурного, фазового и дюрометрического исследований Ni–Zn-покрытий. Показано, что легирующий эффект никеля положительно влияет на сопротивление покрытия механическому изнашиванию и его коррозионную стойкость (особенно в кислых средах).

The various aspects of application of nickel as a component of zinc coating of steel formed by a method dry hot-dip galvanizing are considered. A physical nature and laws of influence of nickel on a crystallization kinetics of a coating are opened. The inhibitory mechanism of influence of the nickel-microadditives on growth of a zinc coating, in particular suppression of Sandelin effect, is theoretically and experimentally proved. The data of a micrjstructural, phase and durometrical researches of Ni–Zn-coating are resulted. It is shown, that the alloying effect of nickel favorably has an effect for mechanical wear resistance and corrosion resistance of a covering (especially in acid medium).

Введение

Метод горячего цинкования стальных изделий отличается технологической простотой, экономичностью и эффективностью, поэтому он слабо подвержен инновациям. Однако ужесточение современных потребительских требований заставляет производителей искать новые ресурсы этой технологии. Технологический консерватизм горячего цинкования балансирует между промышленной необходимостью улучшения эксплуатационных свойств покрытия (прочность, долговечность, коррозионная стойкость, внешний вид) и экономической потребностью уменьшения его толщины (т.е. снижения расхода цинка).

Научные разработки в направлении легирования цинкового расплава активизировались лишь в последние десять-пятнадцать лет, что привело к появлению многокомпонентных композиций, включающих в основном легкоплавкие элементы (например, сплавы гальфан, гальвалюм или лавегал на основе алюминия [1–4]). О легировании цинковых покрытий относительно тугоплавкими элементами (например, Ti или Ni) из научной литературы известно очень немного [5, 6], причем в нашей стране эти попытки являются единичными.

Среди зарубежных источников влиянию никеля на цинковые покрытия посвящены лишь работы последних лет Р. Панкерта с коллегами, в которых отмечается перспективность этого направления исследований [7]. Применение никеля в качестве микролегирующего элемента в цинковом покрытии позволяет избавиться от недостатков цинковых покрытий, сопровождающих использование самого распространенного в настоящее время легирующего элемента таких покрытий – алюминия. Например, никель не вступает в реакцию с флюсом и не окисляется в расплавленном цинке. Однако уже проведенные исследования касаются в основном металлургических проблем или технологических особенностей нанесения покрытия, а связь их состава и структуры со свойствами почти не изучена. Таким образом, физическая картина процессов формирования легированных цинковых покрытий остается неполной, а материаловедческий аспект повышения качества цинковых покрытий за счет легирования такими элементами, как никель, фактически не изучен и в силу этого весьма актуален и с научной точки зрения.

Цели, задачи, методическое обеспечение исследования

Цель проведенных исследований заключалась в создании научно-экспериментальной базы для управления процессом повышения качества, эксплуатационных и экономических показателей защитных покрытий путем применения микролегирования никелем цинкового расплава при сухом горячем цинковании стальных изделий. Для реализации поставленной цели в работе проведено комплексное металлофизическое исследование процессов структурообразования никель-цинковых покрытий с выявлением основных закономерностей влияния никеля на формирование структуры и свойств цинкового покрытия на стали.

В экспериментах использовали образцы из низкоуглеродистой стали Ст1кп по ГОСТ 380–94 с 0,05 % С. Технология подготовки образцов для цинкования включала традиционные операции обезжиривания, промывки, травления, офлюсовывания и подогрева в печи при 100...120 °С.

Для экспериментальных исследований и при промышленной апробации процесса получения никельсодержащего цинкового покрытия на стали использовали традиционную металлургическую технологию горячего цинкования с дополнительным введением в цинковую ванну слитков Zn–Ni-лигатуры (с 0,5 % Ni) в количестве 20...60 % (мас.). Это позволило получать в цинковом расплаве 0,03...0,14 % Ni.

Варьируемыми технологическими параметрами были температура ванны расплава ($T_р$ = 430...560 °С) и продолжительность погружения (t = 30 с...10 мин).

Структуру покрытий исследовали металлографически на поперечных микрошлифах. Микротвердость структурных составляющих покрытия измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н.

В целях идентификации химического состава Ni–Zn-покрытия и изучения распределения элементов по сечению покрытия в работе проводили рентгеноспектральный микроанализ с помощью микроскопа-микроанализатора "Камебакс-микро".

В рамках исследований основных свойств Ni–Zn-покрытий выполняли оценку прочности сцепления и сопротивления механическому изнашиванию при испытаниях методом крацевания (обработка вращающимися щетками из стальной проволоки диаметром 0,2 мм при скорости вращения 1500 мин$^{-1}$). Коррозионные испытания проводили в соответствии с ГОСТ 9.308–85, использовав в качестве коррозионной среды водный раствор хлористого натрия концентрацией (30±3) г/дм^3 с добавлением перекиси водорода.

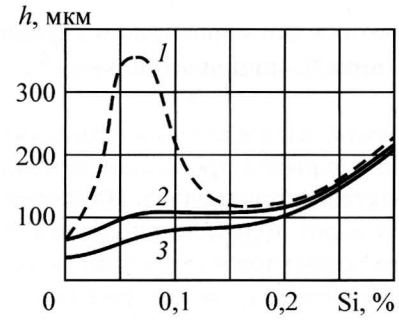


Рис. 1. Зависимость толщины *h* цинкового покрытия от содержания Si в стали при разной массовой доле Ni в расплаве ($T_р$ = = 450 °С):
1 – без никеля; *2* – 0,04 % Ni; *3* – 0,14 % Ni

Подавление эффекта Санделина с помощью никеля

Одной из главных проблем в металлургии горячего цинкования считается *эффект Санделина*, который заключается в аномальном росте (в 4...5 раз) толщины цинкового покрытия на стали с содержанием кремния 0,04...0,11 %. При этом покрытие получается весьма рыхлым и легко отслаивается. Для предотвращения эффекта Санделина стремятся к максимальному снижению содержания кремния в стали ≤0,03 %. Однако, учитывая раскисляющее действие Si в процессе плавки стали, это не всегда технически возможно.

Авторами экспериментально зафиксировано, что в тех случаях, когда стальной полуфабрикат, подвергаемый цинкованию, является "реактивным" по содержанию кремния, Ni–Zn-расплав может способствовать устранению эффекта Санделина (рис. 1).

Механизм эффекта Санделина известен: за счет большого сродства Si к Fe на поверхности образца формируются частицы соединения FeSi, которые при 0,04...0,11 % Si очень малы и легко диффундируют через интерметаллидные слои традиционного цинкового покрытия (фазы δ, ζ и η), способствуя его стремительному росту. Очевидно, что присутствие никеля в расплаве изменяет механизм кристаллизации покрытия, подавляя его рост на "реактивных" сталях. Исследование этого механизма представляется весьма важным, поскольку раскрывает одно из главных преимуществ применения Ni в процессе цинкования – уменьшение толщины покрытия, которое, как частный случай, выражается в подавлении неконтролируемого роста толщины покрытия (эффекта Санделина) в сталях с "реактивным" содержанием Si (0,04...0,11 %).

Кинетика формирования и строение никель-цинкового покрытия

Исследование распределения химических элементов в Ni–Zn-покрытии проводили методами микрорентгеноспектрального анализа. На поперечном срезе образцов было получено распределение Ni, Fe и Zn; других элементов в покрытии не обнаружено. Исследовали образцы, на которых покрытие было сформировано при разном времени погружения в расплав τ. Это позволило в дальнейшем реконструировать динамику диффузионного поведения элементов при формировании покрытия.

Распределение Fe и Zn указывает на многослойный состав покрытия: непосредственно к основному металлу прилегает интерметаллидный слой, который включает интерметаллиды $FeZn_7$ (δ-фаза с 7,0...11,5 % Fe), располагающийся на стали, и $FeZn_{13}$ (ζ-фаза с 5,8...6,2 % Fe). По толщине обе фазы примерно сопоставимы. В начальные моменты кристаллизации несколько опережающими темпами растет δ-фаза, но в дальнейшем (после выдержки в расплаве в течение 30...40 с) их толщина выравнивается. Самым верхним слоем покрытия является η-фаза (твердый раствор малой растворимости Fe и Ni в цинке), появление которой фиксируется при времени погружения $t > 1$ мин.

Наиболее важную информацию дает распределение Ni. Сравнение приведенных на рис. 2 данных при разном времени t показывает, что в первые секунды после погружения концентрация Ni была максимальной, причем она должна значительно (в десятки раз) превышать среднее содержание Ni в расплаве. Со временем концентрация Ni в верхнем слое покрытия убывает, выравниваясь по всему покрытию в целом.

Анализ распределения основных элементов (Fe, Ni, Zn) по толщине покрытия позволил на основе экспериментальных данных реконструировать кинетику диффузии никеля в процессе формирования Ni–Zn-покрытия.

При исследовании кинетики кристаллизации покрытия неравновесный характер процесса учитывался экспоненциальным термическим законом

$$\frac{T_р}{T_0} = \mathbf{e}^{-\beta(t-t_0)}.$$

Здесь β – кинетическая константа:

$$\beta = -\frac{1}{t-t_0}\ln\frac{T_р}{T_0},$$

где $T_р$ – температура цинкового расплава; T_0 – температура стального изделия.

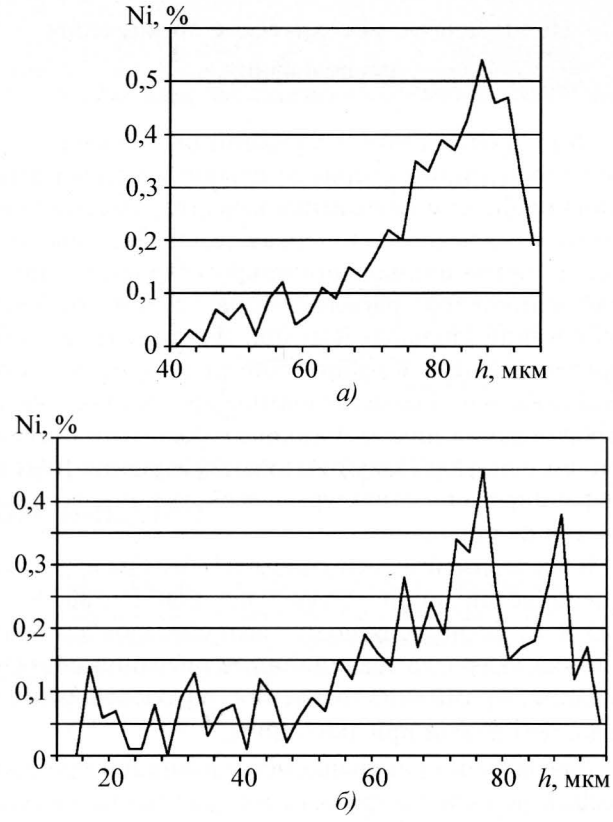


Рис. 2. Изменение массовой доли Ni по толщине *h* Ni–Zn-покрытия при температуре расплава $T_р$ = 450 °С и времени погружения *t* = 30 (*а*) и 60 с (*б*)

При $T_0 = 100$ °С, $T_р = 450$ °С, $t \le 60$ с ($t_0 = 0$) получим интервал значений β, возможных при горячем цинковании: $0{,}025\ с^{-1} \le \beta \le 1{,}5\ с^{-1}$. Тогда для определения характера кинетики можно использовать следующие *критерии*: $D/L^2 > \beta$ – кинетика граничная, $D/L^2 < \beta$ – кинетика диффузионная, где D – коэффициент диффузии, м²/с; L – диффузионный потенциал, м.

Эти критерии показывают: если скорость диффузии велика или путь диффузии мал, то скорость суммарного процесса (охлаждение+диффузия) определяется константой β, а процесс контролируется граничной кинетикой. Если, наоборот, скорость диффузии мала или пути диффузии велики, то кинетика процесса диффузионная.

Диффузионный потенциал L представляет собой расстояние, пройденное атомами диффундирующего элемента за время t. По экспериментальным данным авторов, для никеля $L = \sqrt{At}$, где $A = 6 \cdot 10^{-11}$ м²/с. Тогда проведенные оценки (выполненные для исходных данных $0 < t \le 60$ с, 100 °С $\le T \le$ 450 °С, $0 < L \le 70$ мкм) показывают, что переходному кинетическому состоянию неустойчивого равновесия отвечает значение $D_{кр} = 9{,}024 \cdot 10^{-11}$ м²/с.

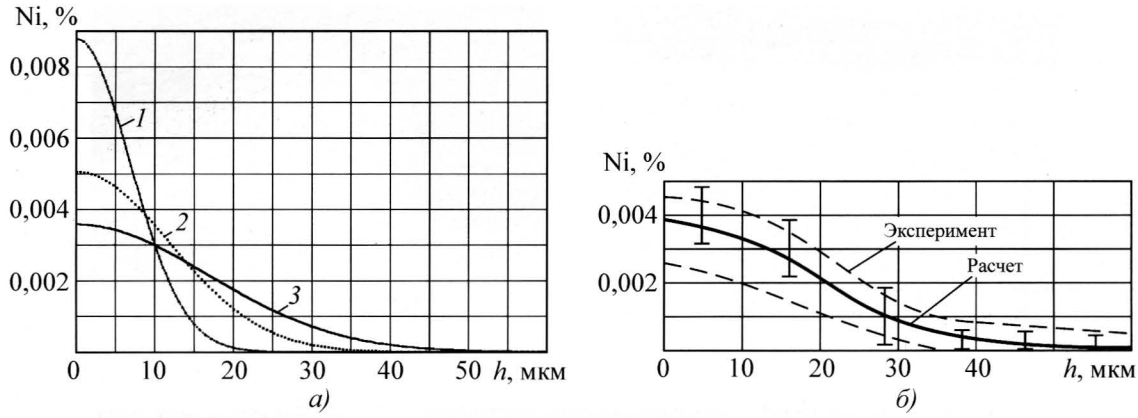


Рис. 3. Изменение массовой доли Ni по толщине *h* Ni–Zn-покрытия при $T_р$ = 450 °С и различном времени погружения *t*: *а* – при *t* = 10 (*1*), 30 (*2*) и 60 с (*3*); *б* – при *t* = 60 с

В жидком состоянии ($D >> D_{кр}$) при любых значениях расчетных параметров кристаллизация с участием Ni должна соответствовать законам граничной кинетики, т.е. в объемах расплава, прилегающих к поверхности погруженного образца, все фазовые превращения происходят за счет формирования и перемещения межфазной границы (фронта кристаллизации). При этом фазовый и химический состав кристаллизующего слоя соединения остается постоянным, а все кинетические изменения происходят на границе слоя. При значениях $D \approx D_{кр}$ граничная кинетика возможна только для слоя ограниченной толщины ($0 < L < 2$ мкм).

В твердом состоянии ($D << D_{кр}$) Ni в покрытии распределяется в соответствии с законами диффузионной кинетики, т.е. неравномерно – по законам диффузии Фика.

В соответствии с проведенными оценками и на основании эмпирических данных о распределении Ni, по которым его содержание в покрытии достигает 0,5 % и более при содержании в расплаве 0,06 %, *механизм начальной стадии формирования Ni–Zn-покрытия* должен включать образование тонкого слоя ($L < 2$ мкм) соединения $Fe_6Ni_5Zn_{89}$ ($Г_2$-фаза с 5 % Ni) в первые мгновения погружения. За это время диффузии Ni в образец не происходит. После снижения температуры этого слоя настолько, что $D << D_{кр}$, кинетика Ni становится диффузионной, т.е. Ni из поверхностного слоя $Г_2$-фазы диффундирует в ζ- и δ-фазы, образующиеся между слоем $Г_2$ и сталью. В дальнейшем диффузия Ni в покрытие происходит не из расплава, а из слоя $Г_2$-фазы, в результате чего как толщина слоя, так и концентрация Ni в нем уменьшаются.

Исходя из описанного механизма было получено решение уравнения диффузии (2-го закона Фика) для изменения концентрации никеля c_{Ni} во времени *t* и пространстве *x* (решали одномерную задачу, учитывая резкий направленный теплоотвод):

$$c_{Ni}(x,t) = \frac{q}{\sqrt{\pi D t}} \exp\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right),$$

где $q = 7{,}5 \cdot 10^{-8}$ м – толщина поверхностного слоя соединения $Fe_6Ni_5Zn_{89}$ в начальный момент диффузии при содержании никеля 5 %.

Решение диффузионной задачи, фрагменты которого приведены на рис. 3, позволило найти значение $D_{Ni} = 2{,}33 \cdot 10^{-12}$ м^2/с при температуре 250...400 °С (не встречающееся в научной литературе).

Исследование микроструктуры Ni–Zn-покрытий выявило некоторые особенности, отличающие ее от традиционного прототипа:

- в Ni–Zn-покрытии наблюдается более четкая *послойная фазовая дифференциация*; даже при минимальном увеличении микроскопа (рис. 4, *а*) обнаруживаются либо два интерметаллидных слоя (ζ и δ-фазы на рис. 4, *в* и *г*), либо, при большом времени погружения, три слоя (ζ-, δ-фазы и поверхностный η-слой "чистого цинка" на рис. 4, *а*, *б*, *д*); Г-фаза, входящая в состав традиционного цинкового покрытия, в Ni–Zn-покрытии отсутствует;
- введение Ni изменяет характер кристаллизации покрытия: отмечается *повышение дисперсности* кристаллической структуры (см. рис. 4, *а, г, д*);
- в прототипе ζ-фаза имеет существенную *пористость*, а в Ni–Zn-покрытии пористость практически не обнаруживается;
- Ni–Zn-покрытие хорошо воспроизводит неровности рельефа стальной основы (например, сварного шва на рис. 4, *б*) – без отслаивания, пор или трещин.

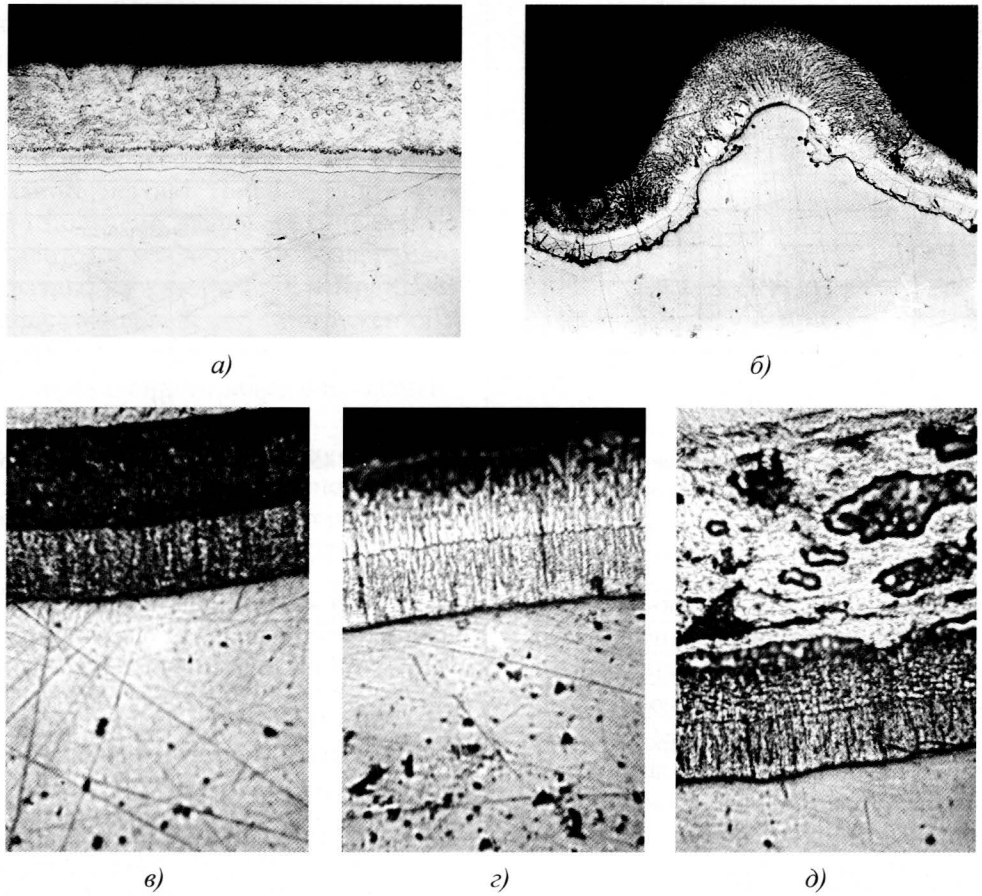


Рис. 4. Микроструктура трехфазного покрытия после длительного времени погружения (*а, б, д*) и двухфазного покрытия при *t* = 60 с (*в, г*): *а, б* – ×250; *в–д* – ×500

Для изучения характера кристаллизации использовали травление в реактиве Ржешотарского (см. рис. 4, *а, б, г, д*), для выявления малых примесей в цинке – в реактиве Тимофеева (см. рис. 4, *в*).

Результаты металлографических исследований дают основания полагать, что образование слоя η-фазы в Ni–Zn-покрытии начинается только после того, как завершится массоперенос Ni в ранее образовавшихся интерметаллидных слоях покрытия (ζ- и δ-фаз), т.е. в тот момент, когда полностью исчезает тонкий слой соединения $Fe_6Ni_5Zn_{89}$ ($Г_2$-фазы), который, располагаясь между слоем ζ-фазы и расплавом, препятствует кристаллизации твердого раствора η.

Влияние никеля на свойства цинкового покрытия

В качестве прочностных характеристик Ni–Zn-покрытий исследовали микротвердость и прочность сцепления покрытия с основой.

В целом **легирование цинкового покрытия никелем приводит к относительно небольшому повышению микротвердости, связанному с присутствием Ni в интерметаллидном слое** (рис. 5).

Ni–Zn-покрытие имеет более высокую твердость практически по всему сечению. Исключение составляет лишь небольшой слой традиционного цинкового покрытия на границе с основным металлом, где располагается самая твердая из всех фаз покрытия – Г-фаза с микротвердостью около 5 ГПа (при P = = 0,2 Н). Толщина слоя Г-фазы в традиционном покрытии невелика – 4...6 мкм. Поэтому высокая хрупкость Г-фазы не сильно снижает механические характеристики всего покрытия. В Ni–Zn-покрытии при исследовании всеми использованными в настоящей работе методами Г-фаза не обнаруживалась. Ее отсутствие следует считать благоприятным фактором по отношению к комплексу механических свойств, поскольку пластичность покрытия в целом при отсутствии этой хрупкой фазы возрастает.

Наиболее существенное упрочнение в Ni–Zn-покрытии по сравнению с традиционным Zn-покрытием имеет ζ-фаза. Прирост микротвердости на 600...800 МПа в интерметаллидных δ- и ζ-фазах

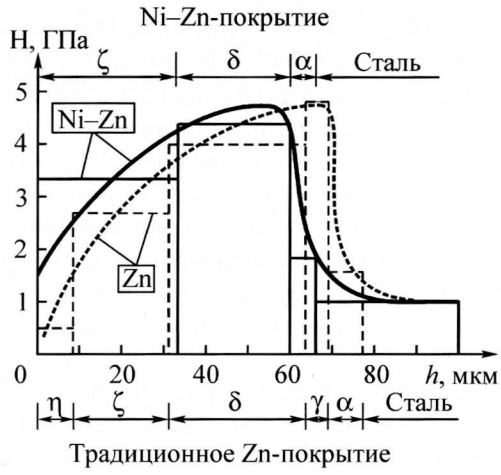


Рис. 5. Распределение микротвердости H по толщине *h* Ni–Zn-покрытия и традиционного Zn-покрытия

Ni–Zn-покрытия полностью соответствует распределению Ni по толщине покрытия. Это позволяет сделать вывод о решающей роли твердорастворного механизма упрочнения в этих фазах.

В целях определения прочности сцепления покрытия со стальной основой были проведены испытания крацеванием по стандартной методике. Метод крацевания оценивает сопротивление покрытия механическому изнашиванию (и в определенной степени абразивному).

Сравнительные данные испытаний двух типов покрытий на изнашивание при крацевании (табл. 1) показывают, что Ni–Zn-покрытия вследствие более высокой твердости интерметаллидного слоя лучше сопротивляются изнашиванию, чем традиционные. При этом в целях минимизации износа следует стремиться к минимальной толщине или даже к полному отсутствию мягкой η-фазы в покрытии.

Цинковые покрытия на стальных изделиях предназначены, главным образом, для защиты от атмосферной коррозии (коррозия во влажном газе), которая относится к типу электрохимической коррозии. Традиционные цинковые покрытия подвергаются заметной коррозии лишь в сильно загрязненной (например, промышленными газами), морской или пресной горячей (с температурой 60...80 °С) атмосфере. Поэтому в проведенных экспериментах использовали только коррозионные среды, агрессивные по отношению к цинку (табл. 2).

Таблица 1

Экспериментальные результаты изнашивания покрытия при крацевании

Время испытаний, с	Относительный износ, %	
	Традиционное Zn-покрытие	Ni–Zn-покрытие
30	33,2	35,1
60	54,6	64,4
180	79,3	73,5
300	100,0	84,5

Таблица 2

Результаты коррозионных испытаний покрытий в различных средах

Среда (метод испытаний)	Традиционное Zn-покрытие		Ni–Zn-покрытие	
	$v_{к1}$, г/(м^2·ч)	$v_{к2}$, мм/год	$v_{к1}$, г/(м^2·ч)	$v_{к2}$, мм/год
Нейтральный соляной туман	0,38	0,46	0,41	0,5
Кислый соляной туман	1,87	2,28	1,66	2,02
Кислый соляной раствор	3,74	4,56	2,63	3,21

Обозначение: $v_к$ – скорость коррозии.

По мере усиления агрессивности коррозионной среды (увеличении степени кислотности раствора) преимущество Ni–Zn-покрытия над традиционным возрастает по показателям стойкости (до ≈30 %).

По мере увеличения скорости коррозии покрытий все большее значение приобретает интерметаллидный слой, и здесь важную роль играет эффект его легирования никелем. Это было установлено при изучении кинетики коррозионного процесса в сравнительных испытаниях покрытий до появления первых очагов сквозной коррозии. Основные задачи этого эксперимента заключались в определении времени сквозной коррозии покрытий и построении графической зависимости потери массы Δm от времени $t_к$ (рис. 6). По полученным данным видно, что различие в скорости потери массы покрытий обоих типов определяется именно интерметаллидным слоем (δ+ζ).

Выводы

1. Экспериментально зафиксировано тормозящее влияние Ni на рост толщины цинкового покрытия. Микродобавки Ni не только практически полностью подавляют эффект Санделина, но и обеспечивают га-

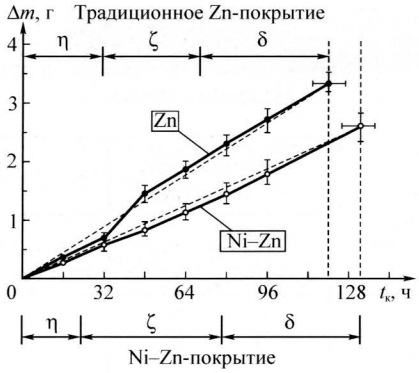


Рис. 6. Зависимость потери массы Δ*m* Ni–Zn-покрытия и традиционного Zn-покрытия от времени $t_к$ коррозионных испытаний в кислом соляном растворе

рантированное уменьшение толщины покрытия на 12...15 % по сравнению с традиционным.

2. Выявлена физико-химическая природа влияния никеля на механизм кристаллизации цинкового покрытия. Показано, что присутствие микродобавок Ni в расплаве ведет к образованию тонкого слоя соединения $Fe_6Ni_5Zn_{89}$ ($Г_2$-фазы) в первые мгновения кристаллизации покрытия. Метастабильный (неравновесный) характер этого соединения вызывает его диссоциацию в процессе дальнейшей кристаллизации за счет диффузионного ухода Ni в нижележащие слои покрытия. Одновременно слой $Г_2$-фазы является барьером для диффузии Zn из расплава и частиц FeSi (которые вызывают эффект Санделина) из стали. В результате рост покрытия существенно тормозится.

3. В отличие от традиционных цинковых покрытий в составе Ni–Zn-покрытий отсутствует хрупкая Г-фаза, а интерметаллидный слой состоит из двух фаз (δ+ζ) примерно одинаковой толщины, причем пористость ζ-фазы значительно уменьшается в сравнении с традиционным прототипом. Кристаллиты фаз интерметаллидного слоя Ni–Zn-покрытия компактны и преимущественно ориентированы перпендикулярно к поверхности основного металла.

4. Введение Ni в цинковый расплав обеспечивает более высокий уровень механических и адгезионных свойств покрытия. Так, наиболее значительный упрочняющий эффект от использования Ni достигается за счет легирования интерметаллидного слоя (для ζ-фазы прирост микротвердости составляет 20...25 %), в котором реализуется преимущественно твердорастворный механизм упрочнения. Вследствие более высокой твердости интерметаллидного слоя Ni–Zn-покрытия лучше сопротивляются механическому изнашиванию, чем традиционные (например, при крацевании).

5. Экспериментальные данные по сравнительной коррозионной стойкости традиционных Zn-покрытий и Ni–Zn-покрытий в средах с различной степенью агрессивности показывают, что легирующий эффект никеля особенно благоприятно сказывается на коррозионной стойкости покрытия в кислых средах, причем его проявление усиливается по мере увеличения степени кислотности среды. Прикладное значение этих данных заключается в научном обосновании уменьшения толщины покрытия без ущерба для его функциональных свойств (коррозионной стойкости).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Tano K., Higuchi S.** Development and properties of zinc-aluminium alloy coated steel sheet with high corrosion resistance (super zinc) // Nippon Steel Technical Report. 1985. No. 25. P. 29–37.

2. **Pagniez J.L.** Galfan: a new substrate for prepainted sheet – properties and characteristics: proc. of 14th Int. conf. on hot dip galvanizing. Munich, 1986. P.G./1MJ/4.

3. **Process** and use properties of Lavegal / A. Bonaretti, A. Capoccia, G. Giardetti, D. Mucchino: Ed. proc. of the Second Int. conf. on zinc coated steel sheet. Rome, 1988. SC6/1–SC6/13.

4. **Niederstein K.** Galvalume – ein Merkt fur Zink // Metall. 1987. Bd. 41. Nr. 9. S. 920–923.

5. **Taylor M., Murphy S.** A Decade of Technigalva: proc. of 8th Int. galvanizing conf. Birmingham (UK), 1997. P. 71–79.

6. **Gilles M., Sokolowski R.** The zinc-titan galvanizing alloy: A unique zinc alloy for galvanizing any reactive steel grade: proc. of 8th Int. galvanizing conf. Birmingham (UK), 1997. P. 113–128.

7. **Pankert R., Tao L.** Zn–Ni – an approved technology in the upstream: proc. of 4th Asia Pacific general galvanizing conf. Seoul (S. Korea), 2000. P. 26–36.

ПОЗДРАВЛЯЕМ

академика Международной инженерной академии,
лауреата Государственной премии Республики Беларусь,
зав. кафедрой "Ремонт тракторов, автомобилей, сельскохозяйственных машин"
Белорусского государственного аграрного технического университета,
д-ра техн. наук, проф. ИВАШКО Виктора Сергеевича с 60-летием!

В.С. Ивашко возглавляет республиканское объединение "Белорусское инженерное общество", является вице-президентом Международной инженерной академии. Автор более 400 научных работ (в том числе шести монографий и около 100 авторских свидетельств и патентов), посвященных разработке композиционных материалов и защитных покрытий.

УДК 620.22:621.318.24:621.91

В.Н. Пустовойт, *д-р техн. наук, проф.*, **Ю.А. Корнилов**, *канд. техн. наук, доц.*
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)

Использование эффекта Герберта для повышения стойкости режущих инструментов

Осуществлена проверка эффекта Герберта в быстрорежущих сталях. Приведены результаты сравнительных испытаний стойкости режущих инструментов в исходном состоянии и после намагничивания в полях напряженностью 1,6... ,4 кА/м.

Check of effect of Gerbert in high speed-cutting steels is carried out. Results of comparative tests of stability of cutting tools before and after magnetization with intensity of a field 1,6...2,4 кА/м are given.

Введение

К настоящему времени накоплен значительный материал в области использования магнитного поля для улучшения эксплуатационных свойств стальных изделий. Наряду *с термической обработкой в магнитном поле* (ТОМП) неоднократно предпринимались и предпринимаются попытки воздействовать полем на полностью термообработанные режущие инструменты в целях повышения их стойкостных показателей [1, 2]. При этом их подвергали воздействию магнитного поля (постоянного, переменного, импульсного) как до резания, так и в процессе резания. Однако однозначного вывода о положительном времени такой обработки до настоящего момента сделать нельзя. В связи с этим необходимо оценить технологические возможности намагничивания термически обработанных режущих инструментов и дать рекомендации для их практического использования.

Методика исследований

Методикой предусмотрено всестороннее изучение *эффекта Герберта* (явление повышения твердости после магнитной обработки стали) на закаленных, а также закаленных и отпущенных образцах. Исследования выполняли на призматических шлифованных образцах размером 10×10×50 мм, изготовленных из стали Р6М5. Термообработку образцов проводили по следующей технологии: закалка при t = (1220±10) °С в масле, трехкратный отпуск по 1 ч каждый при t = = (560±10) °С, при этом часть образцов отпуску не подвергали. В качестве источника постоянного магнитного поля использовали лабораторный электромагнит ФЛ-1, создающий в зазоре между полюсами магнитное поле напряженностью 1,6...2,4 кА/м, что существенно выше значений магнитного насыщения. Образцы помещали в межполюсный зазор электромагнита, где они намагничивались в течение 10 мин при комнатной температуре. Затем через определенные промежутки времени измеряли их макротвердость.

Важным является вопрос об изменении периода стойкости T инструмента после намагничивания вообще и, в частности, через определенные промежутки времени с этого момента. Для нахождения зависимости $T = f(\tau)$, где τ – время, прошедшее после намагничивания инструмента, проводили стойкостные испытания сверл диаметром 6 мм из стали Р6М5. Сверление отверстий на проход осуществляли в отожженных заготовках из сталей 7Х3, У8А, 12ХН3А, 45, 20, Ст3.

Обработку результатов исследований проводили в соответствии со статистическими методами анализа. Учитывая высокую вариабельность экспериментальных данных о твердости, рассматривали достаточно большие выборки – 30 отпечатков и более. Анализ изменения периода стойкости режущих инструментов при нескольких вариантах режимов обработки проводился на основе полного факторного эксперимента типа 2^3.

Результаты исследований

Эксперименты, положившие начало исследованиям в области термической обработки в магнитном поле, впервые провел в 1920-х годах Е. Герберт (Германия). Он обнаружил эффект повышения твердости в результате длительного старения при t = 100 °С в магнитном

поле закаленных образцов из быстрорежущей, углеродистой и низколегированной сталей с 0,7...0,8 % С [3].

Идею Е. Герберта в конце 1930-х годов развивал А.В. Алексеев в исследованиях по магнитной обработке инструмента из быстрорежущей стали. Намагничивание проводилось после закалки, а также после закалки и одно-, двух- и трехкратного отпуска при t = = 560 °С, в результате чего достигались прирост твердости до 67 HRC и увеличение примерно в 6 раз коррозионной стойкости стали, определенной по времени травления в 5%-ной азотной кислоте [3].

И. Матуяма в Японии и Р. Харрингтон в Великобритании пытались воспроизвести полученные Е. Гербертом результаты, а А.П. Гуляев – проверить данные А.В. Алексеева, однако изменений свойств после магнитной обработки им обнаружить не удалось [3]. Это, по-видимому, объясняется различием условий проведения экспериментов. Так, Е. Герберт и А.В. Алексеев использовали достаточно сильные магнитные поля напряженностью 1,6...2,0 МА/м, в то время как в остальных работах применяли поля значительно меньшей напряженности и при этом не принимали во внимание действие как внешнего размагничивающего фактора образца, так и внутреннего – наличия мелких ферромагнитных частиц (например, кристаллов мартенсита). Можно полагать, что в неудавшихся экспериментах большое размагничивающее поле не позволяло получить даже состояние магнитного насыщения, для достижения которого с учетом наличия мелких частиц необходимы поля напряженностью не ниже 360 кА/м, а по другим данным – даже выше 560 кА/м.

Г.М. Гаврилов осуществил экспериментальную проверку эффекта Герберта в поле постоянного магнита напряженностью 6 кА/м на быстрорежущих сталях Р18 и Р9К5 при нагреве закаленных образцов до t = 150 °С в течение 40...50 с. Приведенные в работе [4] данные иллюстрируют существование эффекта повышения твердости при намагничивании закаленной стали. По мнению Г.М. Гаврилова, упрочнение при намагничивании объясняется наклепом аустенита в результате анизотропной магнитострикционной деформации мартенситного монокристалла и является, как правило, обратимым в связи с протеканием релаксационных процессов. Кроме того, в работе указано на необходимость "нормального" размагничивания образцов путем многократного постукивания перед следующим актом намагничивания. В невыполнении условий "нормального" размагничивания Г.М. Гаврилов усматривает причину неудачных попыток воспроизводства эффекта Герберта.

Следует полагать, что намагничивание термически обработанных образцов в столь слабых полях, а также и в значительно более сильных, если и приводит к упрочнению, то эти изменения не могут быть устойчивыми. Деформация аустенита может осуществляться вследствие стремления мартенситного кристалла занять энергетически выгодное положение в направлении намагничивания под действием крутящего момента

$$dE/d\theta = -I_S V \sin\theta,$$

где E – энергия намагничивания;

I_S – намагниченность насыщения;

V – объем кристалла в виде эллипсоида вращения;

θ – угол между I_S и H.

Поворот мартенситного кристалла из-за анизотропии магнитострикционных деформаций на угол ≈6′, как считает Г.М. Гаврилов, невозможен, если учитывать наличие малоугловой разориентации. Легко показать, что в малых и даже в сравнительно больших полях напряжения, возникающие при действии момента $dE/d\theta$, меньше предела упругости аустенита и упрочнение имеет обратимый характер. Поэтому если измерять твердость образцов через некоторое (достаточное для релаксации напряжений) время, то эффект Герберта, скорее всего, не будет обнаружен.

Имеющиеся рабочие гипотезы, объясняющие эффекты повышения стойкости намагниченного инструмента из быстрорежущих сталей, не могут найти подтверждение с позиций современных представлений физики металлов. К ним относятся предположения о возможности распада части остаточного аустенита при намагничивании внешним полем, об изменении теплового баланса на границе инструмент–обрабатываемый материал и др. Следует отметить, что в большинстве этих исследований рассматриваются процессы намагничивания в полях, близких к полям насыщения, напряженностью от 8 до 80 кА/м. Однако поля такой напряженности далеко не всегда могут вызвать необратимые изменения в ферромагнетиках с большой плотностью структурных дефектов. В некоторых случаях взаимодействие дислокаций с междоменными границами оказывается настолько сильным, что исключает возможность движения этих границ даже под действием внешнего магнитного поля, близкого к насыщающему.

В настоящее время применение на практике аппаратуры для получения сильных полей, которые на порядок выше насыщающих, не является проблемой. В связи с этим ниже приведены данные, показывающие возможности процесса намагничивания режущих инструментов из быстрорежущих сталей в постоянном магнитном поле напряженностью до 2 МА/м.

Главная особенность ферромагнитного состояния заключается в наличии доменной структуры. Устойчивость этой структуры при прочих равных условиях определяется взаимодействием междоменных границ с дислокациями, которое обусловлено интерференцией упругих полей дислокаций и магнитострикционных деформаций. От плотности дислокаций зависят размеры и число доменов. В хорошо отожженном железе домены имеют крупные размеры, их границы прямолинейны. Увеличение плотности дефектов приводит к зарождению новых доменов меньших размеров с искривленными границами, что затрудняет процессы смещения

при намагничивании. Наличие включений вторых фаз, например карбидов, формирование дисперсных структур также способствуют уменьшению размеров доменов, увеличению поверхности их границ. Особенно высока плотность доменов на границах зерен, межфазовых границах и на поверхности, где преобладают замыкающие домены с 90-градусными границами, размеры которых значительно меньше, чем доменов со 180-градусными границами. При высокой концентрации доменов малых размеров образуется развитая сетка междоменных границ, где сосредоточивается упругая энергия магнитострикции. Такое сочетание повышенного количества дефектов структуры и доменов малых размеров характерно для быстрорежущих сталей после обычной термической обработки, когда плотность дислокаций достигает $1 \cdot 10^{14} ... 1 \cdot 10^{15}$ м$^{-2}$.

При намагничивании происходит смещение междоменных границ, а в полях насыщения – их полная аннигиляция. В этих условиях изменяются магнитострикционные напряжения, которые в свою очередь могут изменять некоторые свойства намагниченных ферромагнитных сплавов.

Экспериментальная проверка существования эффекта Герберта на стали Р6М5 после статистической обработки данных измерений (n = 30) твердости дала результаты, показанные на рис. 1, где кривая *1* отражает изменение твердости закаленной стали, а кривая *2* – изменение твердости после закалки и трехкратного отпуска; HRC_1 и HRC_2 соответствуют значениям твердости до намагничивания. Магнитную обработку проводили способом, близким к методике Е. Герберта с размагничиванием образцов и их поворотом в межполюсном пространстве для дальнейшего намагничивания в постоянном поле напряженностью 1,6 МА/м. Данные эксперимента показывают, что после магнитной обработки твердость HRC обоих образцов повышается очень незначительно (примерно на одну единицу), затем она несколько снижается в течение 10 ч и через 1 сут стабилизируется. При этом твердость закаленного образца остается несколько выше исходной твердости в ненамагниченном состоянии, а твердость отпущенного снижается практически до начального уровня.

Измерение твердости в условиях поставленной задачи не вполне адекватно отражает изменения, которые происходят после намагничивания, так как полученные данные характеризуют сопротивление пластической деформации сравнительно больших объемов гетерогенного сплава, состоящего из ферромагнитной (мартенсит) и парамагнитной (остаточный аустенит, карбиды) фаз. При намагничивании внешним полем следует ожидать изменений в основном со стороны ферромагнитных фаз. В связи с этим были проведены измерения микротвердости мартенсита после 12 циклов намагничивания–размагничивания. Третий способ повторял первый с тем лишь различием, что ось образца была параллельна направлению магнитного потока. Микротвердость измеряли

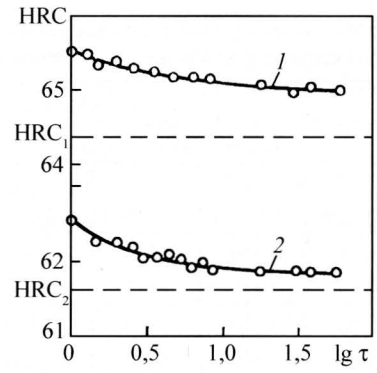


Рис. 1. Изменение твердости HRC стали Р6М5 с течением времени после намагничивания:
1 – закалка при t = 1220 °С; *2* – закалка при t = 1220 °С и трехкратный отпуск при t = 560 °С

около полюсов намагниченного образца и на середине его длины. Контрольные измерения, проводимые через определенные промежутки времени τ, показали очень малое различие в микротвердости ненамагниченных и намагниченных образцов, поэтому для получения достоверных результатов о существовании значимых различий для сравниваемых вариантов проводили тщательную методическую подготовку и оценку экспериментальных данных для статистической выборки из 60 измерений.

В таблице приведены средние значения микротвердости (при P = 0,1 Н), значимость отличия которых от средних значений исходной твердости оценивается вероятностями от 70 до 95 % для τ_1, от 30 до 85 % – для τ_2, от 15 до 55 % – для τ_3, практически незначимые – для τ_4.

Видно, что при намагничивании возникает тенденция увеличения микротвердости мартенсита быстрорежущих сталей. Это явление анализировали на основе представлений о взаимодействии магнитострикционных напряжений и структурных дефектов при движении доменных границ. Между намагниченностью и дислокационной структурой существует магнитострикционное взаимодействие, природа которого обусловлена разориентировкой спиновых магнитных моментов внутри междоменной границы.

При воздействии внешнего магнитного поля изменение направления спинов сопровождается магнитострикционными изменениями размеров, что при условии когерентности границы с матрицей приводит к появлению упругих напряжений, поля которых взаимодействуют с полями упругих напряжений дислокаций. Магнитострикционная энергия взаимодействия междоменной границы и дислокационной петли

$$W = b_k \int_{S_D} \sigma_{ik}^m \, dS_i ,$$

где b_k – k-я компонента вектора Бюргерса дислокационной петли; S_D – площадь поверхности, на которую

Результаты измерений микротвердости Н термообработанной стали Р6М5 после намагничивания

Сталь	Средние значения Н, МПа				
	После намагничивания				Исходные
	$\tau_1 =$ = 0...1 ч	$\tau_2 =$ = 2...3 ч	$\tau_3 =$ = 4...5 ч	$\tau_4 =$ = 24...25 ч	
Р6М5	8446/8554	8319/8476	8309/8446	8280/8446	8240/8388
Р18	8290/8340	8240/8309	8230/8299	8230/8300	8200/8260
Р9К5	8682/8535	8845/8594	8535/8564	8515/8554	8456/8340
Р6М5К5	8780/8722	8712/8633	8672/8613	8682/8583	8633/8554
Р9Ф5	8672/8722	8633/8672	8613/8652	8573/8633	8584/8652

Примечание. Данные в числителе получены по первому способу намагничивания, в знаменателе – по второму способу.

опирается дислокационная петля; σ_{ik} – тензор упругих напряжений, вызванных магнитострикцией (i, k принимают значения 1...3, соответствующие декартовым координатам); S_i – площадь проекции этой поверхности на i-ю координатную плоскость.

В процессе намагничивания происходит смещение междоменных границ, в результате которого не исключено движение (или прогиб) дислокационных сегментов в поле магнитоупругих напряжений доменной границы. Возможность этих процессов определяется рядом факторов, прежде всего уровнем действующих напряжений, степенью и характером закрепления подвижных участков дислокационной петли, взаимной ориентацией доменной границы и дислокационной петли. При этом следует учитывать наличие двух групп доменных границ. В железе и его сплавах границы первой группы {100} – 90° и {111} – 90° создают дальнодействующие напряжения, которые равны по величине и обратны по знаку в доменах, разделяемых этими границами. Напряжения только внутри доменной стенки создаются границами второй группы {100} – 180° и {110} – 180°, поэтому такие границы вступают в магнитострикционные взаимодействия лишь с дефектами решетки, находящимися внутри границы, тогда как границы первой группы при движении взаимодействуют со всеми дефектами решетки.

Максимальная компонента тензора магнитоупругих напряжений

$$\sigma_{ik}^{m} = 1{,}5\lambda_{100}(c_{11} - c_{12}),$$

где λ_{100} – магнитострикционная константа;

c_{11} и c_{12} – параметры упругости.

При нормальной температуре $\lambda_{100} = 22{,}2\cdot10^{-6}$, $c_{11} = 2{,}41\cdot10^{5}$ МПа, $c_{12} = 1{,}46\cdot10^{5}$ МПа, $\sigma_{33}^{m} = 3{,}14$ МПа.

В быстрорежущей стали после закалки, а также после закалки и отпуска дислокационные петли сильно закреплены узлами сетки и атомами углерода внутри отрезков между узлами. Как полагает Д.Д. Мишин [5], напряжение σ_{33}^{m} намного больше, чем напряжение, необходимое для отрыва участка петли от атмосферы примесных атомов. Однако с этим трудно согласиться, так как σ_{33}^{m}, по крайней мере, на два порядка меньше значения предела текучести. Поэтому с учетом действия напряжения σ_{33}^{m} при намагничивании, по-видимому, возможен только небольшой прогиб отрезков дислокации между примесными атомами (во всяком случае, в областях с малой концентрацией примесных атомов), как это имеет место в известных моделях Гранато–Люкке (рис. 2, *а*), или небольшое перемещение центра закрепления вместе с дислокацией в зонах с малой концентрацией примесей по механизму дрейфа аналогично скольжению дислокаций со ступеньками (рис. 2, *б*). Такая модель несовершенна, однако более точную выполнить затруднительно, во всяком случае для рассматриваемой гетерогенной структуры. Таким образом, можно предположить, что отрезки дислокационных петель при взаимодействии с движущейся доменной границей могут выгибаться, в результате чего происходит незначительное увеличение суммарной длины этих отрезков.

Характерно, что после намагничивания и отключения магнитного поля измененные дислокационные конфигурации, по-видимому, не могут полностью восстановиться до исходных под действием сил линейного натяжения в связи с явлением магнитного гистерезиса, а время частичной релаксации дислокационной деформации при прочих равных условиях определяется соотношением линейного натяжения, величиной барьера Пайерлса и магнитоупругим взаимодействием выгнутых отрезков дислокационной петли с доменными границами, занимающими после отключения поля новое положение. С учетом неполной релаксации дислокационной деформации при отключении поля это может быть использовано для качественного объяснения увеличения микротвердости при намагничивании. При этом особая роль отводится гетерогенности структуры, обусловленной присутствием в структуре парамагнитных карбидных включений в ферромагнитной матрице.

Присутствующие в магнитном материале немагнитные частицы или частицы с иной в сравнении с матрицей намагниченностью могут располагаться благоприятно или неблагоприятно по отношению к междоменной стенке. В общем случае границы доменов имеют тенденцию проходить через немагнитные или слабомагнитные участки, поскольку энергия границы при нулевой намагниченности уменьшается. Следовательно, энергия стенки может снижаться до минимального

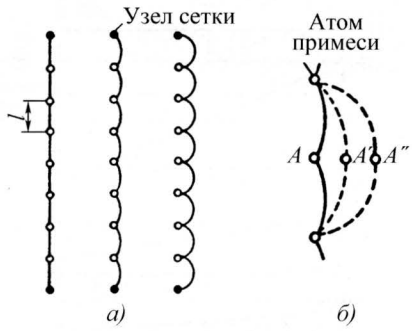


Рис. 2. Схема прогиба участка дислокационной петли (*а*) и перемещения центра закрепления *A* при выгибании (*б*) в результате движения доменной стенки

значения, если внутри нее имеется большое число немагнитных участков. В соответствии с идеей Л. Нееля это обусловлено существенным снижением энергии свободных магнитных полюсов внутри гетерогенного материала.

Таким образом, междоменные стенки будут притягиваться к немагнитным частицам карбидов, а при сравнительно большом количестве таких частиц в быстрорежущей стали вероятность возвращения границ доменов в исходное положение после намагничивания до насыщения и отключения внешнего поля мала, что наряду с другими причинами объясняет неполную релаксацию твердости. Следует также учитывать анизотропию поля смещения атомов железа при магнитострикционной деформации, что приводит к упорядоченному заполнению атомами углерода октаэдрических пустот в ОЦК-решетке отпущенного и вторичного мартенсита вдоль одного из направлений легкого намагничивания <111>, т.е. образованию атмосфер Сноека, что также дает некоторый вклад в упрочнение по твердорастворному механизму.

Обратимость эффекта упрочнения быстрорежущих сталей после намагничивания объясняется стремлением междоменных границ занять энергетически выгодные положения, обусловленные пространственной кристаллографической ориентацией ферромагнитных фаз, которая не меняется в процессе намагничивания. При этом факторы, способствующие частичной деформации дислокационной структуры, устраняются, и твердость снижается до начального уровня.

Высококоэрцитивное состояние термически обработанных быстрорежущих сталей определяется особенностями их структуры: наличием большого количества мелких карбидных включений, высокой плотностью мест взаимодействия доменных стенок с дефектами структуры, что обусловлено дисперсностью кристаллов мартенсита, развитой субструктурой, т.е. большой плотностью дислокаций.

Благодаря значительной коэрцитивной силе в быстрорежущих сталях после намагничивания доменная структура не возвращается в исходное состояние. Соседние домены (их размеры, как правило, ограничиваются размером субзерна в закаленной стали), которые до намагничивания имели противоположное направление вектора намагниченности J_S, после отключения внешнего магнитного поля объединяются в более крупный домен. Размеры таких доменов тем больше, чем больше направление вектора J_S совпадает с направлением вектора H – напряженности внешнего поля во время намагничивания.

На рис. 3 приведена упрощенная схема "невозвращения" доменных границ в исходное положение после намагничивания. В связи с образованием более крупных доменов число актов взаимодействия доменных границ и дислокационных петель существенно меньше после отключения внешнего поля, чем при его включении. Это обстоятельство и объясняет остаточное упрочнение, или так называемый эффект Герберта.

С течением времени доменная структура стремится к восстановлению исходных конфигураций вследствие их энергетической стабильности, соответствующей минимуму магнитной энергии. Размеры доменов постепенно уменьшаются, а их число возрастает. Междоменные границы при этом стремятся занять прежние положения, обусловленные пространственной кристаллографической ориентацией ферромагнитных фаз, которая не меняется при намагничивании. Можно ожидать, что сплавы с меньшей коэрцитивной силой будут иметь и меньший прирост твердости в результате намагничивания. Однако следует учитывать, что большей коэрцитивной силе соответствует более высокая плотность структурных дефектов, при которой все акты, связанные с подвижностью дислокаций, затруднены.

Как видно на рис. 1, у закаленной стали Р6М5 (кривая *1*) первоначальный прирост твердости после намагничивания такой же, как и у трехкратно отпущенной, а через 1 сут после намагничивания у закаленной стали он составляет 0,5 HRC, в то время как в трехкратно отпущенной происходит практически полная релаксация. Коэрцитивная сила закаленных образцов H_c = 5,2 кА/м, отпущенных H_c = 2,96 кА/м. Таким образом, коэрцитивная сила может характеризовать только степень релаксации эффекта намагничивания.

Из всего изложенного выше следует, что в целом степень упрочнения должна быть тем значительнее, чем более развитую поверхность имеют междоменные границы. Однако существенного упрочнения не происходит, так как при толщине стенки $3 \cdot 10^{-7}$ м, ширине и длине доменов соответственно $1 \cdot 10^{-5}$ и $1 \cdot 10^{-4}$ м суммарная поверхность доменных границ на единицу площади составляет 3 %.

Выполненные авторами измерения предела прочности при изгибе и ударной вязкости образцов из быстрорежущих сталей Р18, Р6М5, Р9К5 и Р6М5К5 после намагничивания показали отсутствие значимых отличий от аналогичных характеристик ненамагниченных образцов.

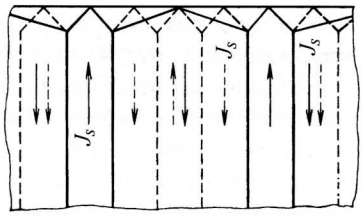


Рис. 3. Доменная структура до намагничивания (штриховые линии) и после него (сплошные линии)

Согласно приведенным выше данным обработка постоянным магнитным полем способствует некоторому увеличению твердости мартенсита термообработанных быстрорежущих сталей. Однако упрочнение имеет обратимый и локальный характер (преобладающими являются участки с 90-градусными междоменными границами). Так как, с одной стороны, увеличение количества дефектов в стали повышает вероятность актов воздействия намагниченности на дислокационную структуру, а с другой – уменьшает возможность изменения конфигураций дислокационных петель вследствие их сильного закрепления, то определить эффективность намагничивания быстрорежущих сталей с высокой точностью заведомо невозможно. Неопределенность усиливается в связи с гетерогенностью структуры и сильным влиянием состояния поверхности после финишных операций обработки сталей. Все это вместе взятое не позволяет управлять процессом намагничивания в целях получения устойчивых изменений свойств быстрорежущих сталей.

Тем не менее для окончательного уточнения технологических возможностей процесса намагничивания инструмента проводили испытания, на основе которых были определены зависимости периода стойкости T от условий и характера работы инструмента, в частности установлены границы существования эффекта повышения стойкости и целесообразность применения намагниченного инструмента на практике.

Во время испытаний фиксировали число просверленных отверстий до затупления инструмента, после чего вычисляли период стойкости (в мин). Использование многофакторного эксперимента позволило выяснить характер изменения стойкости при четырех вариантах режимов обработки.

После обработки опытных данных построены графические зависимости $T(\tau)$ для исследуемых сталей (рис. 4) при v = 8,3 м/мин и S = 0,1 мм/об; штриховые линии соответствуют средним значениям базовых периодов стойкости.

Дальнейшие испытания инструментов при скоростях резания около 20 м/мин показали, что эффект повышения стойкости не проявляется. Это означает, что работа на оптимальных режимах резания приводит к очень быстрой релаксации эффектов от намагничивания, что связано с ростом температуры в зоне резания и увеличением подвижности атомов, тормо-

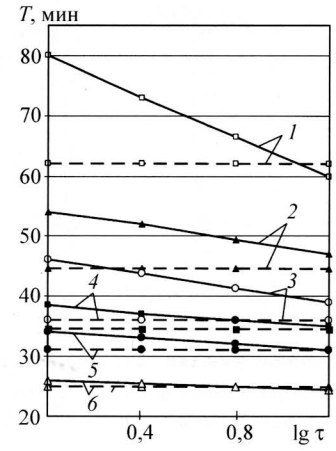


Рис. 4. Зависимость периода стойкости T сверл от времени τ с момента намагничивания при обработке сталей 20 (*1*), 12ХН3А (*2*), 45 (*3*), Ст3 (*4*), У8А (*5*), 7Х3 (*6*)

зящих перемещение закрепленных участков дислокаций. Известно, что сила торможения, обусловленная примесными атомами, обратно пропорциональна температуре, поэтому с ростом температуры условия, способствующие повышению твердости намагниченного инструмента, исчезают, что не дает возможности увеличить стойкость.

Выводы

Показано, что эффект повышения твердости намагниченных быстрорежущих закаленных сталей удовлетворительно согласуется с теорией дислокационного упрочнения под воздействием магнитострикционных напряжений, которые возникают в результате взаимодействия дислокационных петель с магнитным полем. Однако упрочнение имеет обратимый характер и через некоторое время полностью релаксирует.

Испытания стойкости дают основание утверждать, что намагничивание инструмента не является методом упрочнения, поскольку, во-первых, рассматриваемые эффекты очень малы, полностью обратимы, а во-вторых, если и проявляются в начальный период после намагничивания, то не для всех сталей и при экономически нецелесообразных режимах резания.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Изучение** влияния магнитного поля на стойкость быстрорежущего инструмента / М.Т. Галей и др. // Станки и инструмент. 1981. № 4. С. 31–32.

2. **Малыгин Б.В.** Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин. М.: Машиностроение, 1989. 112 с.

3. **Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н.** Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. М.: Машиностроение, 1987. 256 с.

4. **Гаврилов Г.М.** Изменение свойств закаленной стали в магнитном поле // Металловедение и термическая обработка металлов. 1977. № 6. С. 18–22.

5. **Мишин Д.Д.** Магнитные материалы. М.: Высш. шк., 1981. 335 с.

УДК 620.172.2:621.373.826

А.В. Бровер, *канд. техн. наук, доц. (Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)*

Устройство бесконтактной регистрации температуры металла, изменяющейся с гипервысокой скоростью

Разработан способ и создано устройство для измерения температуры металла при экстремальном поверхностном тепловом воздействии. Все компоненты комплекса имеют крайне малые постоянные времени, что позволяет без искажений регистрировать высокоскоростной процесс изменения температуры. Описаны устройство, принцип действия и особенности функционирования реализованной системы.

The way and the device of measurement of temperature of metal at extreme surface thermal influence is created. All components of a complex have the smallest constants of time that allows to register high-speed process of change of temperature without distortions. The device, a principle of action and feature of functioning of the realized system are described.

Введение

Технологии поверхностного упрочнения металлических материалов с использованием источников *концентрированных потоков энергии* (КПЭ) требуют углубленного изучения сложных структурных процессов, протекающих в поверхностных слоях в процессе обработки. Одним из путей решения подобных задач является исследование влияния градиента температур при упрочняющем воздействии КПЭ с помощью устройств измерения температуры поверхности металла.

Небольшая глубина обработки и высокая скорость изменения температуры при воздействии КПЭ не позволяют использовать в качестве регистрирующего элемента ни термопары, ни другие измерительные элементы, имеющие высокую инерционность. В связи с этим широкое применение нашли оптические преобразователи, действие которых основано на физическом явлении изменения цвета металла (сплава) при варьировании его температуры.

Например, существует общепризнанное понятие о цветах каления углеродистой стали – цветах свечения, зависящих от нагрева. При низких температурах излучение нагретого твердого тела почти целиком расположено в ультрафиолетовой области, и такое тело кажется темным. При повышении температуры излучаемые телом волны смещаются в видимую область спектра, и тело сначала кажется темно-красным, затем красным, желтым и, наконец, при высоких температурах – белым. Инфракрасное излучение (при более высокой температуре) занимает спектральную область между красным видимым светом (длина волны 0,74 мкм) и коротковолновым радиоизлучением (1...2 мм).

Постановка задачи

На практике температуру металлических материалов измеряют оптическими пирометрами или оптико-электронными системами [1]. К параметрам, характеризующим поток излучения, относят абсолютное значение потока и его спектральное распределение, поэтому системы оптического измерения температуры обычно разделяют на энергетические и спектральные. В энергетических системах осуществляются прием и измерение абсолютного значения потока излучения на каком-либо выбранном участке спектра. Действие спектральных систем основано на измерении отношения теплового излучения на двух (или более) длинах волн. Однако подобные способы в основном используют либо для стационарного измерения температуры, либо при ее изменении с относительно невысокими скоростями (несколько сотен градусов в секунду), например, в случаях обработки металлических материалов токами высокой частоты и т.п.

В последние годы создают системы измерения температурных полей быстропротекающих процессов [2]. Однако инерционность используемых датчиков не по-

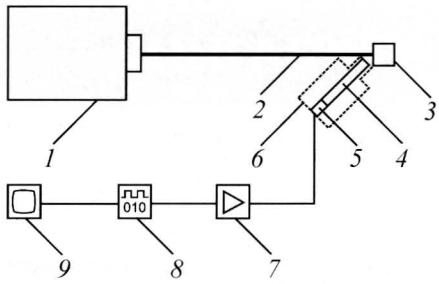


Рис. 1. Комплекс измерения температуры поверхности металла при лазерном импульсном облучении:
1 – оптический квантовый генератор (источник лазерного излучения); *2* – лазерный луч; *3* – образец; *4* – световод; *5* – фотодиод; *6* – светонепроницаемый водоохлаждаемый корпус; *7* – усилитель; *8* – аналого-цифровой преобразователь; *9* – персональный компьютер

зволяет регистрировать температуру, изменяющуюся с еще бо́льшими скоростями. Такое изменение характерно для процесса лазерного облучения, при котором скорость может достигать нескольких десятков (а в некоторых случаях и сотен) тысяч градусов в секунду. Подобные температурные градиенты позволяют формировать сложные и нетривиальные поверхностные структуры, поэтому особенно актуален вопрос регистрации температуры при ее изменении с *гипервысокими* скоростями, что явилось задачей данной работы.

Обсуждение результатов

Литературный обзор показал, что рассматриваемые проблемы находили решение, в основном, путем математического моделирования. Аппаратно-реализованные комплексы измерения [3, 4] помимо инерционности имеют существенные погрешности.

Благодаря достижениям современной техники на кафедре "Физическое и прикладное материаловедение" ДГТУ создано оригинальное измерительное устройство, включающее составляющие, каждая из которых имеет постоянную времени, значительно меньшую длительности действия лазерного импульса ($\leq 1 \cdot 10^{-3}$ с), что позволяет регистрировать описываемый высокоскоростной процесс. Схема комплекса приведена на рис. 1.

Основной отличительной особенностью устройства является наиболее безынерционный датчик – фоточувствительный полупроводниковый диод с *p–n*-переходом. При освещении *p–n*-перехода в нем возникают электронно-дырочные пары, что вызывает появление направленного заряда небольшого уровня. Фотодиоды обладают высоким быстродействием (способны реагировать на сигналы частотой 1...10 МГц), что на несколько порядков превосходит распространенные и широко используемые элементы

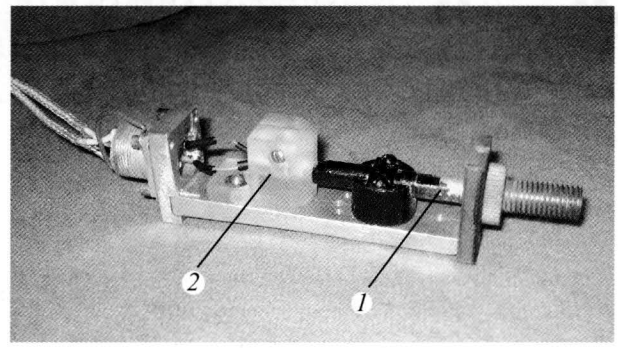


Рис. 2. Конструктивное исполнение световода (*1*) в контакте с фотодиодом (*2*)

регистрации температуры (пирометры, фотосопротивления и т.п.).

В созданном устройстве используется кремниевый фотодиод BPW24R, позволяющий регистрировать световое излучение тела как в видимом диапазоне спектра, так и в инфракрасной области и осуществлять интегральную (в пределах диаметра лазерного пучка) регистрацию температуры поверхности металла при крайне малой длительности лазерного импульса.

Чтобы повысить достоверность результатов (для исключения регистрации отражения лазерного луча), поверхность образца покрывали сажей, т.е. создавали эффект "абсолютно черного тела".

В целях более точного и безопасного для фотодиода измерения температуры поверхности материала при его лазерном облучении регистрация проводилась с использованием световода из высокочистого халькогенидного стекла с малыми оптическими потерями в среднем инфракрасном диапазоне. На рис. 2 показано совместное взаимное расположение фотодиода *2* (в крепежном модуле) и световода *1* (защитный корпус снят).

Световод выполнен в форме цилиндра и совместно с фотодиодом помещен в светонепроницаемый водоохлаждаемый корпус *6* (см. рис. 1). Следует отметить, что в случае импульсного лазерного облучения материалов нагреву подвергается небольшой участок поверхности в течение крайне малого времени, что не оказывает теплового воздействия на измерительную систему, поэтому водяное охлаждение не требуется и комплекс обладает высокой мобильностью. В случае иного способа нагрева со значительным тепловложением (например, при длительной непрерывной обработке) охлаждение необходимо.

Светонепроницаемый корпус снабжен диафрагмой, расположенной в месте, примыкающем к лазерному пятну (∅ 3 мм). Угол отклонения световода от поверхности материала (а также от оси лазерного

луча) составляет (45±3)°, расстояние от пятна облучения – не более 5 мм.

Как указывалось выше, генерируемый фотодиодом аналоговый сигнал имеет крайне небольшую амплитуду, что не позволяет регистрировать и анализировать его современными *аналого-цифровыми преобразователями* (АЦП) для последующей обработки с использованием вычислительной техники.

Для повышения уровня сигнала, поступающего от фотодиода к АЦП, в качестве составной части конструкции разработанного устройства введен усилитель *7* (см. рис. 1) оригинальной конструкции. Основой усилителя является микросхема TL072, имеющая постоянную времени 1/35 МГц, что не влияет на частоту пропускания сигнала (следовательно, на быстродействие системы).

Выходящий из усилителя аналоговый сигнал передается на вход аналого-цифрового преобразователя E14-440D (внешний модуль АЦП/ЦАП/ТТЛ на шину USB1.1; производство ЗАО "Л-КАРД", Москва). Модуль E14-440D *8* (см. рис. 1), являющийся современным универсальным программно-аппаратным устройством для использования со стандартной последовательной шиной USB, предназначен для построения многоканальных измерительных систем ввода, вывода и обработки аналоговой и цифровой информации в составе персональных IBM-совместимых компьютеров.

Применение USB-интерфейса на модуле E14-440D позволяет быстро и удобно подключать его к стандартным персональным компьютерам и к компьютерам типа NoteBook. Подключаемый к шине USB модуль не требует внешнего питания, конфигурируется автоматически, т.е. реализован так называемый принцип Plug&Play, при котором операционная система определяет тип подключенного устройства, загружает необходимый для данного устройства драйвер, назначает номер используемого прерывания, адреса портов, DMA и т.д. Кроме того, спецификация шины USB допускает "горячее" (т.е. при включенном питании компьютера) подключение/отключение устройств.

На модуле установлен цифровой сигнальный процессор ADSP-2185M с законченными управляющими программами, позволяющими осуществлять ввод-вывод с аналоговых каналов в различных режимах. Тактовая частота встроенного процессора позволяет обрабатывать результаты экспериментов без искажения временны́х характеристик сигнала, что очень важно при наличии высокоскоростных аналоговых данных. Кроме того, в созданном устройстве используются не все возможности модуля, а лишь основные, что упрощает работу пользователя.

Таким образом, сигнал измеряемой величины, поступающий от датчика (через усилитель), преобразуется в АЦП в число, точнее, в двоичный код, который определяет не собственно измеряемую величину, а значение выходного сигнала датчика, функционально связанного с измеряемой величиной. Эти значения вводятся в персональный компьютер *9* (см. рис. 1) в виде файла, содержащего данные о проведенной регистрации, которые могут быть представлены как в матричном, так и в графическом виде. Однако для регистрации температуры необходимо знать не выходной сигнал датчика, а саму измеряемую величину, выраженную в градусах.

Свойства конкретных датчиков и характер производимых в них преобразований определяют функциональную зависимость между измеряемой величиной x и выходным сигналом датчика y:

$$y = F(x),$$

где $F(x)$ – монотонная функция (статистическая характеристика датчика).

Задача заключается в определении измеряемой величины по выходному сигналу датчика y, т.е. в нахождении функции

$$x = F'(y) = f(y),$$

где $f(y)$ – функция, обратная статистической характеристике датчика (его градуировочная характеристика).

Построение градуировочной характеристики осуществляли по следующей методике:

1) к поверхности никелевой пластины способом контактной сварки приваривали горячий спай термопары платинородий–платина. Никель выбран в качестве модельного материала, поскольку имеет сходные с железоуглеродистыми сплавами теплофизические постоянные и показатели светового поглощения;

2) пластину нагревали способом прямого подогрева путем ее последовательного включения в цепь переменного тока большой силы;

3) свободные концы термопары подключали к потенциометру ПП-63 высокого класса точности, с помощью которого регистрировали напряжение на термопаре и переводили его в значения температуры по известным переводным таблицам;

4) одновременно с этим на свободной части поверхности никелевой пластины регистрировали ее световое излучение с использованием созданного комплекса (в тех же геометрических условиях, что и лазерном облучении); затем сигнал вводился в ЭВМ.

В результате получена нелинейная зависимость уровня сигнала на выходе АЦП от напряжения на термопаре (и, следовательно, от температуры). Зависимость была аппроксимирована аналитическим выражением, которое использовали для расчета измеряемого параметра. При этом значения сигнала, по-

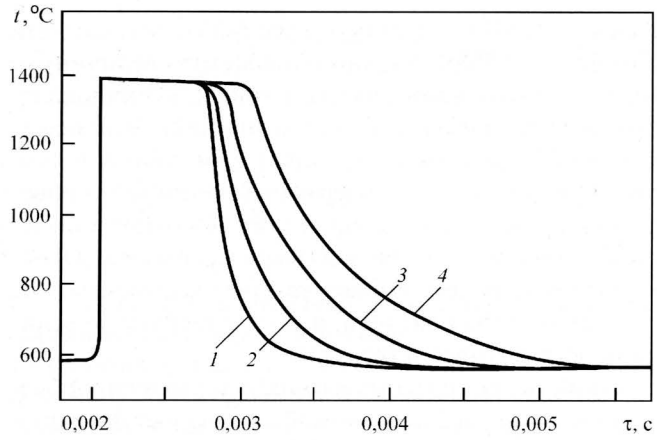


Рис. 3. Зависимость измеренной температуры *t* от времени τ при облучении стали У8 с разной плотностью мощности *q*, МВт/м^2:
1 – 80; *2* – 120; *3* – 160; *4* – 200

ступающего на вход ЭВМ, автоматически и с высокой скоростью переводились в единицы температуры.

В итоге весь массив данных, поступающих в компьютер из АЦП, последовательно считывается, обрабатывается в соответствии с выведенным выражением и представляется в виде графической зависимости. На рис. 3 приведены результаты измеренной температуры от времени при облучении стали У8 на лазерной установке ГОС-30 с разной плотностью мощности излучения *q*. Как видно, повышение *q* приводит к снижению скорости охлаждения, что связано с увеличением глубины прогрева поверхностного слоя. Результаты эксперимента хорошо коррелируют как с теоретическими представлениями, так и с расчетными зависимостями, следовательно, являются их прямым подтверждением.

Необходимо отметить, что изменение температуры фиксируется в диапазоне 600...1400 °С. Ограничение связано со спектральной частотной чувствительностью фотодиода. Однако это не создает препятствий для определения градиентов температур нагрева и охлаждения. Таким образом, на данном этапе реализации способа измерения не представляется возможным определить максимальную температуру нагрева, но это не являлось задачей исследования.

В случае необходимости определения скоростей охлаждения поверхности металла в мартенситном интервале (ниже 400 °С) полученную зависимость необходимо экстраполировать в заданную температурную область либо графически, либо математически с использованием известной формулы Вина.

Заключение

Разработанный способ бесконтактной регистрации температуры металла, изменяющейся с гипервысокой скоростью, позволяет выявить природу многих процессов, протекающих в поверхностных слоях при экстремальном тепловом воздействии. Измерительный комплекс имеет малые габариты и при совместном использовании с компьютером типа NoteBook обладает мобильностью, что позволяет его использовать в различных технологических условиях, в том числе в труднодоступных местах при обработке на установках разных типов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Поскачей А.А., Чубаров Е.П.** Оптико-электронные системы измерения температуры. М.: Энергоиздат, 1988. 747 с.

2. **Пат. 2099674 РФ.** Способ измерения яркостной температуры / В.М. Коротких, П.Ю. Гуляев, М.А. Гумиров, А.В. Еськов, В.В. Евстигнеев. 20.12.97.

3. **Система** сбора информации для исследования механизма сажеобразования в вихрекамере двигателя / Г.В. Барсуков, В.В. Бразовский, В.А. Вагнер, В.Ю. Русаков // Электронный научный журнал "Горизонты образования" / АлтГТУ. 2006. № 8. С. 10–15.

4. **Бекренев А.Н., Жаткин С.С., Паркин А.А.** Исследование динамики нагрева металлов при импульсном лазерном воздействии // Физика и химия обработки материалов. 1994. № 6. С. 25–31.

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение-1".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Погорелова Т.Н.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 25.12.06 г. Подписано в печать 13.02.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,89. Заказ 345. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК", 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15